

Министерство образования Республики Беларусь
Белорусский национальный технический университет

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 26

Минск
"Вышэйшая школа"
2002

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

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

Рецензент:

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

Издание сборника «Металлургия» возобновлено в 2001 году (выпуск 25)
с периодичностью один раз в год. Выпуск 24 был издан в 1990 году.

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

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

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

УДК 669.012.9 .

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (БНТУ),
В. В. ФИЛИППОВ, канд. техн. наук,
В. А. ТИЩЕНКО, **В. А. МАТОЧКИН** (РУП БМЗ*),
И. А. ТРУСОВА, канд. техн. наук,
С. М. КАБИШОВ (БНТУ)

ОСВОЕНИЕ НАГРЕВАТЕЛЬНОЙ ПЕЧИ НОВОЙ КОНСТРУКЦИИ В ЛИНИИ ПРОКАТНОГО СТАНА 150 РУП БМЗ

В состав комплекса оборудования стана 150, который был пущен в эксплуатацию в сентябре 2000 г. на БМЗ, входит уникальная нагревательная печь с механизированным подом новой конструкции. Печь (рис. 1) предназначена для нагрева непрерывнолитых заготовок с номинальным сечением 125 × 125 мм и 163 × 163 мм длиной от 10 до 12 м, посад и выдача металла производятся с боковых сторон печи. Общая длина печи 20,35 м, по расположению горелок она разделена на три зоны: предварительного нагрева, нагрева и выдержки. Нагрев металла в первых двух отапливаемых зонах осуществляется боковыми длиннофакельными горелками типа GR16 (4 шт.) и GR22 (6 шт.), в зоне выдержки – фронтальными длиннофакельными горелками GR8 (8 шт.), разработанными фирмой ITALIMPIANTI. Печь оборудована металлическим рекуператором с температурой подогрева воздуха до 500 °С.

Следует отметить, что в связи с оригинальной конструкцией печной установки и ее отличительными особенностями (переворот заготовки (кантовка) на 360° в рабочем пространстве печи, небольшие габариты печи, наличие пережима между зоной предварительного нагрева и зоной нагрева) опыт ее эксплуатации в мировой практике отсутствует.

В процессе освоения проектной мощности оборудования стана 150 были проведены комплексные исследования тепловой работы нагревательной печи, включающие:

- балансовые испытания и анализ предлагаемой (проектной) технологии при различных тепловых нагрузках;
- экспериментально-теоретические разработки;
- выбор ресурсосберегающих температурно-тепловых режимов, обес-

* Республиканское унитарное предприятие «Белорусский металлургический завод».

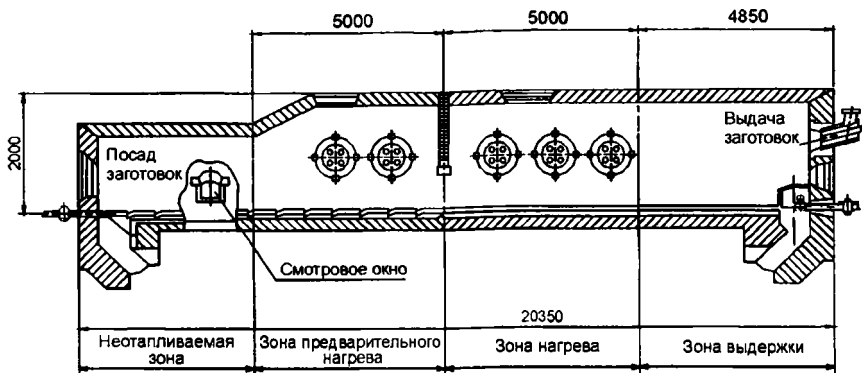


Рис. 1. Схема печи стана 150

печивающих снижение удельного расхода условного топлива и уменьшение окалинообразования;

- обоснование возможности увеличения проектной производительности нагревательной печи.

В процессе проведения балансовых испытаний фиксировали основные параметры работы печи: производительность, расходы газа и воздуха по зонам, температуру печи, конечную температуру металла, температуру металла в конце прокатки, температуру подогрева воздуха, температуру уходящих газов до и после рекуператора, температуры наружной и внутренней поверхностей печи в различных точках. Полученные данные использованы для проведения расчетов тепловых балансов. Анализ результатов показал, что средний удельный расход условного топлива при работе печи по проектной технологии находится на уровне 40 – 48 кг у.т/т в зависимости от производительности, что свидетельствует об имеющихся резервах нагревательной печи с точки зрения интенсификации процесса нагрева.

В связи с отмеченным на последующем этапе исследований разработали математическую модель нагрева непрерывнолитой заготовки:

- уравнение теплопроводности

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

где $R_1 \geq x \geq -R_1$; $R_2 \geq y \geq -R_2$; $\infty > \tau \geq 0$;

- граничные условия третьего рода и условия симметрии:

$$\lambda(T)\frac{\partial T(R_1; y; \tau)}{\partial x} = \sigma [T_{нч}^4 - T^4(R_1; y; \tau)] + \alpha [T_{нч} - T(R_2; y; \tau)], \quad (2)$$

$$\lambda(T) \frac{\partial T(R_2; x; \tau)}{\partial y} = \sigma [(T_{\text{пч}}^4 - T^4(R_2; x; \tau)) + \alpha [T_{\text{пч}} - T(R_2; x; \tau)]], \quad (3)$$

$$\frac{\partial T(0; y; \tau)}{\partial x} = 0, \quad \frac{\partial T(x; 0; \tau)}{\partial y} = 0 ; \quad (4)$$

• начальное условие

$$T(x; y; 0) = f(x; y) = T_0. \quad (5)$$

Численная реализация математической модели (1) – (5) осуществлена методом сеток. Для параметрической настройки математической модели использованы результаты балансовых испытаний и промышленных экспериментов как для условий стана 150 [1], так и для условий печей с механизированным подом станов 320 и 850 БМЗ, проведенных ранее [2, 3].

Таблица 1

Режимы нагрева металла в печи стана 150

Профиль, мм	Марка стали	Шаг рас- кладки загото- вок, мм	Время нагрева, мин	Температура по зонам печи, °С		
				предвари- тельного нагрева	нагрева	вы- держки
Ø 5,5 – 7,5	Ст0сп – Ст5сп, Св-08ГА, Св-08ГС, Св-08Г2С, 1008, 1010, 1018, 10 – 50, 35ГС, С18Д, С38Д, S235JRG2	250	100– 120	920–970	1165– 1215	1165– 1215
			120– 140	920–970	1140– 1190	1150– 1200
	70КО, 70К – 85К, 70КЧЛ, 70Б – 85Б, 70БЛ, 70П – 85П, 60 – 85, 60Г – 70Г, 1060 –1080, 20Г2Р, 70КЗС – 85КЗС, С76Д	250	100– 120	920–970	1130– 1170	1150– 1190
			120– 140	920–970	1110– 1150	1120– 1160
Ø 8,0 – 12,5	Ст0сп – Ст5сп, Св-08ГА, Св-08ГС, Св-08Г2С, 10 – 50, 35ГС, 1008, 1010, 1018, BSt500S, At500C, A500C	250	80–100	930– 1000	1180– 1230	1185– 1240
			100– 120	920–970	1165– 1215	1165– 1215
	70П – 85П, 60 – 85, 60Г – 70Г, 60С2А, 1060 – 1080, 8385, 20Г2Р	250	80–100	920–980	1140– 1190	1145– 1190
			100– 120	920–970	1130– 1170	1150– 1190

В дальнейшем с использованием математической модели нагрева непрерывной заготовки в печи стана 150 и созданного на ее основе программного продукта была выполнена серия численных экспериментов при варьировании производительности печи (времени нагрева), марки стали, температурного режима печи и др. На основании анализа полученных данных разработаны рациональные режимы нагрева, обеспечивающие требуемую по технологической инструкции температуру нагрева непрерывной заготовки при увеличении проектной мощности печи (табл. 1).

С целью определения технико-экономических показателей работы печи по разработанным режимам проведены расчеты тепловых балансов печи, итоговые результаты которых представлены в табл. 2.

Таблица 2

Технико-экономические показатели тепловой работы нагревательной печи стана 150

Производительность P , т/ч	Удельный расход условного топлива b , кг у.т/т	КПД, %
58,5	42,2	52,3
64	41,5	53,1
70	40,95	53,8
78	40,3	54,7
88	39,7	55,6
100	39,3	55,9

Анализ полученных результатов показывает, что удельный расход условного топлива при нагреве по разработанным рациональным режимам снижен на 2 – 3 кг у.т/т, окиснообразование – на 1 – 2,5 кг/т в зависимости от производительности печи и марки стали. При этом такие характеристики, как удельный расход условного топлива (39 – 42 кг у.т/т), КПД (52 – 56%), соответствуют лучшим мировым аналогам.

На основании результатов выполненных исследований внесены изменения по температурным режимам нагрева заготовок в зависимости от профиля в технологическую инструкцию (изменение № 4 к ВТИ-П-13 – 2000).

Экономический эффект от внедрения разработанных температурно-тепловых режимов нагрева заготовок в печи стана 150 составил 174,2 тыс. у. е.

ЛИТЕРАТУРА

1. Освоение технологии нагрева непрерывнолитых заготовок в печи стана 150 РУП «БМЗ» / В. И. Тимошпольский, В. В. Филиппов, В. А. Тищенко и др. // Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. Энергетика. – 2001. – № 5. – С. 64 – 70.
2. Тимошпольский В. И. Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня. – Мн.: Наука і тэхніка, 1995. – 255 с.
3. *Filippov V. V., Timoshpolsky V. I., Trusova I. A.* Belorussian Metallurgical Plant (BMZ) – a modern Enterprise for production and research. – Voest-Alpine. Austria, 2001. – 214 p.

В. В. ФИЛИППОВ, канд. техн. наук (РУП БМЗ),
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (БНТУ),
Г. А. АНИСОВИЧ, акад., д-р техн. наук (НАНБ*),
И. Л. НУМЕРАНОВА, **Н. Л. МАНДЕЛЬ**, канд. техн. наук,
Д. В. ЛЕНАРТОВИЧ (БНТУ)

ОСВОЕНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРОИЗВОДСТВА БЕЛОРУССКОЙ ШАРИКОПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ

Шарикоподшипниковые стали относятся к классу заэвтектоидных сталей, которые своим химическим составом и термообработкой обеспечивают прежде всего высокую износоустойчивость. На изнашивание элементов подшипников в процессе эксплуатации влияет большое количество взаимосвязанных факторов, что обуславливает крайнюю сложность получения комплекса требуемых показателей качества. Эти требования нельзя характеризовать обычно принятыми показателями механических свойств и микроструктуры, так как напряжения, возникающие в металле в условиях эксплуатации подшипника, и протекающие при этом явления разрушения с большим трудом поддаются теоретическому анализу или расчету.

В литературе имеется достаточно данных, описывающих технологию получения литого металла в слитках или непрерывнолитых заготовках и производства готового сортового проката или проволоки из сталей типа ШХ. Основные производители этих сталей – Златоустовский завод, Кузнецкий металлургический комбинат, Оскольский электрометаллургический комбинат, Череповецкий металлургический комбинат, заводы «Днепрспецсталь» и «Электросталь». На стадии прокатного передела основное внимание уделялось отработке технологии гомогенизирующего нагрева стали, обеспечению условий деформации и термообработки с целью получения требуемой микроструктуры и фазового состава.

На БМЗ сталь ШХ15 впервые была выплавлена и разлита в непрерывнолитую заготовку в 1991 г. Однако уровень внепечной обработки того времени не позволял обеспечить требования по макроструктуре непрерывнолитого металла и однородности свойств по сечению заготовки. Были отмечены и значительные дефекты поверхности после разливки.

В рамках выполнения научно-исследовательских работ между Белорусским национальным техническим университетом и БМЗ в 2001 г. была разработана комплексная технология производства подшипниковой стали в условиях БМЗ. На первом этапе необходимо было получить непрерывнолитую заготовку, соответствующую по показателям качества ГОСТ

* Национальная академия наук Беларуси.

801–78, а затем попытаться обеспечить производство передельной заготовки сечением 125×125 мм для последующего переката на заводах, производящих специальные, качественные стали. Опытная плавка № 32523 стали ШХ15СГ была проведена на БМЗ 20.07.2001 г. в ДСП № 3 и после обработки на установке печь-ковш и вакууматоре разлита на МНЛЗ № 3 в заготовку сечением 250×300 мм. Затем из этой стали на стане 850 был прокатан сортовой круг диаметром 115 мм.

Конечный химический анализ по разливочной пробе из середины плавки № 32523: углерод – 0,994%, кремний – 0,512, марганец – 1,009, хром – 1,367%. Остальные элементы в виде примесей не превышали требований ГОСТ 801–78.

После разливки металл порезали на заготовки длиной 5300 мм и штабелировали на складе заготовок; охлаждение под колпаком происходило в течение 24 ч. От плавки отобрали пробы непрерывнолитой заготовки сечением 250×300 мм для оценки макроструктуры. После фрезерования и травления поверхности темплетов было проведено сравнение свежепротравленных образцов с эталонами шкал стандарта ОСТ 14-1-235–91. Результаты металлографического анализа показали, что в образцах нет межкристаллитных трещин и ликвационных полосок, осевая ликвация на одном образце оценена баллом 2,5 и на другом – 1,0. Отмечалось сосредоточение пор 4 и 1,5 балла вблизи теплового центра в зоне встречи фронта затвердевания. Единичные мелкие включения диаметром до 1 мм, располагающиеся под поверхностью, оценивались по шкале «краевое точечное загрязнение» – 0,5 балла. Наружная мелкозернистая корочка состоит из дезориентированных мелких кристаллов глубиной залегания 8 мм. Зона столбчатых кристаллов в образцах в среднем составляет 85×75 мм. На поверхности заготовок раковин от налипания шлака, раздутия или вогнутости по поперечному сечению не наблюдалось.

Заготовки были посажены в холодном состоянии в подогревательную печь и нагревались по режиму для четвертой группы марок сталей по ТИ 840-П2-01–2000. Заготовки находились в подогревательной печи 1 ч, после чего при температуре поверхности 765 и 811 °С были пересажены в нагревательную печь. Режим нагрева представлен в табл. 1.

Анализ температуры нагрева металла свидетельствует о том, что длительность нагрева металла в нагревательной печи и температуры по зонам соответствовали требованиям ТИ 840-П2-01–2000. Температура нагрева металла по зонам находилась ближе к нижнему пределу, за исключением нижней зоны в конце печи перед выдачей металла.

Учитывая большое количество экспериментальных данных и результаты числовых расчетов по математической модели [1], можно с достаточной точностью определить, что температура поверхностных слоев заготовки составляла в момент выдачи 1180 °С, среднемассовая температура

Таблица 1

Режим нагрева непрерывнолитых заготовок в нагревательной печи стана 850

Температура нагрева в печи по зонам, °С							Время нагрева, час:мин		
1	2	3	4	5	6	7	мин.	макс.	сред.
1150	1135	1180	1215	1185	1220 1200	1200 1195	2:34	2:40	42:37
Требование ТИ 840-П2-01-2000									
1110 – 1180	1110 – 1180	1150 – 1220	1190 – 1260	1170 – 1240	1180 – 1250	1150 – 1220	1:30	3:10	–
Рекомендуемый режим нагрева металла по зонам печи по плану работ									
1110 – 1160	1110 – 1160	1150 – 1200	1190 – 1240	1170 – 1220	1180 – 1230	1150 – 1200	2:00	2:30	–

по сечению заготовки – в пределах 1172 – 1174 °С. Отбор окалины после печного нагрева не производился, но было отмечено, что она хорошо удаляется с поверхности заготовки при гидросбиве и в процессе деформации.

Прокатка непрерывнолитых заготовок на круг диаметром 115 мм производилась в соответствии с действующей технологической инструкцией ТИ 840-П2-01–2000 по схеме калибровки в 9 проходов. В процессе прокатки регистрировались температура поверхности раската в каждом пропуске, момент и усилие прокатки.

После прокатки полученные раскаты были порезаны на пиле горячей резки на заготовки длиной $12\ 000 \pm 100$ мм. После раскроя металл охлаждался на реечном холодильнике. Проба на технологическую осадку, отобранная из одного из раскатов, дала положительный результат. При осмотре поверхности раскатов дефектов поверхности не обнаружено. Все требования ГОСТ 801–78 по макро- и микроструктуре отобранных образцов были обеспечены.

Результаты основного показателя механических свойств проката в состоянии поставки (горячекатаный неотожженный прокат) свидетельствуют о достаточно высокой однородности свойств: среднее значение твердости 356 ± 6 НВ. Абсолютное отклонение от среднего значения 1,6%.

Опытная партия заготовок круга диаметром 115 мм и длиной 6 м в количестве 12 штук (5,570 т) была отгружена для проведения испытаний на ОАО «Минский подшипниковый завод».

Акт испытаний на МПЗ констатировал, что для штамповки колец подшипников 3626.01 и 3626.02 возможно использование проката диаметром 115 мм из стали ШХ15СГ производства БМЗ.

Из заключения также следует, что на дополнительно отобранных пробах качество металла соответствует требованиям ГОСТ 801–78 и не отличается от данных БМЗ. По всем показателям макро- и микроструктуры имеется достаточный запас качества, что свидетельствует о правильном подходе к разработке опытной технологии.

Контроль микроструктуры, проведенный на поперечных темплатах сортового проката, показал, что центральная пористость составила 1,0 балла при норме 2,0 балла; точечная неоднородность – в среднем 0,75 балла при норме 2,0 балла; ликвационный квадрат при норме 0,5 балла отсутствует. В микроструктуре металла не обнаружено дефектов в виде усадочной раковины, флокенов, инородных включений. Неметаллические включения: оксиды при норме не более 3 баллов составили в среднем 1,83 балла; сульфиды при норме не более 3,0 – в среднем 1,41; глобулы при норме 2,5 – 1,41; микропористость при норме 3 балла – в среднем 0,33 балла. Отмечено превышение фактического содержания в стали кислорода, которое равно 0,006%. В соответствии с требованиями изменения № 6 ГОСТ 801–78 от 01.02.2002 г. массовая доля кислорода в стали должна

быть не более 0,0015%. Норма массовой доли кислорода не является браковочным признаком до 01.01.2004 г.

Следует заметить, что наибольшее опасение при изготовлении горячекатаного сортового проката вызывало возможное наличие карбидной неоднородности. Анализ этого показателя на МПЗ свидетельствует о том, что при норме структурной полосчатости не более 4,0 балла на шести образцах опытной технологией обеспечивается 3 балла. Карбидная ликвация отсутствует при норме не более 3,0 балла. Другие показатели также имеют запас по качеству.

Проведенные исследования на БМЗ и МПЗ свидетельствуют о технической возможности производства сталей для шарикоподшипников в виде непрерывнолитой заготовки и сортового проката. Выдвинуто предположение о возможности более глубокого передела этой стали в катанку и проволоку. Главной проблемой ее производства в условиях БМЗ следует ожидать наличие карбидной неоднородности, для ликвидации которой потребуются установка дополнительного оборудования для ускоренного охлаждения проката после стана 850.

В заэвтектидных сталях при медленном охлаждении в области сердцевины литой заготовки наблюдается сегрегация карбидов. После придания формы прокату в горячем состоянии при охлаждении, как правило, образуется сетка карбидов; это явление следует ослаблять специальными мерами воздействия на прокат. Наиболее интенсивно на изменение карбидной сетки влияет ускоренное подстуживание после прокатки. Если металл ускоренно охлаждается от температуры 850 – 820 °С до 700 °С, то карбидная сетка снижается на 1,0 – 1,5 балла. Карбидное превращение начинается при 750 и заканчивается при 700 °С, а при 675 – 750 °С начинается ферритное превращение. Быстрое охлаждение стали в этом интервале не опасно, так как образующиеся внутренние напряжения релаксируют вследствие достаточной пластичности стали. Обеспечить температуру конца прокатки в пределах 850 °С возможно лишь при выдаче заготовки из печи в прокат с температурой не выше 1120 °С. Однако прокатка подшипниковых сталей при таких низких температурах затруднена.

Охлаждение проката ниже 700 °С ведется замедленно вследствие опасности образования трещин из-за повышенной флокочувствительности подшипниковой стали. Поэтому дальнейшее охлаждение необходимо проводить либо на спокойном воздухе в штабелях, либо длительное время (до 72 ч) в неотапливаемых колодцах.

Температурная обработка стали типа ШХ включает также смягчающий сфероидизирующий отжиг, при котором обеспечивается растворение карбидной фазы в аустените и образование зернистого перлита. Это явление подтвердили заводские испытания на наличие карбидной сетки в горячекатаном металле, которая соответствовала 5 баллам, и в этих же образцах после отжига карбидная сетка соответствовала 3 баллам шкалы № 4 ГОСТ 801–78. Ячеистость и сетчатость остаются нежелательными неоднородностями, но полностью их избежать нельзя.

В случаях, когда ожидается повышенный балл карбидной сетки, целесообразен повторный отжиг, возможный при более низкой температуре (780 °С), что дает некоторую экономическую выгоду. При проведении повторного отжига возможно снижение карбидной сетки на 0,5 балла.

На основе опубликованных данных по Ижевскому, Златоустовскому заводам, а также «Серп и молот», «Днепроспецсталь» можно сделать следующие выводы по технологии термообработки горячекатаной стали ШХ15СГ в прутках. В основном это нагрев до 790 °С, выдержка 12 ч, охлаждение до 630 °С со скоростью 40 °С/ч, затем охлаждение на воздухе. Увеличение длительности отжига на 8 – 10 ч снижает карбидную сетку на 0,5 балла. Повышение температуры отжига с 790 до 820 °С практически не сказывается на снижении карбидной сетки.

Таким образом, испытания опытной партии подшипников 3626.01 и 3626.02, изготовленных на МПЗ, свидетельствуют о возможности производства шарикоподшипниковой стали ШХ15СГ в условиях БМЗ.

Целесообразно проведение дальнейших исследований, направленных на более глубокую переработку непрерывнолитых заготовок, включая катанку и проволоку различных диаметров.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Стеблов А. Б., Павлюченков И. А. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах: Учеб. пособие. – Мн.: Выш. шк., 1992. – 316 с.

УДК 669.04:536.244

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

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРЕВА ТЕРМИЧЕСКИ МАССИВНЫХ ТЕЛ В УСЛОВИЯХ ТЕОРЕТИЧЕСКОГО ПРОТИВОТОЧНОГО ТЕПЛООБМЕНА ИЗЛУЧЕНИЕМ

Нагрев металла в противотоке с печными газами довольно широко распространен в промышленном производстве. Развитие научной мысли в этом направлении берет свое начало с середины XX века. К исследованию этого весьма актуального вопроса неоднократно обращались многие уче-

* Днепродзержинский государственный технический университет.

** Днепровский металлургический комбинат им. Дзержинского (Украина, г. Днепро-дзержинск).

ные-металлурги [1 – 8]. Авторами настоящей работы также предпринимались попытки как получить чисто аналитическое решение [9], так и провести математическое моделирование изучаемого процесса на ЭВМ [10]. Использование численных методов по сравнению с инженерными позволяет существенно увеличить точность расчетов, избежать ряда характерных для приближенных алгоритмов упрощений (линеаризация исходной задачи, отказ от учета термической массивности тел и зависимости теплофизических свойств нагреваемого металла от температуры и др.).

Постановка задачи нагрева металла в противоточной формулировке по сравнению с традиционной задачей теплопроводности имеет ряд значительных преимуществ: представляется возможным учитывать характеристики используемого топлива (удельную теплоту сгорания, теплоемкость продуктов горения и т. д.), прогнозировать распределение температур в различных зонах рабочего пространства печи при варьировании величины расхода топлива.

Рассмотрим задачу симметричного нагрева массивных тел плоской ($m = 0$), цилиндрической ($m = 1$) и сферической ($m = 2$) формы в постановке теоретического противоточного теплообмена:

$$\frac{1}{\rho^m} \frac{\partial}{\partial \rho} \left[\rho^m \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \right] = \frac{\partial \theta}{\partial \tau}; \quad (1)$$

$$\left. \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \right|_{\rho=1} = \text{Sk} \left[\theta_r^4 - \theta_{ii}^4 \right]; \quad \left. \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \right|_{\rho=0} = 0; \quad (2)$$

$$\frac{d\theta_r}{d\tau} = \text{Sk} \left[\theta_r^4 - \theta_{ii}^4 \right] n_m; \quad (3)$$

$$\theta(\rho, 0) = \theta_0 = \theta'; \quad \theta_r(0) = \theta'', \quad (4)$$

где введены безразмерные величины

$$\theta(\rho, \tau) = \frac{T(r, t)}{T_r''}; \quad \theta_r(\tau) = \frac{T_r(t)}{T_r''}; \quad \rho = \frac{r}{R}; \quad \tau = \text{Fo} = \frac{at}{R^2};$$

$$\text{Sk} = \frac{\sigma_b T_r''^3 R}{\lambda}; \quad n = \frac{Vc}{V_r c_r}; \quad n_m = (1+m)n.$$

Здесь T, T_r – абсолютные температуры металла и газа, К; r – отсчитываемая от центра координата тела, м; $2R$ – характерный размер тела, м; a – температуропроводность металла, м²/с; t – время, с; λ – теплопроводность металла, Вт/(м·К); σ_b – коэффициент теплообмена излучением, Вт/(м²·К⁴);

c и c_r – теплоемкость металла и газа соответственно, Дж/(кг·К); V – объем нагреваемого металла, м³: $V = FR/(1+m)$ (F – тепловоспринимающая поверхность нагреваемого металла, м²); V_r – объем греющих газов, м³; n – отношение водяных чисел; m – коэффициент формы; θ , θ_r , θ_n – соответственно безразмерные температуры металла, газа и поверхности металла; Sk , Fo – критерии Старка и Фурье соответственно. Индексы «'» и «''» обозначают соответствующие значения переменных величин на входе и выходе.

Численное решение задачи (1) – (4) проводилось на ЭВМ по методу конечных разностей с использованием явной разностной схемы. Выполняя замену частных производных их разностными аналогами

$$\frac{\partial \theta}{\partial x} = \frac{\theta_{i+1} - \theta_i}{\Delta x}; \quad \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} = \frac{\theta_{i+1} - 2\theta_i + \theta_{i-1}}{\Delta x^2},$$

получаем следующие расчетные формулы:

$$\begin{aligned} \theta_{i,j+1} &= \theta_{i,j} + \Delta \tau \left(\frac{m(\theta_{i+1,j} - \theta_{i-1,j})}{2i\Delta \rho^2} + \frac{m(\theta_{i+1,j} - 2\theta_{i,j} + \theta_{i-1,j})}{\Delta \rho^2} \right); \\ \theta_{0,j+1} &= \theta_{0,j} + \frac{\Delta \tau (\theta_{1,j} - \theta_{0,j})}{\Delta \rho^2} (m+1); \\ \theta_{n,j+1} &= \theta_{n-1,j+1} + \Delta \rho Sk [\theta_{r,j+1}^4 - \theta_{p,j+1}^4], \\ \theta_{r,j+1} &= \theta_{r,j} + \Delta \tau Sk [\theta_{r,j}^4 - \theta_{n,j}^4] n_m, \end{aligned} \quad (5)$$

где i – номер пространственного слоя; j – номер временного интервала.

Уравнение (5) представляет собой трансцендентное уравнение относительно температуры поверхности $\theta_{n,j+1}$ в последующий момент времени. Для его решения использовался метод последовательных приближений Ньютона.

Для оценки адекватности построенной математической модели и реализованной расчетной схемы полученное численное решение сравнивалось с известным аналитическим [3] при следующих исходных данных: $\theta' = 0,5$; $\theta'' = 1$; $n = 0,5$; $m = 0$; $Sk = 0,5$; продолжительность нагрева $Fo = 3$. Сравнение осуществлялось для температур греющих газов, поверхности металла и его осевого слоя, а также средней (среднеобъемной) температуры, определяемой по формулам:

$$\bar{\theta} = \frac{\theta_r - \theta_c}{n}; \theta_c = 1 - n\theta' - \frac{2nm}{3(3+m)}(\theta_n^0 - \theta'),$$

где θ_c – некоторый постоянный условный температурный параметр; m – коэффициент формы; θ_n^0 – температура поверхности в момент окончания инерционного этапа нагрева.

Графическое представление результатов сравнения приведено на рис. 1. В табл. 1 сведена динамика температурного поля по сечению пластины в течение всего периода нагрева.

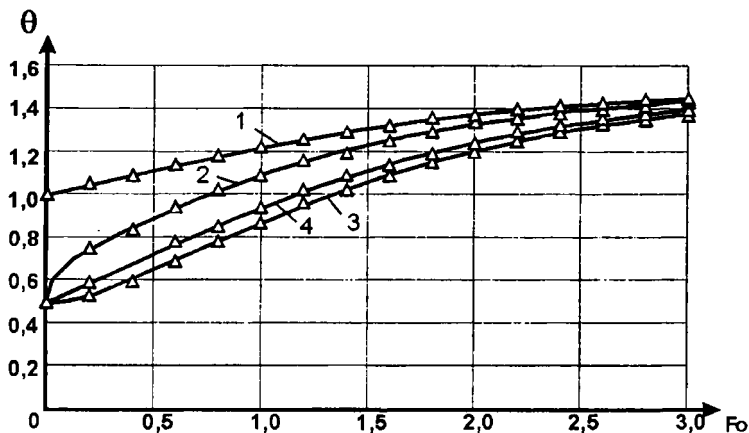


Рис. 1. Изменение температур печи и пластины, нагреваемой в условиях противотока: 1 – температура печи; 2 – температура поверхности; 3 – температура центра; 4 – среднееобъемная температура; Δ – данные работы [3]

На рис. 2 показана температура печи (а), поверхности металла (б) и изменение температурного перепада между поверхностью и центром нагреваемого металла (в) при различных значениях отношения водяных чисел n . При $n < 1$ наблюдаемый процесс имеет явно выраженный сходящийся характер, при $n > 1$ – расходящийся.

Результаты многопараметрических расчетов при варьировании величины критерия Старка показывают, что при $Sk \leq 0,15$ разность температур между поверхностью металла и его осевым слоем, установившаяся в конце инерционного периода нагрева, остается с течением времени практически неизменной (рис. 3), т. е. имеет место картина, аналогичная нагреву термически тонких тел, что хорошо согласуется с критерием, сформулированным в работе [11]. Определив температурный перепад в конце инерционного этапа нагрева, дальнейший расчет можно выполнять с использованием дифференциального уравнения теплопроводности не с распределенными, а с сосредоточенными параметрами.

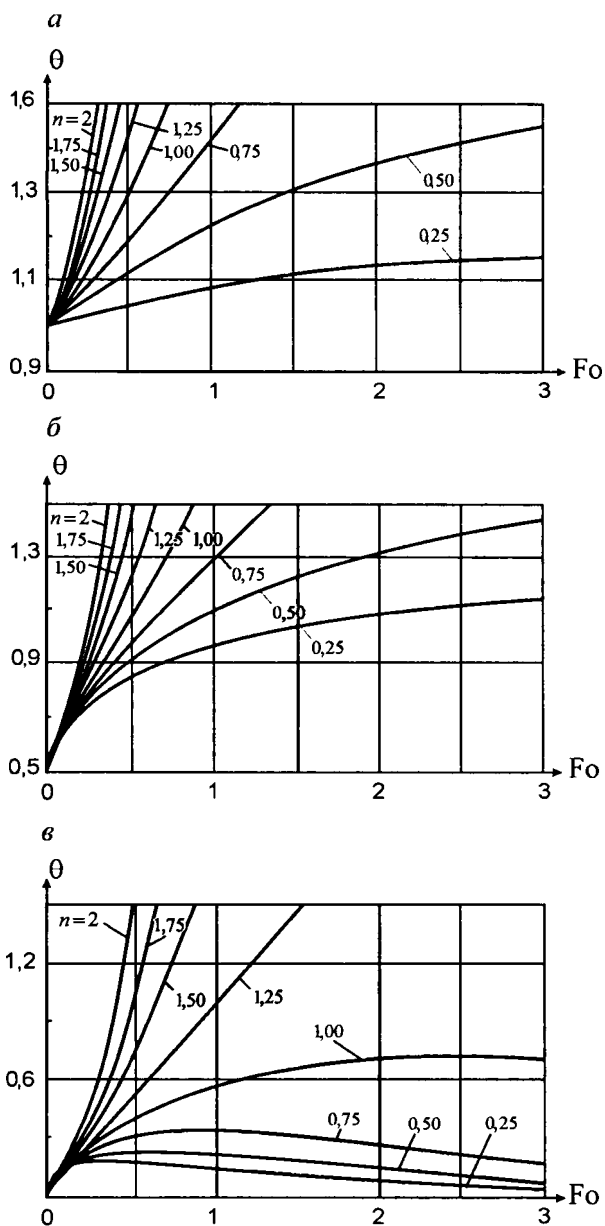


Рис. 2. Тенденция поведения температуры печи (*a*), поверхности пластины (*б*) и температурного перепада между поверхностью и центром нагреваемого металла (*в*) при различных значениях отношения водяных эквивалентов металла и газа n

Анализ результатов, представленных на рис. 1 – 3, позволяет сделать заключение о допустимости применения численного решения предложенной математической модели для исследования процессов нагрева в условиях противоточного теплообмена.

Таблица 1

Динамика температурного поля нагреваемой пластины

x/R	Fo						
	0.0	0.5	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0
0.0	0,500	0,648	0,866	1,055	1,200	1,302	1,371
0.1	0,500	0,653	0,870	1,059	1,202	1,303	1,372
0.2	0,500	0,661	0,879	1,065	1,207	1,307	1,374
0.3	0,500	0,675	0,891	1,075	1,214	1,312	1,378
0.4	0,500	0,692	0,908	1,089	1,224	1,318	1,382
0.5	0,500	0,714	0,928	1,105	1,236	1,326	1,387
0.6	0,500	0,741	0,953	1,124	1,250	1,336	1,394
0.7	0,500	0,772	0,981	1,147	1,266	1,347	1,401
0.8	0,500	0,807	1,013	1,172	1,284	1,359	1,409
0.9	0,500	0,847	1,049	1,200	1,304	1,373	1,418
1.0	0,500	0,892	1,089	1,230	1,325	1,388	1,428

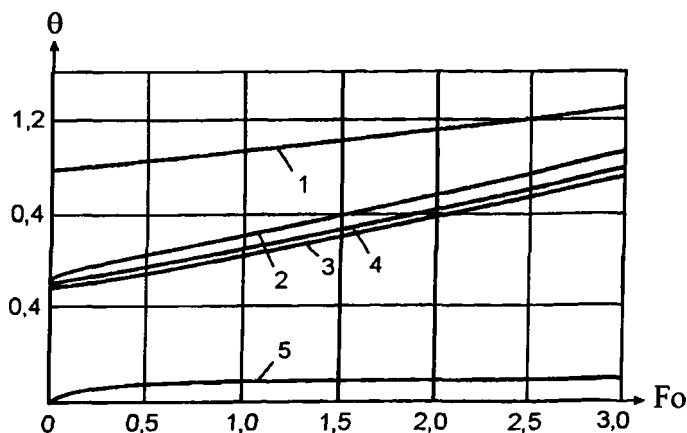


Рис. 3. Динамика температур печи и пластины при $Sk = 0,15$:

1 – температура печи; 2 – температура поверхности; 3 – температура центра; 4 – среднеобъемная температура; 5 – максимальный температурный перепад по сечению пластины

ЛИТЕРАТУРА

1. *Китаев Б. И.* Нагрев кусковых материалов в параллельном токе и противотоке газа или жидкости // Тр. Уральского индустр. ин-та. – Вып. 17. – Свердловск: Metallurgizdat, 1941.
2. *Иванцов Г. П., Любов Б. Я.* Прогрев кусковых материалов в условиях противотока // ДАН СССР. – 1952. – Т. 85. – № 5. – С. 993 – 995.
3. *Кавадеров А. В., Калугин В. Н.* Закономерности нагрева массивного тела излучением в противотоке // Нагрев металла и работа нагревательных печей: Сб. науч. тр. ВНИИМТ. – № 6. – Свердловск: Metallurgizdat, 1960. – С. 59 – 70.
4. *Гольдфарб Э. М.* Теплотехника металлургических процессов. – М.: Metallurgia, 1967. – 439 с.
5. Тепло- и массообмен в плотном слое / Б. И. Китаев, В. П. Тимофеев, Б. А. Боковиков и др. – М.: Metallurgia, 1972. – 432 с.
6. *Постольник Ю. С.* Приближенные методы исследований в термомеханике. – Киев – Донецк: Вища шк., 1984. – 158 с.
7. *Постольник Ю. С.* К расчету температур и времени нагрева массивных тел при противоточном теплообмене / Изв. вузов. Черн. металлургия. – 1990. – № 6. – С. 84 – 86.
8. Исследование противоточного теплообмена в металлургии: состояние вопроса и проблемы развития / Ю. С. Постольник, В. И. Тимошпольский, А. П. Огурцов и др. // Metallurgia. – Вып. 25. – Мн.: Выш. шк., 2001. – С. 149 – 164.
9. Нагрев термочувствительных материалов в условиях противоточного радиационно-конвективного теплообмена / Ю. С. Постольник, В. И. Тимошпольский, В. В. Филиппов и др. // Литье и металлургия. – 2001. – № 3. – С. 53 – 56.
10. Расчет нагрева термомассивной пластины в условиях теоретического противотока / В. И. Тимошпольский, Ю. С. Постольник, С. М. Козлов и др. // Литье и металлургия. – 2001. – № 1. – С. 63 – 64.
11. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах / В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, А. Б. Стеблов и др. – Мн.: Выш. шк., 1992. – 217 с.

В. Б. КОВАЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук,
 В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (БНТУ),
 А. Н. САВЕНОК (РУП БМЗ),
 Г. РОМАДАН, В. В. СУХАН (БНТУ)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАСХОДА ТОПЛИВА НА ОСНОВЕ ТЕПЛООВОГО БАЛАНСА ПРИ НАГРЕВЕ ТОНКИХ ТЕЛ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ПЕЧАМ ПАТЕНТИРОВАНИЯ

В работе изложена новая методика определения величины расхода топлива, необходимого для поддержания требуемого температурного режима в печи, базирующаяся на использовании уравнений теплового баланса с учетом мгновенного расхода топлива в процессе нагрева. При этом методика учитывает не начальную и конечную температуры металла (как, например, в работах [1, 2]), а распределение температуры в текущий момент времени, что позволяет в дальнейшем осуществлять оптимизацию процесса нагрева.

Рассмотрим данную задачу на примере нагрева проволоки в печах патентирования сталепроволочного цеха БМЗ. Процесс патентирования как составная часть производства металлокорда предполагает восстановление проволоки диаметром 2,40 – 3,15 мм (после грубого волочения на волочильных станках) путем рекристаллизации и снятия внутренних напряжений быстрым нагревом в печи с последующим охлаждением в свинцовой ванне. Основные технические характеристики печи патентирования приведены ниже.

Длина печи, м	26
Внутренняя ширина, м	1
Количество зон, шт.	5
Количество горелок, шт.	35
Топливо	Природный газ
Температура проволоки, °С:	
начальная	20
конечная	950 ± 20
Диаметр проволоки, мм	2,40; 2,80; 3,15

В общем случае при расчетах нагрева проволоки в печи патентирования следует учитывать нелинейность граничных условий задачи и зависимость теплофизических свойств стали от температуры [3, 4]. Поскольку в печи патентирования осуществляется высокотемпературный нагрев (температура печи ~ 1000 °С), при постановке задачи можно пренебречь конвективным теплообменом (составляющим 5 – 15% от всего потока).

Согласно принятым допущениям, процесс нагрева проволоки (тонкого тела) описывается уравнениями:

$$\frac{dT}{dt} = \sigma(T_{\text{пл}}^4 - T^4); \quad (1)$$

$$T(0) = T_0, \quad (2)$$

где σ – коэффициент теплообмена радиацией; $T_{\text{пл}}$, T – температура соответственно среды и металла в момент времени t ; T_0 – начальная температура проволоки.

Пусть также известно распределение температуры печи в течение всего периода нагрева. Тогда средняя по объему температура металла определяется по формуле

$$T_{\text{ср}}(t) = \frac{1}{V} T(t), \quad (3)$$

где V – объем нагреваемой проволоки.

Необходимо получить уравнение для расхода топлива в момент времени $0 < t \leq t_k$ (t_k – время окончания процесса нагрева). Зафиксируем момент времени t и Δt .

Рассмотрим различные статьи расхода теплоты, необходимые для составления уравнения теплового баланса для топливной печи непрерывного действия [1].

1. Расход теплоты на нагрев металла от $T_{\text{ср}}(t)$ до $T_{\text{ср}}(t + \Delta t)$

$$Q_{\text{пол}}(t) = Pc_{\text{м}}(T_{\text{ср}}(t + \Delta t) - T_{\text{ср}}(t)), \quad (4)$$

где P – производительность печи, кг/ч; $c_{\text{м}}$ – средняя удельная теплоемкость металла, Дж/(кг · К).

2. Расход теплоты с дымовыми газами, покидающими печь,

$$Q_{\text{yx}}(t) = B(t)V_{\text{д}}c_{\text{д}}T_{\text{yx}}\Delta t, \quad (5)$$

где $B(t)$ – расход топлива, м³/ч; $V_{\text{д}}$ – объем продуктов сгорания, образующихся при сжигании 1 м³ топлива, м³/ м³; $c_{\text{д}}$ – удельная теплоемкость продуктов сгорания, Дж/(м³ · К); T_{yx} – температура уходящих дымовых газов, К.

3. Расход теплоты вследствие потерь через футеровку (кладку) печи

$$Q_{\text{кл}}(t) = \frac{T_{\text{пл}}(t)}{S_1/\lambda_1 + S_2/\lambda_2 + 1/\alpha_c} F_{\text{ст}}\Delta t, \quad (6)$$

где S_1/λ_1 , S_2/λ_2 – тепловые сопротивления, $\text{м}^2 \cdot \text{К}/\text{Вт}$; α_c – коэффициент теплоотдачи от наружной поверхности стен печи окружающей среде, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; $F_{\text{ср}}$ – площадь наружной поверхности футеровки печи, м^2 .

4. Расходом теплоты излучением через открытые окна и дверцы печи пренебрегаем.

5. Расход теплоты на нагрев транспортирующих устройств (поддонов, конвейеров)

$$Q_{\text{тр}}(t) = \frac{M_{\text{тр}}}{\tau} c_{\text{тр}} (T_{\text{тр}}(t + \Delta t) - T_{\text{тр}}(t)), \quad (7)$$

где $M_{\text{тр}}$ – масса транспортирующих устройств, находящихся в печи, кг; $c_{\text{тр}}$ – средняя удельная теплоемкость транспортирующих устройств, $\text{Дж}/(\text{кг} \cdot \text{К})$; $T_{\text{тр}}(t + \Delta t)$, $T_{\text{тр}}(t)$ – температура транспортирующих устройств; τ – время технологического цикла, ч.

Предположим также, что варьирование температуры нагрева транспортирующих устройств соответствует изменению температуры печи, т. е.

$$Q_{\text{тр}}(t) = \frac{M_{\text{тр}}}{\tau} c_{\text{тр}} (T_{\text{пч}}(t + \Delta t) - T_{\text{пч}}(t)). \quad (8)$$

6. Расход теплоты вследствие потерь через металлические стержни и вставки в футеровке печи (анкеры для крепления футеровки из керамического волокна и т. п.)

$$Q_{\text{т.к.з}}(t) = Q_{\text{кл}}(t). \quad (9)$$

7. Неучтенные потери

$$Q_{\text{неучт}}(t) = 0,1(Q_{\text{кл}}(t) + Q_{\text{тр}}(t) + Q_{\text{т.к.з}}(t)). \quad (10)$$

Таким образом, суммарный расход теплоты в момент времени t

$$\sum Q_{\text{расх}}(t) = Q_{\text{пол}}(t) + Q_{\text{ух}}(t) + Q_{\text{кл}}(t) + Q_{\text{тр}}(t) + Q_{\text{т.к.з}}(t) + Q_{\text{неучт}}(t). \quad (11)$$

Приход теплоты состоит из следующих составляющих:

1) от сжигания топлива (теплота химических реакций горения)

$$Q_{\text{х.т}}(t) = B(t) Q_{\text{и}}^{\text{п}} \Delta t, \quad (12)$$

где $B(t)$ – расход топлива, $\text{м}^3/\text{ч}$; $Q_{\text{и}}^{\text{п}}$ – низшая теплота сгорания топлива, $\text{Дж}/\text{м}^3$;

2) при подогреве воздуха (физическая теплота воздуха)

$$Q_{ф.в}(t) = B(t)V_в c_в T_в \Delta t, \quad (13)$$

где $V_в$ – объем воздуха, необходимый для сжигания 1 м^3 топлива, $\text{м}^3/\text{м}^3$; $c_в$ – средняя удельная теплоемкость воздуха, $\text{Дж}/(\text{м}^3 \cdot \text{К})$; $T_в$ – температура подогрева воздуха, К ;

3) при подогреве топлива (физическая теплота топлива)

$$Q_{ф.т}(t) = B(t)c_т T_т \Delta t, \quad (14)$$

где $c_т$ – средняя удельная теплоемкость топлива, $\text{Дж}/(\text{м}^3 \cdot \text{К})$; $T_т$ – температура подогрева топлива, К .

Приходом теплоты вследствие экзотермических реакций окисления металла пренебрегаем.

Суммарный приход теплоты в момент времени t находим по формуле

$$\sum Q_{\text{прих}}(t) = Q_{х.т}(t) + Q_{ф.в}(t) + Q_{ф.т}(t). \quad (15)$$

В соответствии с законом сохранения энергии суммарный расход теплоты должен компенсироваться суммарным приходом. Поэтому уравнение теплового баланса имеет вид

$$\sum Q_{\text{расх}}(t) = \sum Q_{\text{прих}}(t). \quad (16)$$

Подставляя (11), (15) в (16) и учитывая уравнения (3) – (10), (12) – (14), соотношение (16) перепишем в виде

$$P c_m \frac{1}{V} \frac{(T(t + \Delta t) - T(t))}{\Delta t} + B(t)V_{л} c_{л} T_{у\kappa} + \frac{2, 2T_{пч} F_{ст}}{s_1/\lambda_1 + s_2/\lambda_2 + 1/\alpha_c} + \\ + \frac{1, 1M_{тр} c_{тр} (T_{пч}(t + \Delta t) - T_{пч}(t))}{\tau \Delta t} = B(t)Q_{п}^p + B(t)V_в c_в T_в + B(t)c_т T_т.$$

Перейдем к пределу при $\Delta t \rightarrow 0$ в последнем соотношении. Учитывая, что

$$\lim_{\Delta t \rightarrow 0} \frac{T_{пч}(t + \Delta t) - T_{пч}(t)}{\Delta t} = \frac{dT_{пч}}{dt}; \\ \lim_{\Delta t \rightarrow 0} \frac{T(t + \Delta t) - T(t)}{\Delta t} = \frac{dT}{dt} = \sigma(T_{пч}^4 - T^4),$$

в конечном итоге получаем

$$\frac{dT_{\text{пч}}}{dt} = A_1 B(t) + A_2 T^4(t) + A_3 T_{\text{пч}}^4(t), \quad (17)$$

где

$$A_1 = \frac{(Q_{\text{п}}^{\text{п}} + V_{\text{в}} c_{\text{в}} T_{\text{в}} + c_{\text{т}} T_{\text{т}} - V_{\text{д}} c_{\text{д}} T_{\text{ух}}) \tau}{1,1 M_{\text{тп}} c_{\text{тп}}};$$

$$A_2 = \frac{P c_{\text{м}} \sigma}{1,1 M_{\text{тп}} c_{\text{тп}} V};$$

$$A_3 = -\frac{P c_{\text{м}} \sigma}{1,1 M_{\text{тп}} c_{\text{тп}} V} - \frac{2,2 F_{\text{ст}} \tau}{1,1 M_{\text{тп}} c_{\text{тп}} (s_1/\lambda_1 + s_2/\lambda_2 + 1/\alpha_c)}.$$

Для проверки надежности разработанной методики осуществили расчет расхода топлива при нагреве проволоки (высокоуглеродистая сталь) в печи патентирования БМЗ. Исходные данные для расчета: диаметр проволоки 3,15 мм; производительность печи – 1900 кг/ч; начальная температура проволоки – 20 °С; конечная температура проволоки – 970 °С; тепловорная способность топлива $Q_{\text{п}}^{\text{п}} = 34,1$ МДж/м³; коэффициенты A_1 , A_2 , A_3 в уравнении (17) равны: $A_1 = 1805,26$; $A_2 = 1,29 \cdot 10^{-11}$; $A_3 = -1,3 \cdot 10^{-11}$.

Результаты расчетов приведены на рис. 1, 2. Если сопоставить суммарный расход топлива (теоретические и производственные данные), то наблюдается совпадение величин расхода топлива: 100,1 м³/ч по предлагаемой методике и 94,2 м³/ч в условиях действующего производства.

Таким образом, разработанная методика расчета расхода топлива, температуры печи и металла может быть использована для проведения расчетов с целью выбора рациональных температурно-тепловых режимов и оптимизации процесса нагрева по критерию минимизации расхода топлива.

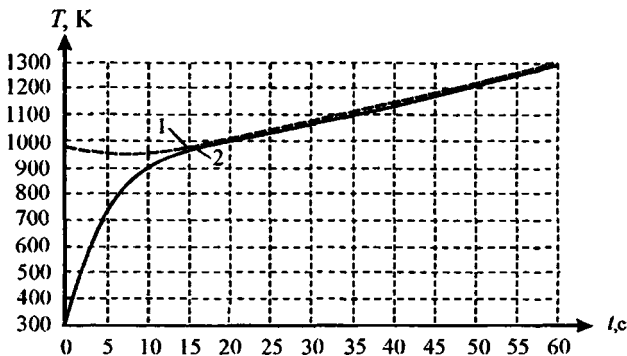


Рис. 1. График изменения температуры:

1 – печи; 2 – металла

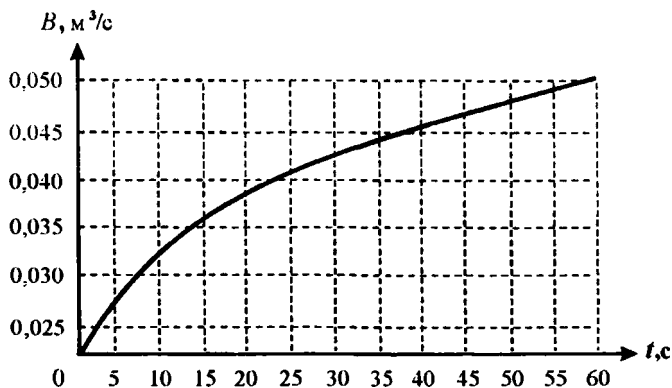


Рис. 2. График расхода топлива за период

ЛИТЕРАТУРА

1. Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Стеблов А. Б., Павлюченков И. А. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах. — Мн.: Выш. шк., 1992. — 214 с.
2. Расчеты нагревательных печей / С. И. Аверин, Э. М. Гольдфарб, А. Ф. Кравцов и др.; Под ред. Н. Ю. Тайца. — Киев: Техника, 1969. — 540 с.
3. Филиппов В. В. Исследование температурно-тепловых режимов нагрева металла в печах сталепроволочных цехов РУП «БМЗ» // Литье и металлургия. — 2001. — № 1. — С. 50 — 54.
4. Разработка высокоэффективных режимов термической обработки кордовой стали в печах патентирования / В. И. Тимошпольский, В. В. Филиппов, А. Н. Савенок и др. // Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. — 2001. — № 4. — С. 61 — 67.

УДК 669.187

И. А. БОНДАРЕНКО, В. М. НОСОВЕЦ,
Д. Н. ГОРБАБА, А. И. НОСОВЕЦ (РУП БМЗ)

ПРИМЕНЕНИЕ В РАБОЧЕЙ ФУТЕРОВКЕ СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ ПЕРИКЛАЗОУГЛЕРОДИСТЫХ ИЗДЕЛИЙ РАЗЛИЧНЫХ ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ

Анализ мирового удельного объема потребления огнеупоров показывает [1 — 8], что в последние десятилетия около 60 — 70% всех производимых в мире огнеупоров применяется в черной металлургии. Нет оснований полагать, что этот показатель в ближайшее время изменится, поэтому

целесообразно прогнозировать разработки и производство огнеупоров исходя прежде всего из тенденции их развития и потребления в черной металлургии.

Общим направлением мирового развития производства стали является постепенное увеличение ее доли, производимой способом непрерывной разливки. Это сопровождается существенным повышением требований к огнеупорам и значительным уменьшением их расхода.

Многие проблемы металлургических заводов связаны прежде всего с использованием и обслуживанием сталеразливочных ковшей, так как интенсивное развитие внепечной обработки стали превратило ковш в основной технологический. В нем производится большое количество металлургических операций на протяжении длительного времени и при интенсивном перемешивании стали. В этой связи предъявляются очень высокие требования к качеству и надежности футеровки, обеспечивающей высокую стойкость и минимальный износ, а именно: устойчивость против коррозионного и эрозийного разрушений расплавленным металлом и шлаком, достаточная термостойкость, отсутствие химического взаимодействия с реагентами, вводимыми в металл при внепечной обработке, отсутствие значительной усадки при работе в условиях высоких температур.

До 2000 г. в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей на БМЗ применялись периклазохромитовые изделия, а также тиксотропная алюмошпинельная наливная бетонная масса марки ANKOCAST – VL 93 M. Эти виды футеровки не отвечали современным требованиям: периклазохромитовые изделия имели сравнительно низкую стойкость – 17 плавок (стены, днище) и 12,7 плавок (шлаковый пояс); бетонная масса марки ANKOCAST – VL 93 M обладала достаточно высокой стойкостью по стенам и днищу – в среднем 71 плавка, но ее химический состав был дополнительным источником загрязнения кордовой стали оксидами алюминия. На основании этого было принято решение о применении в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей периклазоуглеродистых изделий. Изделия марки Ankarbon KC-52 и Ankarbon KC-83 поставила фирма VRD.

Качественные показатели применяемых материалов для футеровки сталеразливочных ковшей в соответствии с требованиями контрактных данных и технических условий представлены в табл. 1.

В процессе эксплуатации изнашивание периклазоуглеродистых изделий происходило равномерно без сколов и трещин; поверхность огнеупора после контакта с металлом и шлаком оставалась чистой, без настывшей и шлаковой корочки, без шероховатостей; швы футеровки находились в хорошем состоянии; четко выделялась граница раздела на участке шлакового пояса и стен.

Использование периклазоуглеродистых изделий в футеровке сталеразливочных ковшей позволило обеспечить стойкость футеровки стен и днища в среднем до 46 плавок, шлакового пояса – до 39 плавок, что соответственно в 2,7 и 3,1 раза выше стойкости периклазохромитовых изделий и в 1,5 раза ниже стойкости бетонной футеровки.

Качественные показатели применяемых материалов для футеровки стальной ковшей

Изделия	Содержание, % (по массе)					Предел прочности при сжатии, МПа	Пористость открытая, %
	MgO	Cr ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃		
Периклазоуглеродистые (контрактные данные)	97	–	2,0	0,6	0,2	> 25	< 7
Периклазохромитовые (ГОСТ 10888–76)	> 65	7 – 15	< 2,5	< 2,0	1,0	> 30	< 21
Бетонная масса (контрактные данные)	5,5	–	–	0,8	92,5	Около 60	–

Износ периклазоуглеродистых изделий в среднем за плавку составлял: по днищу – 2,4 мм, по стенам – 1,5 и шлаковому поясу – 2,0 мм.

Как показали результаты исследований, использование периклазоуглеродистых изделий в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей взамен бетонной футеровки позволило снизить среднее значение содержания неметаллических включений в области «С» с 16 до 2,2%.

Далее были проведены испытания периклазоуглеродистых изделий различных зарубежных производителей и производителей стран СНГ для получения оптимальных технико-экономических показателей. С декабря 2000 г. по март 2001 г. в ЭСПЦ-2 использовались периклазоуглеродистые изделия пяти производителей:

- ОАО «Комбинат магнезит»;
- АО «Семилукский огнеупорный завод»;
- ОАО «Боровичский комбинат огнеупоров»;
- фирмы VRD (новые виды);
- фирмы Slovmag.

Испытуемые изделия сравнивались с изделиями ANKARBON KC52 и ANKARBON KC83.

Изделия ОАО «Комбинат магнезит». Проведены испытания периклазоуглеродистых изделий на основе плавленного периклаза марки ПУПК и периклазоуглеродистых изделий на основе химически чистого спеченного периклаза марки ПУСК производства ОАО «Комбинат магнезит».

Средняя стойкость по двум ковшам в ЭСПЦ-2 составила 20 плавов. Изделия показали низкую эксплуатационную стойкость: один сталеразливочный ковш (14 плавов) – в 3,4 раза, другой (27 плавов) – в 1,7 раза ниже по сравнению с применяемыми изделиями марок ANKARBON KC52, KC83 фирмы VRD (46 плавов).

Средняя скорость изнашивания футеровки шлакового пояса и стен изделий производства ОАО «Комбинат магнезит» в 3 раза выше средней скорости изнашивания применяемых изделий фирмы VRD.

Удельный расход изделий марок ПУПК и ПУСК производства «Комбинат магнезит» по сравнению с удельным расходом применяемых изделий марок ANCARBON KC52, KC83 фирмы VRD в среднем в 2,4 раза больше и составил 10,02 кг/т годной стали против 2,24 кг/т соответственно. При этом удельная стоимость изделий марок ПУПК и ПУСК на 25% выше удельной стоимости изделий марок ANCARBON KC52, KC83 (рис. 1).

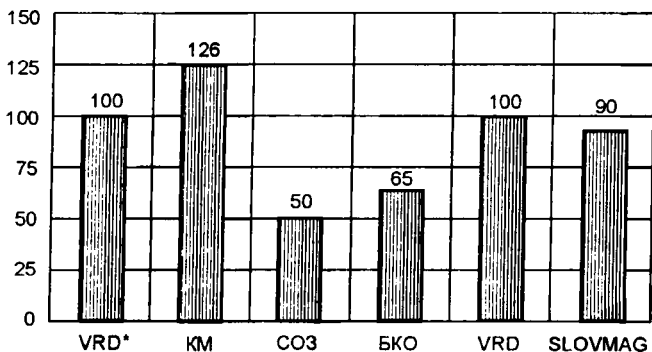


Рис. 1. Сравнительная диаграмма удельной стоимости периклазоуглеродистых изделий различных производителей:

VRD* – изделия ANCARBON KC52 и ANCARBON KC83 фирмы VRD (сравнительные); КМ – изделия ОАО «Комбинат магнезит»; СОЗ – изделия АО «Семилюкский огнеупорный завод»; БКО – изделия ОАО «Боровичский комбинат огнеупоров»; VRD – изделия фирмы VRD (новые виды); SLOVMAG – изделия фирмы Slovmag

При сушке ковшей в большом количестве выделялись вещества с резким запахом, что, естественно, недопустимо с точки зрения экологии для технического персонала ЭСПЦ.

Периклазоуглеродистые изделия производства ОАО «Комбинат магнезит» не были рекомендованы к применению для рабочей футеровки сталеразливочных ковшей.

Изделия АО «Семилюкский огнеупорный завод». Проведены испытания в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей, дифференцированных по типу периклаза и содержания углерода периклазоуглеродистых изделий марок ПУКПт-7 и ПУКСт-7 производства СОЗ. Средняя стойкость по двум ковшам в ЭСПЦ-2 составила 58 плавков (с ремонтом шлакового пояса). Изделия фирмы VRD имеют среднюю стойкость 46 плавков (без ремонта шлакового пояса).

Скорость изнашивания изделий марок ПУКПт-7 (днища) и ПУКСт-7 (стен) идентична скорости изнашивания применяемых периклазоуглеродистых изделий марок ANCARBON KC52, KC83 фирмы VRD, скорость изнашивания изделий марки ПУКПт-13 (шлаковый пояс) соответственно больше в 2 раза.

Удельный расход изделий марок ПУКПт-7, 13 и ПУКСт-7 СОЗ примерно одинаков по сравнению с удельным расходом применяемых изделий марок ANCARBON KC52, KC83 фирмы VRD и составил в среднем 4,15 кг/т годной стали против 4,24 кг/т соответственно. При этом удельная стоимость изделий марок ПУКПт-7, 13 и ПУКСт-7 на 50% ниже удельной стоимости изделий марок ANCARBON KC52, KC83.

Сравнительный анализ качества кордового металла по плотности распределения и состава оксидных включений в зоне «С» показал, что использование изделий СОЗ в первой кампании на одинаковом уровне по загрязнению металла оксидными включениями с применяемыми изделиями марок ANCARBON KC52, KC83 фирмы VRD. Однако во второй кампании загрязнение металла оксидными включениями соответственно в 5 раз больше.

ОАО «Семилукский огнеупорный завод» приступил к изготовлению опытно-промышленной партии в количестве четырех комплектов для испытаний в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей периклазоуглеродистых изделий: без оксидов алюминия; равностойкие по стенам и шлаковому поясу. Испытания по этим видам огнеупоров продолжатся.

Изделия ОАО «Боровичский комбинат огнеупоров». При проведении испытаний периклазоуглеродистых изделий марки ПУ БКО средняя стойкость по трем ковшам в ЭСПЦ-2 составила 41,6 плавки, стойкость огнеупорных изделий фирмы VRD – в среднем 46 плавков.

Скорость изнашивания изделий марки ПУ идентична скорости изнашивания огнеупорных изделий фирмы VRD.

Удельный расход изделий без ремонта шлаковых поясов находится примерно на одинаковом уровне с изделиями фирмы VRD.

Стоимость огнеупорных изделий марки ПУ по полученным результатам на 35% меньше по сравнению с изделиями фирмы VRD.

Сравнительный анализ качества кордового металла по плотности распределения и состава оксидных включений в зоне «С» показал, что применение периклазоуглеродистых изделий марки ПУ не приводит к большему загрязнению металла оксидными включениями, чем применение изделий фирмы VRD.

При проведении испытаний возникла проблема при сушке ковшей. Применяемые в качестве связующих фенольные смолы содержат вредные компоненты: фенол, формальдегид и т. п., которые выделяются при сушке, что неприемлемо с точки зрения экологии. Однако БКО совместно с научно-исследовательскими институтами проводит работу по созданию экологически чистого связующего.

Изделия фирмы VRD (новые виды). При проведении испытаний периклазоуглеродистых изделий марок ANCARBON LF5P, 10P и ANCARBON SX93 средняя стойкость по двум ковшам в ЭСПЦ-2 составила 63,5 плавки (с ремонтами шлакового пояса), что в 1,35 раза выше стойкости огнеупорных изделий марок ANCARBON KC52, KC83, стойкость которых в среднем составляет 46 плавков (без ремонта шлакового пояса).

Ковши были выведены из работы из-за образовавшихся трещин (особенно вертикальных) в футеровке, прокозления их металлом. Дальнейшая эксплуатация оказалась невозможной с точки зрения аварийности.

Скорость изнашивания изделий марок ANCARBON LF5P, 10P и ANCARBON SX93 идентична скорости изнашивания применяемых огнеупорных изделий.

Несмотря на увеличение стойкости в 1,35 раза, средний расход изделий марок ANCARBON LF5P, 10P и ANCARBON SX93 аналогичен расходу применяемых изделий марок ANCARBON KC52, KC83 и составил 4,3 и 4,26 кг/т годного металла соответственно.

Удельная стоимость изделий марок ANCARBON LF5P, 10P и ANCARBON SX93 практически равна удельной стоимости применяемых изделий марок ANCARBON KC52, KC83.

Сравнительный анализ качества кордового металла по плотности распределения и состава оксидных включений в зоне «С» периклазоуглеродистых изделий ANCARBON LF5P, 10P и ANCARBON SX93 и применяемых изделий марок ANCARBON KC52, KC83 аналогичен.

Изделия марок ANCARBON LF5P, 10P и ANCARBON SX93 не рекомендованы для рабочей футеровки сталеразливочных ковшей ЭСПЦ-2.

Изделия фирмы SLOVMAG. При проведении испытаний периклазоуглеродистых изделий производства фирмы Slovmag средняя стойкость по четырем ковшам в ЭСПЦ-2 составила 47,5 плавки, стойкость огнеупорных изделий фирмы VRD – в среднем 46 плавков.

Скорость изнашивания изделий фирмы Slovmag идентична скорости изнашивания огнеупорных изделий фирмы VRD.

Удельный расход изделий фирмы Slovmag без ремонта шлаковых поясов и изделий фирмы VRD находится примерно на одинаковом уровне и составил за испытательный период 4,44 кг/т годной стали против 4,64 кг/т соответственно.

При равной стойкости огнеупоров изделия производства фирмы Slovmag имеют удельную стоимость на 10% ниже, чем изделия фирмы VRD.

Сравнительный анализ качества кордового металла по плотности распределения и состава оксидных включений в зоне «С» показал, что применение периклазоуглеродистых изделий производства фирмы Slovmag не приводит к большому загрязнению металла оксидными включениями, чем изделия VRD.

В настоящее время в условиях ЭСПЦ-2 используется 80% сталеразливочных ковшей, зафутерованных изделиями фирмы Slovmag.

Проведенные в условиях ЭСПЦ-1, 2 БМЗ испытания периклазоуглеродистых изделий различных поставщиков показали следующее:

1) применение периклазоуглеродистых изделий в футеровке сталеразливочных ковшей позволило повысить стойкость футеровки в среднем до 46 плавков;

2) наилучшие технико-экономические показатели имеют изделия фирмы Slovmag. Альтернативными поставщиками могут быть АО «Семилукский огнеупорный завод» и ОАО «Боровичский комбинат огнеупоров»;

3) технология производства периклазоуглеродистых изделий совершенствуется, испытания этого вида огнеупоров продолжатся.

ЛИТЕРАТУРА

1. Стрелов К. К. Теоретические основы технологии огнеупорных материалов. – М.: Металлургия, 1985. – 480 с.
2. Стрелов К. К., Кащеев И. Д., Мамыкин П. С. Технология огнеупоров. – 4-е изд. – М.: Металлургия, 1988. – 528 с.
3. Очагова И. Г. Служба огнеупоров в сталеплавильном производстве капиталистических стран: Обзор. информ. // Черн. металлургия: Сер. Огнеупорное производство. – Ин-т Черметинформация. – 1987. – Вып. 1. – 26 с.
4. Сербезов С. Неформованные огнеупоры в черной металлургии: Обзор по системе «Информсталь». – Ин-т Черметинформация. – 1987. – Вып. 18 (294). – 30 с.
5. Пивинский Ю. Е. Новые огнеупорные бетоны и вяжущие системы – основополагающее направление в разработке, производстве и применении огнеупоров в XXI веке // Огнеупоры и техническая керамика. – 1998. – № 2. – С. 4 – 11.
6. Routschka C. (Hrsg.) Feuerfeste Werkstoffe. – Essen: Vulkan Verlag, 1996. – 378 s.
7. Schulle W. Feuerfeste Werkstoffe. – Leipzig: Verlag fur Grundstoffindustrie, 1990. – 494 s.
8. Strasser H. Ungeformte Feuerfeste Werkstoffe // Vortrag an 32 metallurgisches Seminar der GDMB. – Hohz-Grenzhausen. – 1997. – 28 s.

УДК 621.78

Ю. С. ПОСТОЛЬНИК, д-р техн. наук (ДГТУ),
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (БНТУ),
О. А. ЧЕРНЫЙ (ДГТУ),
В. А. ТРУСОВ (ДМК им. Дзержинского)

РАДИАЦИОННО-КОНВЕКТИВНЫЙ НАГРЕВ НЕОГРАНИЧЕННОЙ ПРИЗМЫ

При изучении процессов высокотемпературного нагрева призматических тел при сложных граничных условиях приходится сталкиваться со значительными математическими трудностями. Несмотря на широкое использование при решении подобных задач численных методов, актуальными остаются вопросы разработки аналитических методов, которые в окончательном виде дают надежные и достаточно простые приближенные решения. К ним относится, например, метод эквивалентных источников

(МЭИ), хорошо зарекомендовавший себя при решении многих, в том числе и нелинейных, задач теплопроводности [1 – 3].

Ниже изложено решение задачи радиационно-конвективного нагрева призматических тел неограниченной длины с использованием МЭИ в рамках модели термического слоя, предусматривающей расчленение единого (по Фурье) процесса нагрева тела на два последовательных этапа: инерционный и упорядоченный. Следует заметить, что существующие методы термического слоя хорошо разработаны только для процессов теплопроводности, обладающих двумя свойствами: 1) отсутствием интенсивного возвратного теплового потока (например, мощных внутренних неравномерно распределенных источников теплоты); 2) наличием единственного доминирующего направления распространения теплоты (одномерные или близкие к ним тела). Общих же методов исследования многомерных задач теплопроводности с использованием модели термического слоя в настоящее время не существует.

Рассмотрим следующую краевую задачу теплопроводности неограниченной прямоугольной призмы $2R_1 \times 2R_2$:

$$a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x_1^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial x_2^2} \right) = \frac{\partial T}{\partial t}, \quad T(x_1, x_2, 0) = T_0; \quad (1)$$

$$\left. \lambda \frac{\partial T}{\partial x_i} - \sigma_{\text{ш}} [T_c^4 - T^4(x_1, x_2, t)] - \alpha_{\text{ки}} [T_c - T(x_1, x_2, t)] \right|_{x_i=R_i} = 0; \quad (2)$$

$$\left. \frac{\partial T}{\partial x_i} \right|_{x_i=0} = 0; \quad i = 1, 2. \quad (3)$$

Вводя безразмерные величины $\theta(\xi_1, \xi_2, \tau) = \frac{T(\xi_1, \xi_2, \tau)}{T_c}$; $\xi_i = \frac{x_i}{R_i}$;

$$k = \frac{R_1}{R_2} \leq 1; \quad \tau = \frac{at}{R_1^2}; \quad \text{Sk}_i = \frac{\sigma_{\text{ш}} T_c^3 R_i}{\lambda}; \quad \text{Bi}_i = \frac{\alpha_{\text{ки}} R_i}{\lambda}; \quad \eta = \frac{\text{Bi}_i}{\text{Sk}_i}, \quad \text{математическую}$$

модель (1) – (3) сводим к виду:

$$\frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi_1^2} + k^2 \frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi_2^2} = \frac{\partial \theta}{\partial \tau}; \quad \theta(\xi_1, \xi_2, 0) = \theta_0 = \text{const}; \quad (4)$$

$$\left. \frac{\partial \theta}{\partial \xi_i} \right|_{\xi_i=1} = \text{Sk}_i \left\{ [1 - \theta_i^4(\xi_1, \xi_2, \tau)] + \eta [1 - \theta(\xi_1, \xi_2, \tau)] \right\}; \quad (5)$$

$$\left. \frac{\partial \theta}{\partial \xi_i} \right|_{\xi_i=0} = 0. \quad (6)$$

Инерционный этап нагрева призмы ($0 \leq \tau \leq \tau_0$). Некоторые авторы ([4, 5]) априори задаются видом кривой тепловой депрессии (фронтом прогрева). Однако это значительно усложняет расчеты. Поэтому мы рассмотрим инерционный этап в несколько упрощенной постановке.

Будем рассматривать плитки умеренной тепловой массивности, когда процесс прогрева заканчивается при условии

$$\theta_{\max}(\tau_0) = \theta(1, 1, \tau_0) < 0,5.$$

В этом случае в условиях (5) можно пренебречь членом $\theta_{\text{н}}^4$ по сравнению с единицей и свести задачу к линейному виду

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 \theta_1}{\partial \xi_1^2} + k \frac{\partial^2 \theta_1}{\partial \xi_2^2} &= \frac{\partial \theta_1}{\partial \tau}; \\ \frac{\partial \theta_1}{\partial \xi_i} \Big|_{\xi_i=1} &= \text{Bi} \left[\left(1 + \frac{\text{Sk}}{\text{Bi}} \right) - \theta(\xi_1, \xi_2, \tau) \right] \Big|_{\xi_i=1}; \\ \frac{\partial \theta_1}{\partial \xi_i} \Big|_{\xi_i=\beta_i(\tau)} &= 0; \theta_1(\xi_1, \xi_2, \tau) \Big|_{\xi_i=\beta_i(\tau)} = \theta_0. \end{aligned}$$

Введем новую функцию

$$W_1(\xi_1, \xi_2, \tau) = \left(1 + \frac{\text{Sk}}{\text{Bi}} \right) - \theta_1(\xi_1, \xi_2, \tau). \quad (7)$$

Тогда задача прогрева призмы сведется к решению следующей математической модели:

$$\frac{\partial^2 W_1}{\partial \xi_1^2} + k^2 \frac{\partial^2 W_1}{\partial \xi_2^2} = \frac{\partial W_1}{\partial \tau}; \quad (8)$$

$$\frac{\partial W_1}{\partial \xi_i} \Big|_{\xi_i=1} = -\text{Bi}_i W_1(\xi_1, \xi_2, \tau) \Big|_{\xi_i=1}; \quad (9)$$

$$\frac{\partial W_1}{\partial \xi_i} \Big|_{\xi_i=\beta_i(\tau)} = 0; W_1(\xi_1, \xi_2, \tau) \Big|_{\xi_i=\beta_i(\tau)} = W_{10} = \left(1 + \frac{\text{Sk}}{\text{Bi}} \right) - \theta_0. \quad (10)$$

Применив метод Фурье, представим решение задачи (8) – (10) в виде произведения двух одномерных функций

$$W(\xi_1, \xi_2, \tau) = W_1(\xi_1, \tau_1) W_1(\xi_2, \tau_2), \quad (11)$$

где $W_1(\xi_i, \tau_i)$ – решение задач. Тогда:

$$\frac{\partial^2 W_{1i}}{\partial \xi_i^2} = \frac{\partial W_{1i}}{\partial \tau_i}, \quad \tau_i = \frac{at}{R_i^2}, \quad i = 1; 2; \quad (12)$$

$$\left. \frac{\partial W_{1i}}{\partial \xi_i} \right|_{\xi_i=1} = -Bi_i W_{1i}(\xi_i, \tau_i) \Big|_{\xi_i=1}; \quad (13)$$

$$\left. \frac{\partial W_{1i}}{\partial \xi_i} \right|_{\xi_i=\beta_i(\tau_i)} = 0; \quad W_{1i}(\xi_i, \tau_i) \Big|_{\xi_i=\beta_i(\tau_i)} = W_{1i_0}. \quad (14)$$

Здесь $W_{1i_0} = W_{1i}(0)$.

Решение задачи вида (12) – (14) с помощью МЭИ известно [1]:

$$W_{1i}(\xi_i, \tau_i) = W_{1i_0} \left\{ 1 - \frac{Bi_i l_i(\tau_i)}{2 + Bi_i l_i(\tau_i)} \left[\frac{\xi_i - \beta_i(\tau_i)}{1 - \beta_i(\tau_i)} \right]^2 \right\},$$

толщина прогретого слоя $l_i(\tau_i)$ определяется трансцендентным уравнением

$$l_i^2(\tau_i) + 4 \frac{l_i(\tau_i)}{Bi_i} - \frac{8}{Bi_i^2} \ln \left[1 + \frac{Bi_i l_i(\tau_i)}{2} \right] = 12\tau_i. \quad (15)$$

Полагая в выражении (15) $l_i(\tau_i^0) = 1$, находим время прогрета в i -м направлении

$$\tau_i^0 = \frac{1}{12} \left[1 + \frac{1}{Bi_i} - \frac{8}{Bi_i^2} \ln(1 + Bi_i/2) \right]. \quad (16)$$

В крайних случаях выражения (15), (16) допускают упрощение [1]:

$$l_i(\tau_i) = \sqrt{6\tau_i}; \quad \tau_i^0 = 1/6 \quad (Bi_i \ll 2); \quad (17)$$

$$l_i(\tau_i) = \sqrt{12\tau_i}; \quad \tau_i^0 = 1/12 \quad (Bi_i \gg 2). \quad (18)$$

Возвращаясь к исходным обозначениям (11), (7), имеем

$$\theta_1(\xi_1, \xi_2, \tau) = \theta_0 + p_0(\zeta - \theta_0) \left[\frac{Bi_1 l_1}{2 + Bi_1 l_1} \left(\frac{\xi_1 - \beta_1}{1 - \beta_1} \right)^2 + \frac{Bi_2 l_2}{2 + Bi_2 l_2} \left(\frac{\xi_2 - \beta_2}{1 - \beta_2} \right)^2 - \frac{Bi_1 Bi_2 l_1 l_2}{(2 + Bi_1 l_1)(2 + Bi_2 l_2)} \left(\frac{\xi_1 - \beta_1}{1 - \beta_1} \right)^2 \left(\frac{\xi_2 - \beta_2}{1 - \beta_2} \right)^2 \right],$$

где введены параметр сложного теплообмена

$$\zeta = 1 + Sk/Bi = (1 + \eta)/\eta$$

и поправочный коэффициент

$$p_0 = (Sk_1 + k^2 Sk_2) - \frac{1}{3} \left[(1 + \theta_0)^3 / 2 + \eta \right] \left[Sk_1^2 + k^2 Sk_2^2 \right],$$

смысл которого будет понятен из решения задачи на упорядоченном этапе.

В конце инерционного этапа ($\tau = \tau_0$, $l_i(\tau = \tau_0) = 1$, $\beta_i(\tau_0) = 0$);

$$\theta_1(\xi_1, \xi_2, \tau_0) = \theta_1^0(\xi_1, \xi_2) = \theta_0 + p_0(\zeta - \theta_0) \left[\frac{Bi_1 \xi_1^2}{2 + Bi_1} + \frac{Bi_2 \xi_2^2}{2 + Bi_2} - \frac{Bi_1 Bi_2 \xi_1^2 \xi_2^2}{(2 + Bi_1)(2 + Bi_2)} \right];$$

$$\theta_{1r_1}^0 = \theta_1^0(\xi_1, \xi_2) \Big|_{\xi_2=0}^{\xi_2=1} = \theta_0 + p_0(\zeta - \theta_0) \frac{Bi_1}{2 + Bi_1};$$

$$\theta_{1r_2}^0 = \theta_1^0(\xi_1, \xi_2) \Big|_{\xi_1=0}^{\xi_1=1} = \theta_0 + p_0(\zeta - \theta_0) \frac{Bi_2}{2 + Bi_2};$$

$$\theta_{1p}^0 = \theta_1^0(\xi_1, \xi_2) \Big|_{\xi_1=1}^{\xi_1=1} = \theta_0 + p_0(\zeta - \theta_0) \left[\frac{Bi_1}{2 + Bi_1} + \frac{Bi_2}{2 + Bi_2} - \frac{Bi_1 Bi_2}{(2 + Bi_1)(2 + Bi_2)} \right].$$

Время τ_0 окончания прогрева можно определить исходя из соображений, подобных принятым в работе [5]:

$$\frac{1}{\tau_0} = \frac{1}{\tau_1^0} + \frac{1}{\tau_2^0} \quad \text{или} \quad \tau_0 = \frac{\tau_1^0 \tau_2^0}{\tau_1^0 + \tau_2^0},$$

где τ_i^0 (16) – (18).

Упорядоченный этап ($\tau \geq \tau_0$). Следуя работам [7, 8], введем новую искомую функцию

$$U(\xi_1, \xi_2, \tau) = \int \frac{d\theta}{[1 - \theta^4(\xi_1, \xi_2, \tau)] + \eta [1 - \theta(\xi_1, \xi_2, \tau)]} \quad (19)$$

Выразим необходимые производные:

$$\frac{\partial U}{\partial \tau} = \frac{1}{(1 - \theta^4) + \eta(1 - \theta)} \frac{\partial \theta}{\partial \tau}; \quad \frac{\partial U}{\partial \xi_i} = \frac{1}{(1 - \theta^4) + \eta(1 - \theta)} \frac{\partial \theta}{\partial \xi_i};$$

$$\frac{\partial^2 U}{\partial \xi_i^2} = \frac{1}{(1-\theta^4) + \eta(1-\theta)} \frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi_i^2} + \frac{4\theta^3 + \eta}{[(1-\theta^4) + \eta(1-\theta)]^2} \left(\frac{\partial \theta}{\partial \xi_i} \right)^2.$$

Отсюда получим

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} = [(1-\theta^4) + \eta(1-\theta)] \frac{\partial U}{\partial \tau}; \quad \frac{\partial \theta}{\partial \xi_i} = [(1-\theta^4) + \eta(1-\theta)] \frac{\partial U}{\partial \xi_i};$$

$$\frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi_i^2} = [(1-\theta^4) + \eta(1-\theta)] \left[\frac{\partial^2 U}{\partial \xi_i^2} - (4\theta^3 + \eta) \left(\frac{\partial U}{\partial \xi_i} \right)^2 \right].$$

Таким образом, математическая модель (4) – (6) сводится к виду:

$$\frac{\partial^2 U}{\partial \xi_1^2} + k^2 \frac{\partial^2 U}{\partial \xi_2^2} = \frac{\partial U}{\partial \tau} + (4\theta^3 + \eta) \left[\left(\frac{\partial U}{\partial \xi_1} \right)^2 + k^2 \left(\frac{\partial U}{\partial \xi_2} \right)^2 \right]; \quad (20)$$

$$\left. \frac{\partial U}{\partial \xi_i} \right|_{\xi_i=1} = Sk_i; \quad \left. \frac{\partial U}{\partial \xi_i} \right|_{\xi_i=0} = 0; \quad (21)$$

$$U|_{\tau=0} = U(0, 0, \tau_0) = U_0. \quad (22)$$

В работах [7, 8] вторым слагаемым

$$\Phi(\xi_1, \xi_2, \tau) = (4\theta^3 + \eta) \left[\left(\frac{\partial U}{\partial \xi_1} \right)^2 + k^2 \left(\frac{\partial U}{\partial \xi_2} \right)^2 \right] \quad (23)$$

пренебрегают и таким образом полностью линеаризуют задачу. В данной работе использован прием учета функции (23) после ее упрощения. Так как температурная функция $\theta(\xi_1, \xi_2, \tau)$ изменяется в пределах $\theta_0 \leq \theta \leq \theta_{\max}$, то в выражении (23) ее можно заменить средним значением,

$$\bar{\theta} = (\theta_0 + \theta_{\max}) / 2. \quad (24)$$

где θ_{\max} – конечная температура нагрева.

Заметим, что при расчетах весь процесс нагрева можно разбить на несколько этапов, принимая среднюю температуру (24) в пределах каждого этапа.

Таким образом, уравнение (20) принимает вид

$$\frac{\partial^2 U}{\partial \xi_1^2} + k^2 \frac{\partial^2 U}{\partial \xi_2^2} = \frac{\partial U}{\partial \tau} + \omega \left[\left(\frac{\partial U}{\partial \xi_1} \right)^2 + k^2 \left(\frac{\partial U}{\partial \xi_2} \right)^2 \right], \quad (25)$$

где

$$\omega = 4\bar{\theta}^3 + \eta = \text{const}. \quad (26)$$

Очевидно, что решение задачи (25), (21), (22) можно представить в виде суммы двух одномерных функций:

$$U(\xi_1, \xi_2, \tau) = U_1(\xi_1, \tau_1) + U_2(\xi_2, \tau_2).$$

Тогда приходим к решению двух одномерных задач вида:

$$\frac{\partial^2 U_i}{\partial \xi_i^2} = \frac{\partial U_i}{\partial \tau_i} + \omega \left(\frac{\partial U_i}{\partial \xi_i} \right)^2; \quad U_i(0, \tau_i^0) = U_{i0}; \quad (27)$$

$$\left. \frac{\partial U_i}{\partial \xi_i} \right|_{\xi_i=1} = Sk_i; \quad \left. \frac{\partial U_i}{\partial \xi_i} \right|_{\xi_i=0} = 0. \quad (28)$$

Используя МЭИ, примем разрешающее уравнение в виде

$$\frac{\partial^2 U_i}{\partial \xi_i^2} = f_i(\tau_i), \quad (29)$$

где

$$f_i(\tau_i) = \int_0^1 \left[\frac{\partial U_i}{\partial \tau_i} + \omega \left(\frac{\partial U_i}{\partial \xi_i} \right)^2 \right] d\xi_i. \quad (30)$$

Интегрируя (29) дважды по ξ_i , имеем

$$\frac{\partial U_i}{\partial \xi_i} = f_i(\tau_i) \cdot \xi_i + A_i(\tau_i); \quad (31)$$

$$U_i(\xi_i, \tau_i) = \frac{f_i(\tau_i)}{2} \xi_i^2 + A_i(\tau_i) \xi_i + B_i(\tau_i).$$

Подставляя выражение (31) в условия (28), находим

$$A_i(\tau_i) \equiv 0; \quad f_i(\tau_i) = Sk_i; \quad B_i(\tau_i) = U_{i0}(\tau_i).$$

Таким образом, имеем решение

$$U_i(\xi_i, \tau_i) = \frac{Sk_i}{2} \xi_i^2 + U_{i0}(\tau_i). \quad (32)$$

Для определения температурной функции центра воспользуемся интегральным условием (30):

$$Sk_i = \int_0^1 \left[\dot{U}_{wi}(\tau_i) + \omega(Sk_i \xi_i)^2 \right] d\xi_i = \frac{dU_{wi}}{d\tau_i} + \omega \frac{Sk_i^2}{3}.$$

Отсюда находим

$$U_{wi}(\tau_i) = U_{i0} + Sk_i(1 - \omega Sk_i / 3)(\tau_i - \tau_{0i}),$$

после чего искомое решение (32) принимает вид

$$U_i(\xi_i, \tau_i) = U_{i0} + \frac{Sk_i}{2} \left[\xi_i^2 + 2(1 - \omega Sk_i / 3)(\tau_i - \tau_{0i}) \right].$$

Для всего сечения неограниченной призмы в упорядоченный период нагрева

$$\begin{aligned} U(\xi_1, \xi_2, \tau) &= U_0 + \frac{Sk_1}{2} \left[\xi_1^2 + 2(1 - \omega Sk_1 / 3)(\tau - \tau_0) \right] + \\ &+ \frac{Sk_2}{2} \left[\xi_2^2 + 2(1 - \omega Sk_2 / 3)k^2(\tau - \tau_0) \right] = U_0 + \frac{1}{2} \left[Sk_1 \xi_1^2 + Sk_2 \xi_2^2 \right] + \\ &+ (Sk_1 + k^2 Sk_2) \left(1 - \frac{\omega Sk_1^2 + k^2 Sk_2^2}{3 Sk_1 + k^2 Sk_2} \right) (\tau - \tau_0). \end{aligned} \quad (33)$$

Теперь надо перейти от функции $U(\xi_1, \xi_2, \tau)$ к исходной температурной функции $\theta(\xi_1, \xi_2, \tau)$. В работе [9] при рассмотрении одномерной задачи радиационно-конвективного нагрева функцию, представляющую правую часть граничного условия вида (5), записывали в виде

$$(1 - \theta_{II}^4) + \eta(1 - \theta_{II}) = \chi(\eta, \theta_{II})(1 - \theta_{II}^4). \quad (34)$$

При этом авторы [9] принимали функцию

$$\chi(\eta, \theta_{II}) = 1 + \eta(1 - \theta_{II})(1 - \theta_{II}^4) \quad (35)$$

постоянной, отмечая, что возникающая погрешность колеблется в пределах 2 – 15 % при $0,1 \leq \eta \leq 1$ и $Sk \leq 0,5$. В работе [1] было предложено эту функцию аппроксимировать линейной зависимостью, так как легко убедиться, что отношение $(1 - \theta_{II}) / (1 - \theta_{II}^4)$ представляет собой пологую кривую, незначительно отклоняющуюся от прямой, т.е.

$$\chi(\eta, \theta_{II}) \cong (1 + \eta)(1 - \varepsilon \theta_{II}), \quad (36)$$

где $\varepsilon = 0,75\eta / (1 + \eta)$.

Это позволило [1] повысить точность решения по сравнению с работой [9] и расширить область его применения на термомассивные тела. Используя такой подход, представим подынтегральную функцию (19) в виде

$$\frac{1}{(1-\theta^4) + \eta(1-\theta)} = \frac{1}{(1-\theta^4)(1-\varepsilon\theta)(1+\eta)} = \frac{1}{(1-\theta)(1+\theta)(1+\theta^2)(1-\varepsilon\theta)(1+\eta)}.$$

Тогда, применяя известный метод разложения дробно-рациональной функции на простейшие дроби, имеем

$$\int \frac{d\theta}{1-\theta^4 + \eta(1-\theta)} \approx \frac{1}{1+\eta} \int \left[\frac{A}{1-\theta} + \frac{B}{1+\theta} + \frac{C}{1-\varepsilon\theta} + \frac{D+E\theta}{1+\theta^2} \right] d\theta. \quad (37)$$

Приводя к общему знаменателю и приравнявая коэффициенты при одинаковых степенях θ^k , получим систему алгебраических уравнений:

$$\left. \begin{aligned} 1 \cdot A + 1 \cdot B + 1 \cdot C + 1 \cdot D + 0 \cdot E &= 1; \\ (1-\varepsilon)A - (1+\varepsilon)B + 0 \cdot C - \varepsilon D + 1 \cdot E &= 0; \\ (1-\varepsilon)A + (1+\varepsilon)B + 0 \cdot C - 1 \cdot D - \varepsilon E &= 0; \\ (1-\varepsilon)A + (1+\varepsilon)B + 0 \cdot C - 1 \cdot D - 1 \cdot E &= 0; \\ -\varepsilon A + \varepsilon B - 1 \cdot C + 0 \cdot D + \varepsilon E &= 0, \end{aligned} \right\}$$

решая которую, находим:

$$A = \frac{1}{4(1-\varepsilon)}; \quad B = \frac{1}{4(1+\varepsilon)}; \quad C = -\frac{\varepsilon^4}{1-\varepsilon^4}; \quad D = \frac{1}{2(1+\varepsilon^2)}; \quad E = \frac{\varepsilon}{2(1+\varepsilon^2)}.$$

Тогда содержащиеся в (37) интегралы принимают следующий вид:

$$\left. \begin{aligned} I_1 &= \int \frac{Ad\theta}{1-\theta} = \frac{1}{4(1-\varepsilon)} \ln(1-\theta); \\ I_2 &= \int \frac{Bd\theta}{1+\theta} = \frac{1}{4(1+\varepsilon)} \ln(1+\theta); \\ I_3 &= \int \frac{Dd\theta}{1+\theta^2} = \frac{1}{2(1+\varepsilon^2)} \operatorname{arctg}\theta; \\ I_4 &= \int \frac{Cd\theta}{1-\varepsilon\theta} = \frac{\varepsilon^3}{1-\varepsilon^4} \ln(1-\varepsilon\theta); \\ I_5 &= \int \frac{Ed\theta}{1+\theta^2} = \frac{\varepsilon}{4(1+\varepsilon^2)} \ln(1+\theta^2). \end{aligned} \right\}$$

Объединяя выражения (19), (34) – (38) и (33), получаем решение поставленной задачи в виде

$$\Omega(\theta_2) = \Omega(\theta_{2II}) + \frac{p}{2} (Sk_1 \xi_1^2 + Sk_2 \xi_2^2), \quad (38)$$

где

$$\Omega(\theta) \equiv U(\theta) \equiv \frac{1}{1+\eta} \sum_{i=1}^5 I_i(\theta); \quad (39)$$

$$\Omega(\theta_{2II}) = \Omega(\theta_0) + p(\tau - \tau_0);$$

$$p = (Sk_1 + k^2 Sk_2) \left(1 - \frac{\omega Sk_1^2 + k^2 Sk_2^2}{3 Sk_1 + k^2 Sk_2} \right).$$

В работе [8] приведена таблица значений интеграла (37), полученная численным методом. Сопоставим результаты вычисления функции $\Omega(\theta)U(\theta)$, представляющей приближенное представление интеграла (37), с численным интегрированием [8], где результаты варьировались по параметру $\eta = 0,2 - 2,0$. В табл. 1 приведены результаты расчета для случая $\eta = 1$.

Таблица 1

Значения интеграла (37) по приближенному (38), (39) и точному [8] решениям ($\eta = 1$)

θ	$\Omega \approx U(38),(39)$	$U [8]$	$\Delta U, \%$
0,20	0,1040	0,1054	1,3
0,40	0,2179	0,2239	2,7
0,60	0,3548	0,3640	2,5
0,80	0,5340	0,5579	4,3
0,84	0,5868	0,6130	4,3
0,88	0,6522	0,6807	4,2
0,92	0,7413	0,7718	4,0
0,94	0,8027	0,8342	3,8
0,96	0,884	0,9199	3,5
0,98	1,0263	1,0619	3,4

Из табл. 1 очевидно, что приближенное представление интеграла (37) функциями (38) по сравнению с точным решением вносит погрешность, не превышающую 5%. Таким образом, полученное решение может быть использовано для проведения инженерных расчетов, так как функции (38) позволяют довольно просто вычислять значение интеграла (37) для любой заданной температуры θ .

Для оценки приемлемости полученного решения был просчитан пример с исходными данными: $Sk_1 = Sk_2 = 0,5$; $Bi_1 = Bi_2 = 0,5$; $k = R_1/R_2 = 1$. Результаты расчета приведены на рис. 1, где также для сравнения

даны графики численного интегрирования [8]. При расчетах поправочный коэффициент $\omega(26)$ вычислялся по средней температуре $\bar{\theta}_{\text{ш}} = 0,5(1 + \theta_{\text{ш}})$, которую определяли с учетом температуры, полученной на предыдущем шаге.

Анализ сопоставления показывает, что для ориентировочной оценки температурного состояния призмы можно пользоваться полученным решением. Однако для уточнения решения необходимо его совершенствовать. На наш взгляд, наиболее верным будет решение, учитывающее второе слагаемое в правой части уравнения (27) не осредненным, а как функцию координаты и времени.

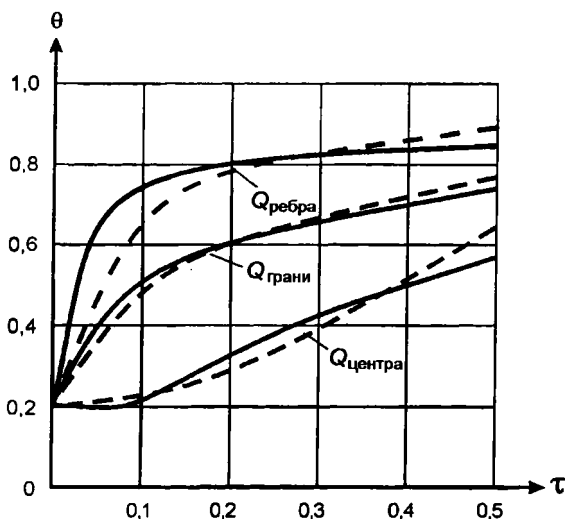


Рис. 1. Изменение температуры в характерных точках сечения неограниченной квадратной призмы:

— МЭИ; --- численное интегрирование [8]

ЛИТЕРАТУРА

1. *Постольник Ю. С.* Приближенные методы исследований в термомеханике. — Киев. — Донецк: Вища шк., 1984. — 158 с.
2. *Постольник Ю. С., Огурцов А. П.* Нелінійна прикладна термомеханіка. — Київ: НМЦ ВО МОНУ, 2000. — 280 с.
3. Графоаналитический метод расчета процесса затвердевания стальных слитков / Ю. С. Постольник, В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова и др. // ИФЖ. — 2001. — Т. 4. — № 3. — С. 100 — 105.
4. *Гудмен Т.* Применение интегральных методов в нелинейных задачах нестационарной теплопроводности // Проблемы теплообмена. — М.: Атомиздат, 1967. — С. 41 — 91.

5. *Самойлович Ю. А.* Расчет затвердевания слитков // *Металлургическая тепло-техника/ Сб. науч. тр. ВНИИМТ.* – Свердловск: Metallurgizdat, 1965. – Вып. 12. – С. 114–137.

6. *Гольдфарб Э. М.* Теплотехника металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1967. – 439 с.

7. *Иванов В. В., Видин Ю. В., Колесник В. А.* Процессы прогрева многослойных тел лучисто-конвективным теплом. – Ростов н/Д.: Изд-во Ростовского ун-та, 1990. – 160 с.

8. *Видин Ю. С.* Инженерные методы теплопроводности. – Красноярск: Изд-во Красноярского ун-та, 1992. – 69 с.

9. *Кавадеров А. В., Самойлович Ю. А.* Закономерности нагрева пластины и цилиндра одновременно излучением и конвекцией // *Труды ВНИИМТ.* – Свердловск: Metallurgizdat, 1960. – № 6. – С. 44 – 58.

УДК 669.778

А. С. ЖЕЛТКОВ (РУП БМЗ)*

ОЦЕНКА ВИДА КРИВОЙ УСТАЛОСТИ ХОЛОДНОТЯНУТОЙ ЛАТУНИРОВАННОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ ИЗГИБЕ С ВРАЩЕНИЕМ, РОЛИ ЧИСТОТЫ СТАЛИ ПО ВКЛЮЧЕНИЯМ И ФАКТОРОВ ТОНКОГО ВОЛОЧЕНИЯ В ОБЕСПЕЧЕНИИ ЕЕ ВЫНОСЛИВОСТИ

Усталостная выносливость армирующих элементов рукавов высокого давления и автомобильных шин играет важную роль в обеспечении ресурса их долговечности. Для работы резинотехнических изделий важно поведение армирующих элементов в многоциклового области (обычно свыше 5×10^4 циклов) [1, 8], так как база испытаний рукавов высокого давления достигает 10^6 циклов, оценки работоспособности металлокорда в шинах – 40×10^6 [7]. Наиболее распространенными схемами усталостных испытаний являются испытания на изгиб с вращением, растяжение – сжатие, кручение. В общем случае стремятся, чтобы схема испытаний была максимально приближена к схеме работы элемента в изделии.

При расчете рукавов высокого давления принято, что проволока испытывает в них преимущественно растягивающие нагрузки [2]. Поэтому наиболее адекватными для латунированной проволоки, применяемой в этих изделиях, будут испытания на циклическую выносливость при растяжении. Известно, что именно эту схему используют ведущие институты и фирмы, специализирующиеся в области проектирования и изготовления рукавов высокого давления ответственного назначения и проволоки для них, например фирма Векаерт (Бельгия) [3].

* В работе принимали участие А. М. Нагорный, Е. В. Фетищева, Т. А. Акатьева, А. В. Веденеев, О. Н. Хрол и др.

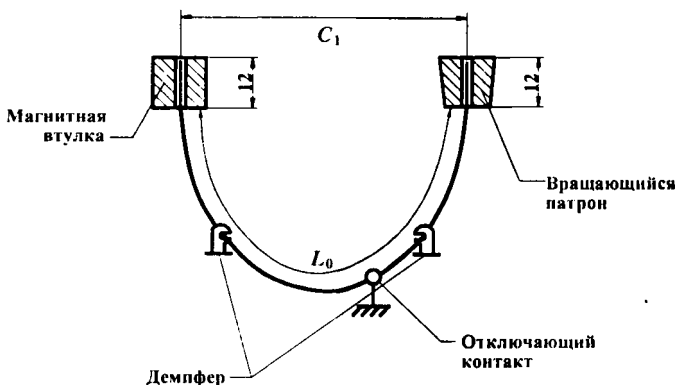


Рис. 1. Схема испытаний по методу Хантера

В то же время специалисты других фирм, например Aeroquip, Parker (США), считают возможным вести оценку усталостной выносливости проволоки также по другой схеме испытаний – изгиб с вращением по методу Хантера. Это схема с симметричным нагружением, при которой наружная часть образца подвергается циклическому растяжению – сжатию, получила широкое распространение при испытаниях металлокорда (рис. 1).

Использование указанного метода в лабораториях заводов по производству армирующих материалов для шин обусловлено, во-первых, большей долей изгибающих нагрузок при работе металлокорда в шинах и, во-вторых, простотой и относительно низкой трудоемкостью. Величина максимальных изгибающих напряжений при этом задается путем выбора длины образца L (мм) и расстояния между захватами C_1 (мм). При разрушении образца не строго посередине величину разрушающего напряжения корректируют путем умножения ее на коэффициент, зависящий от разности длин полученных отрезков образца.

Случайные погрешности при испытаниях вносятся за счет изменения температуры и влажности окружающей среды, наличия загрязнений на поверхности проволоки, а также неправильных определения длины и фиксации образцов в захватах. Для их исключения следили за поддержанием микроклимата в лаборатории, унифицировали подготовку образцов (выпрямление, очистка поверхности в ацетоне, смазка), испытания проводили два обученных лаборанта.

Оценка характеристик усталостной выносливости. Зависимость числа циклов от напряжения до разрушения (кривая Велера) может быть двух типов – с горизонтальным участком, отвечающим пределу усталости, ниже которого разрушение не происходит при сколь угодно большой продолжительности испытаний, и без него [4, 5, 8] (рис. 2).

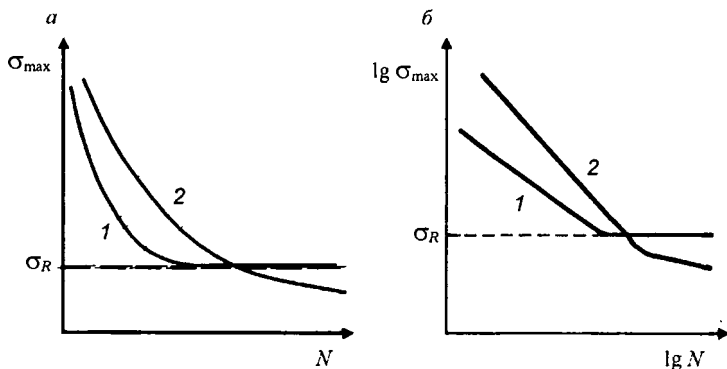


Рис. 2. Кривые усталости в различных координатах

Находят предел ограниченной долговечности (выносливости) материалов, имеющих кривые второго типа, т. е. напряжение, приводящее к разрушению после определенного числа циклов с заданной вероятностью (чаще всего 50%). Классический подход при определении предела выносливости (усталости) заключается в построении кривой Велера для заданной вероятности разрушения [8]. Этот подход крайне трудоемок для оценки усталостной выносливости в производстве, а также при проведении исследований, когда необходимо оценить влияние факторов исходного материала или режимов волочения на усталостные характеристики материала в многоциклового области. Так, при наиболее часто используемой частоте вращения 3000 мин^{-1} для проведения одного испытания проволоки на базе 10^6 циклов необходимо 5,5 ч, а 4×10^7 циклов – 9,5 сут.

Исследователи по-разному выходят из этого положения, оценивая усталостную выносливость стальной холоднотянутой проволоки. Так, в работах [9, 11], а также ряде других использовали циклическую долговечность при заданном напряжении. Авторы работ [9, 10] строили часть кривой Велера, отвечающую исследуемому числу циклов (обычно до $5,4 \times 10^5$), в некоторых случаях предел выносливости оценивают на базе $10^5 - 10^6$ циклов. Только в работе [12], хотя и на основе относительно небольшого числа образцов, построена кривая усталости проволоки до 10^7 циклов, ее вид соответствует кривой 1 на рис. 2. Мнения о том, что стальная холоднотянутая проволока имеет предел усталости, придерживаются также авторы работ [3, 7], признавая его важной характеристикой для оценки качества проволоки.

Цель настоящей статьи – разработать приемлемый на практике экспрессный метод оценки предела усталости холоднодеформированной проволоки и на его основе оценить влияние на предел усталости чистоты стали по включениям и факторов тонкого волочения.

Из известных экспрессных методов оценки усталостной выносливости (Локати, Х. Б. Кардонского, В. И. Кудрявцева, В. Н. Пантелеева и др.) на основе предварительных испытаний признали наиболее приемлемым усовершенствованный метод Стромайера [8]. Он позволяет получить достаточно надежную оценку предела усталостной выносливости проволоки и металлокорда в многоциклового области без чрезмерного увеличения времени испытаний. Его сущность заключается в экстраполяции на ось ординат прямой регрессии, полученной из предположения, что зависимость напряжения разрушения от числа циклов имеет вид $\sigma(N^{-\alpha})$ (рис. 3).

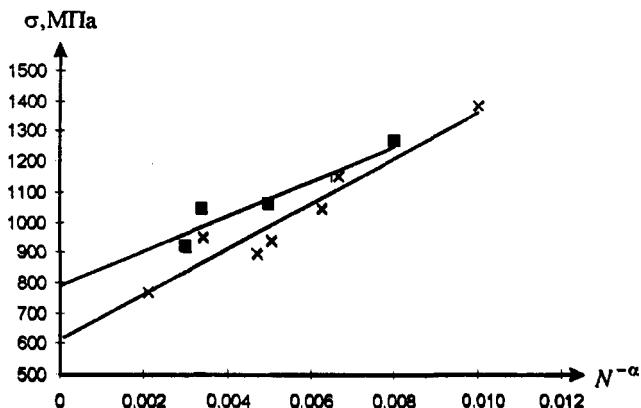


Рис. 3. Схема определения предела выносливости по методу Стромайера

Метод Стромайера базируется на предположении, что вид кривой усталости для большинства металлических материалов хорошо описывается уравнением Вейбулла [8]

$$\sigma = \sigma_{-1} + a (N+b)^{-\alpha}, \quad (1)$$

где σ_{-1} – предел выносливости; N – число циклов до разрушения; a , b , α – коэффициенты.

Известно [5], что при испытаниях с числом циклов более 10^4 коэффициентом b можно пренебречь. В этом случае уравнение (1) можно представить в виде

$$\sigma = \sigma_{-1} + a_1 N^{-\alpha}. \quad (2)$$

Недостатком базового метода Стромайера является то, что априори задается $\alpha = 1/4$. Фактически же показатель степени кривой усталости холоднодеформированной латунированной проволоки может отличаться от этой величины, что вносит ошибку в результаты оценки предела выносливости.

Проведение эксперимента. Для определения вида кривой усталости и оценки влияния на ее характеристики чистоты стали по включениям и частых деформаций при волочении выбрана латунированная проволока диаметрами 0,175 и 0,40 мм из стали марок 70 и 80 с временным сопротивлением разрыву 2700 – 2850 МПа. Химический состав катанки дан в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали, использованной в эксперименте

Плавка	Содержание элементов, % (по массе)										
	C	Mn	Si	S	P	Cu	Ni	Cr	Al	O ₂	N ₂
A	0,82	0,56	0,21	0,009	0,009	0,02	0,01	0,03	0,003	0,005	0,004
B	0,82	0,53	0,21	0,009	0,007	0,02	0,01	0,01	0,003	–	0,004
C	0,74	0,48	0,17	0,005	0,008	0,02	0,02	0,04	0,002	0,005	0,005
D	0,73	0,53	0,19	0,009	0,012	0,03	0,02	0,03	0,002	0,005	0,005

Катанка плавки C имела плотность недеформируемых включений 851 см⁻², максимальный размер – 10 мкм, индекс загрязненности – 3654 мкм²/см², D – 433 см⁻², 5 мкм и 1124 мкм²/см² соответственно.

Проволоку получали по схеме:

T, B, B 5,5 – 3,15; П, T, B, B 3,15 – 1,10; П, T, Л, B 1,10 – 0,175 для марки 70;

T, B, B 5,5 – 1,90; П, T, Л, B 1,90 – 0,40 для марки 80.

Здесь T – травление, B – бурирование, B – волочение, П – патентирование, Л – латунирование.

Первоначально оценивали величину изгибающего напряжения, при котором число циклов достигает значения более 10⁴ для каждого образца путем ступенчатого (по 50 МПа) спуска от величины, составляющей примерно 0,6σ_{0,2}. При этом в каждом из последующих (уменьшающихся через 50 МПа) уровней напряжений проволоку испытывали по 3 раза, фиксируя число циклов и откорректированное разрушающее напряжение. Испытания заканчивали при напряжении, отвечающем отсутствию разрушения образцов после 5,4 × 10⁵ циклов.

Для определения степени α при числе циклов N в уравнении (2) его привели к следующему виду:

$$\ln(\sigma - \sigma_{-1}) = A - \alpha \ln N \quad (3)$$

Величины, отвечающие напряжениям и числу циклов для трех исследуемых образцов, ввели в таблицу, на базе которой построили регрессионную модель ln(σ – σ₋₁) от ln N, используя программу Microsoft Excel.

Вместо σ_{-1} с шагом от 10 до 50 МПа подставляли значения, составляющие от 20% временного сопротивления разрыву проволоки до минимального напряжения, при котором еще имело место разрушение образцов, поскольку известно, что предел выносливости проволоки обычно составляет более 25% от прочности образца [3]. Напряжения, при которых образцы не разрушались при числе циклов более $5,4 \times 10^5$, в расчет не принимались. Для каждого значения σ_{-1} определяли соответствующие ему значения показателя степени α и коэффициента парной корреляции r^2 . Полученные результаты представлены в виде зависимости $r^2(\alpha)$ на рис. 4.

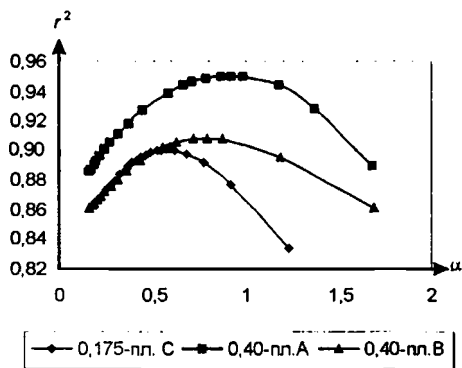


Рис. 4. Зависимость коэффициента парной корреляции r^2 от степени α

Как следует из рис. 4, наибольшие коэффициенты корреляции достигаются при $\alpha = 0,6 - 0,9$. Поэтому для определения предела выносливости σ_{-1} принято уравнение

$$\sigma = \sigma_{-1} + a_1 N^{-3/4}. \quad (4)$$

Для нахождения величины σ_{-1} строили регрессионную зависимость σ от $N^{-3/4}$ при $N \geq 10\,000$, при этом свободный член уравнения регрессии представ-

лял искомую величину. Для определения предела выносливости на каждом образце проводили 5 – 7 испытаний на разных уровнях напряжений, включая в расчет значения, отвечающие указанному условию. Ошибка определения величины σ_{-1} , по данным расчетной модели, как правило, не превышала 20 МПа.

Усталостная выносливость тонкой проволоки определяется чистой исходной катанки по неметаллическим включениям, наличием на проволоке обезуглероженного слоя и условиями волочения (температурно-скоростной режим, величина частных и суммарных деформаций, качество инструмента, смазки и т. д.). Исследованиями И. Лефевра и Ж. Ломбера (Beckaert) [3] показано, что для проволоки диаметром до 0,25 мм основная часть случаев усталостного разрушения происходит по неметаллическим включениям у поверхности. Для проволоки большего диаметра разрушение в большинстве случаев начинается от дефектов поверхности.

По данным И. А. Юхвеца [6], усталостная выносливость проволоки растет с увеличением суммарного обжатия, уменьшением единичных об-

жаний и ростом рабочего угла волок. Полировка, рихтовка, обработка поверхности проволоки песком и дробью также способствуют повышению ее предела выносливости.

Для оценки влияния исходного материала и факторов изготовления в условиях цехов металлокорда на усталостную выносливость изготовили проволоку нескольких вариантов, различающихся чистотой исходной канатки по включениям, частными деформациями при волочении и способами дополнительной обработки проволоки в линии волочильного стана. Варианты изготовления и полученные значения предела выносливости приведены в табл. 2.

Таблица 2

Варианты изготовления и результаты усталостных испытаний проволоки диаметром 0,175 мм

Плавка	Вариант изготовления	Предел выносливости, МПа
С	В 17 переходов волочения ($q_{cp}^* = 19,4\%$)	717
	В 25 переходов волочения ($q_{cp} = 13,7\%$)	775
	В 21 переход ($q_{cp} = 16,1\%$) с ЗПИР** на роликах $\varnothing 13$ мм	827
D	В 17 переходов волочения ($q_{cp} = 19,4\%$)	914
	В 21 переход ($q_{cp} = 16,1\%$) с последним обжатием 3%	1109
	В 21 переход ($q_{cp} = 16,1\%$) с ЗПИР на роликах $\varnothing 13$ мм	1116

* q_{cp} – средняя единичная деформация (обжатие) при волочении;

** знакопеременный изгиб с растяжением в рихтовках, натяжение проволоки 5 – 8 Н.

Как видно из табл. 2, чистота стали по включениям играет исключительно важную роль в достижении высокой усталостной выносливости готовой проволоки, способствует увеличению ее предела выносливости на 27 – 35% при сопоставимых условиях изготовления. Перераспределение напряжений в проволоке за счет двухплоскостной рихтовки с роликами диаметром 13 мм позволяет увеличить предел выносливости на 15 – 22%. Такой же эффект дает использование дополнительного малого обжатия величиной 3 – 5% на последнем переходе волочильного стана. Уменьшение средних единичных обжатий с 19,4 до 13,7% увеличивает предел выносливости примерно на 10%.

Исследование вида кривой усталости холоднодеформированной латунированной проволоки при изгибе с вращением по методу Хантера позволило сделать вывод, что наиболее достоверной является аппроксимация ее зависимостью вида

$$\sigma = \sigma_{-1} + a_1 N^{-3/4}.$$

На основе этой зависимости предложен метод оценки предела усталости проволоки, близкий к известному методу Стромайера [8], с помощью которого проведена оценка влияния на предел усталости чистоты катанки по неметаллическим включениям, способов дополнительной обработки проволоки в линии волочильного стана, частных деформаций при волочении.

Показано, что главным фактором повышения усталостной выносливости проволоки является снижение загрязненности ее недеформируемыми неметаллическими включениями, несколько менее значимым – перераспределение напряжений в проволоке за счет рихтовок или дробного последнего обжатия, наименьшим – уменьшение частных деформаций по всему маршруту тонкого волочения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Физические величины: Справ. / А. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский и др.; Под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
2. *Ленетов В. А., Юрцев Л. Н.* Расчет и конструирование резиновых технических изделий. – Л.: Химия, 1987. – 220 с.
3. *Лефевр И., Ломбер Ж.* Металлокорд – требования и ограничения качества. – М.: Черметинформация, 1993. – 15 с.
4. *Хоникомб Р.* Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
5. *Золотаревский В. С.* Механические испытания и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1974. – 304 с.
6. *Юхвец И. А.* Волочильное производство: Ч. 1. – М.: Металлургиздат, 1954. – 272 с.
7. *Dewalue J.* Passenger and truck tyre steel cord construction for a new millennium // Proceeding of TyreTech 2000 conference. – Warsaw, 2000. – Paper 2, 7 p.
8. *Школьник Л. М.* Методика усталостных испытаний: Справочник. – М.: Металлургия, 1978. – 304 с.
9. *Фетисов В. П., Березуев А. И.* Влияние деформационного старения на усталостное разрушение канатной проволоки // Сталь. – 1992. – № 4. – С. 57 – 59.
10. *Сухинин В. И.* Влияние остаточных напряжений первого рода на долговечность канатной проволоки // Стальные канаты. – Киев: Техника, 1972. – С. 240 – 242.
11. Влияние чистоты металла на механические свойства и циклическую выносливость высокопрочной проволоки / К. Д. Потемкин, С. И. Собкин, А. И. Михайлин и др. // Стальные канаты. – Киев: Техника. 1968. – С. 306 – 310.
12. *Takahashi T., Satoh H., Ochiai I.* Development of ultra-high strength steel wire // Nippon Steel Technical Report. – 1992. No. 53 (April). – P. 101 – 106.

В. Б. КОВАЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук,
 Н. Г. МАЛЬКЕВИЧ, канд. техн. наук,
 М. Г. ПШОНИК, канд. техн. наук,
 Г. РОМАДАН, В. В. СУХАН (БНТУ)

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ ПАРАМЕТРИЧЕСКОЙ ИДЕНТИФИКАЦИИ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА НАГРЕВА МЕТАЛЛА ПРИ ТЕПЛООБМЕНЕ ИЗЛУЧЕНИЕМ

Сложность процессов теплопередачи и недостаточность априорной информации о процессах нагрева металла в печах приводят к необходимости создания математических моделей, в которых неизвестными являются некоторые параметры, существенно зависящие от конструктивных особенностей печи. Если имеются экспериментальные данные о динамике нагрева материалов, то их можно использовать для идентификации модели, что позволяет построить адекватный реальному процессу режим. Таким образом, возникает задача параметрической идентификации модели по результатам промышленных экспериментов.

Из уравнения теплового баланса модель процесса нагрева термически тонких тел представим в виде

$$\frac{dT}{dt} = \sigma (T_{\text{пч}}^4 - T^4); \quad (1)$$

$$T(0) = T_0, \quad (2)$$

где σ – коэффициент теплообмена радиацией; $T_{\text{пч}}$, T – температура среды и металла в момент времени t соответственно; T_0 – начальная температура заготовки.

Предположим, что нам известны в любой момент времени температуры печи и металла. Например, по литературным данным [1] они сведены в табл. 1 и 2 соответственно. Задача параметрической идентификации заключается в подборе такого параметра σ , при котором значения температур металла, найденные из решения уравнения (1) с начальным условием (2), в каждый момент времени наименее отличаются от тех же величин, но полученных экспериментальным путем. За меру отклонения данных примем величину

$$G(\sigma) = \int_0^{t_k} \left(T(t) - \hat{T}(t) \right)^2 dt, \quad (3)$$

где t_k – время, за которое проводились измерения экспериментальных

значений; $\hat{T}(t)$ – экспериментальные значения температуры металла.

Из соотношения (3) следует, что мера отклонения температур зависит от параметра σ .

Примем из физических соображений, что

$$\sigma \geq 0. \quad (4)$$

Следовательно, для того чтобы решить задачу параметрической идентификации, необходимо найти такое значение параметра $\sigma = \bar{\sigma}$, которое удовлетворяет ограничению (4), и функция (3) принимает при данном σ минимальное значение.

Таблица 1

Температура печи в зависимости от времени

Время, мин	Температура t , °C	Время, мин	Температура t , °C	Время, мин	Температура t , °C
0	650	34	926	68	1118
2	679	36	941	70	1125
4	707	38	952	72	1132
6	727	40	962	74	1139
8	747	42	970	76	1146
10	760	44	978	78	1153
12	773	46	987	80	1160
14	787	48	1003	82	1165
16	800	50	1019	84	1167
18	813	52	1035	86	1172
20	827	54	1051	88	1177
22	840	56	1067	90	1182
24	853	58	1085	92	1186
26	867	60	1100	94	1190
28	882	62	1103	96	1194
30	897	64	1107	98	1197
32	911	66	1112	100	1200

Таким образом, получена задача условной минимизации функции одной переменной. Для ее решения используем метод половинного деления, задав при этом интервал изменения величины σ

$$\sigma \leq \sigma_{\max}, \quad (5)$$

где σ_{\max} – достаточно большое положительное число.

Температура заготовки в зависимости от времени

Время, мин	Температура $t, ^\circ\text{C}$	Время, мин	Температура $t, ^\circ\text{C}$	Время, мин	Температура $t, ^\circ\text{C}$
0	50	34	750	68	1050
2	110	36	770	70	1065
4	200	38	790	72	1075
6	265	40	810	74	1090
8	310	42	825	76	1100
10	330	44	835	78	1115
12	350	46	860	80	1125
14	380	48	875	82	1130
16	415	50	900	84	1135
18	450	52	925	86	1140
20	490	54	950	88	1145
22	520	56	975	90	1150
24	550	58	990	92	1155
26	610	60	1000	94	1160
28	650	62	1010	96	1170
30	680	64	1020	98	1180
32	725	66	1030	100	1185

В результате численного эксперимента имеем $\sigma = 3,725 \cdot 10^{-9}$. На рис. 1 приведены графики изменения температуры заготовки, полученные экспериментальным и расчетным путем.

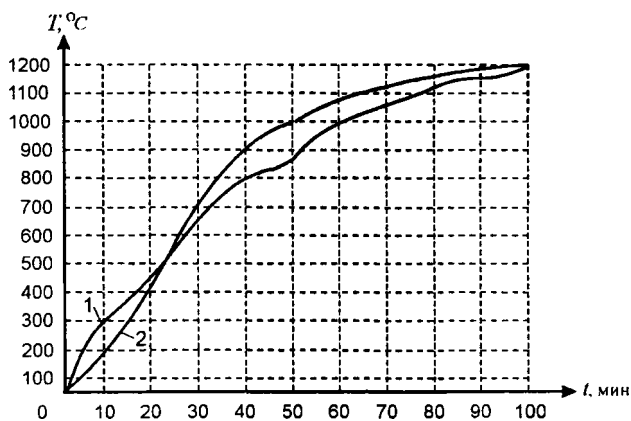


Рис. 1. Графики изменения температуры заготовки, полученные:

1 – экспериментальным путем; 2 – расчетным путем

Анализ результатов показывает, что относительная погрешность расчетов температур не превышает 5, что можно считать удовлетворительным.

Таким образом, с помощью промышленного эксперимента и предложенного алгоритма получено реальное значение параметра модели (1), что имеет практическое значение для изучения процесса нагрева металла с целью его последующей оптимизации.

Методику расчета планируется использовать на БМЗ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Ковалевский В. Б. Теплотехнология металлургических мини-заводов. – Мн.: Навука і тэхніка, 1992. – 158 с.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.745.669.13

Р. Э. ТРУБИЦКИЙ, В. А. АЛЬХИМЕНОК (ЛЛМЗ*),
А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,
Г. В. ДОВНАР, канд. техн. наук (БНТУ)

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЙ ЧУГУН ДЛЯ ГИЛЬЗ ЦИЛИНДРОВ АВТОТРАКТОРНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Для производства гильз карбюраторных и дизельных двигателей применяется высокоуглеродистый сплав, содержащий целый ряд легирующих элементов, в том числе медь, никель, ванадий, хром, титан и др., что обеспечивает получение требуемой микроструктуры и свойств изделия. В конструкциях автомобилей ГАЗ в основном используется чугун марки ИЧГ-33М, разработанный в НПО «НАМИ», а для автомобилей УАЗ – чугун, легированный ванадием [1]. Состав чугуна ИЧГ-33М разработан для технологии получения массивных заготовок гильз методом центробежного литья. Особенности технологии литья тонкостенных гильз в облицованный кокиль обусловили необходимость оптимизации их химического состава. При этом была поставлена задача получения оптимальной структуры и твердости гильз при минимизации материальных затрат, что достигнуто подбором состава легирующего комплекса, составом шихтовых материалов, а также технологией плавки и выпечной обработки.

Состав чугуна оптимизировали при изготовлении отливки гильзы ГАЗ-66 в облицованный кокиль, параллельно для сравнения заливали гильзы в разовые песочно-глинистые формы. Результаты сопоставляли со свойствами гильз из чугуна ИЧГ-33М, полученного способом центробежного литья. В последнем случае различались и размеры заготовок. Для сравнения в табл. 1 показана твердость отливок гильз ГАЗ-66, полученных из чугуна марки ИЧГ-33М литьем в облицованный кокиль на Лидском литейно-механическом заводе и центробежным способом на «Кострома-мотордеталь».

Из табл. 1 видно, что вследствие особенностей технологии тонкостенного литья в облицованный кокиль отливка гильзы имеет повышенную твердость. Это свидетельствует о высоком уровне легирования, особенно такими карбидообразующими элементами, как хром. Оптимальный состав

* Лидский литейно-механический завод.

Таблица 1

Сравнение свойств гильзы ГАЗ-66 из чугуна ИЧГ-33М, полученной по различным технологиям

С	Si	Mn	Cu	Ni	Ti	V	Cr	В	Р	Технология получения гильзы			
										Облицованный кокиль (ЛЛМЗ)		Центрбежный способ («Костромамотордеталь»)	
										Толщина отливки, мм	НВ	Толщина отливки, мм	НВ
3,30	2,20	0,50	0,60	0,25	0,10	0,10	0,50	0,02	0,25	12	260–280	20	230–250
3,70	2,60	0,70	0,80	0,50	0,15	0,15	0,75	0,05	0,45		0		0

подбирали с помощью однофакторного эксперимента, в котором изучали влияние одного элемента. В качестве базового был принят чугун, содержащий 3,2 – 3,7% С; 2,0 – 2,6% Si; 0,6 – 0,12% Mn; до 0,12 – 0,15 V + В; 0,2 – 0,45% P; до 0,15% Ti. Приведенное содержание углерода и кремния оптимально для состава гильзовых чугунов, используемых различными фирмами. Превышение суммы Si и С сверх эвтектической приводит к образованию крупного первичного графита, выкрашивание которого не позволяет получать высокое качество поверхности при хонинговании гильз. Снижение углеродного эквивалента менее 4,1 опасно с точки зрения возможности появления отбела в тонкостенных отливках из сложнолегированного чугуна.

По зависимостям, полученным в работе [1], рассчитана ожидаемая твердость базового чугуна в отливке гильзы с толщиной стенки 10 – 12 мм при толщине облицовки 5,5 мм, температуре заливки 1350 °С.

$$\delta_{\text{отл}}^{\text{ЭКВ}} = \frac{T_{\text{зал}} - 350}{1176} \sqrt{\delta_{\text{отл}} \delta_{\text{обл}}} = \frac{1350 - 350}{1176} \sqrt{11 \cdot 5} = 6,6 \text{ мм};$$

$$S_C = \frac{C}{4,23 - 0,312\text{Si} - 0,33\text{P} + 0,18\text{Mn}} = \frac{3,5}{4,23 - 0,312 \cdot 2,4 - 0,33 \cdot 0,3 + 0,18 \cdot 0,6} = 1,0;$$

$$\delta_B = 1083 - 833S_C - 5\delta_{\text{отл}}^{\text{ЭКВ}} = 1083 - 833 \cdot 1 - 5 \cdot 6,6 = 207 \text{ МПа};$$

$$\text{HB} = 110 + 0,41\delta_B = 110 + 0,41 \cdot 207 = 194 \text{ HB}.$$

Фактическая твердость гильзы из чугуна приведенного состава 187 – 205 HB, что подтверждает точность расчетных зависимостей и свидетельствует о необходимости уровня твердости гильзы 240 – 260 HB. В табл. 2 показана зависимость твердости гильз, полученных из чугуна базового состава в облицованном кокиле, от содержания хрома, никеля и меди. Во всех случаях перед заливкой чугун подвергали тщательному модифицированию 0,4 – 0,6% ФС75. Видно, что увеличение на 0,1% концентрации хрома, никеля и меди способствует повышению твердости чугуна на 7 – 10, 3 – 5 и 4 – 6 HB соответственно. Дополнительные эксперименты по комплексному легированию чугуна показали близкое к аддитивному влияние Cr, Ni и Cu на твердость отливок, что позволяет использовать для расчета твердости уточненную зависимость

$$\text{HB}_{\text{лег}} = \text{HB} + \sum K_i C_i.$$

Коэффициент K_i характеризует относительное влияние C_i (Cr, Ni и Cu) на твердость отливок ($K_{\text{Cr}}=80$; $K_{\text{Ni}}=35$; $K_{\text{Cu}}=50$).

Помимо твердости, в отливках гильз необходимо обеспечить практически полную перлитизацию металлической матрицы (не более 2 – 5% феррита). Из полученных структурных зависимостей следует, что каждый

элемент в отдельности не может обеспечить полной перлитизации матрицы без негативных последствий. Так, для хрома это связано с необходимостью использования высоких концентраций, когда не исключается отбел. Медь и особенно никель обеспечивают необходимую твердость и перлитную структуру при таких концентрациях, когда существенно возрастает стоимость сплава.

Анализ влияния Cr, Cu и Ni на структуру и твердость чугуна позволил установить оптимальный уровень легирования базового чугуна (табл. 2), который отличается от ИЧГ-33М более низким содержанием хрома, меди и никеля. Однако благодаря эффективной технологии литья в облицованный кокиль в отливках обеспечиваются требуемый уровень твердости и структура.

Таблица 2

Влияние легирующих элементов на твердость гильз

Добавка	Твердость	Легирующий элемент			
		Cr	B	Ni	Cu
0,05		–	210	–	–
0,1		200	235	200	195
0,2		210	255	205	203
0,3		215	–	217	208
0,4		223	–	223	212
0,5		235	–	229	223

Таким образом, в ходе выполненных исследований оптимизирован состав гильзового чугуна для отливок, получаемых литьем в облицованный кокиль, содержащий: углерод 3,2 – 3,7%; кремний 2,0 – 2,6%; марганец 0,6 – 1,2%; фосфор 0,2 – 0,45%; хром 0,2 – 0,5%; медь 0,2 – 0,6%; ванадий + бор до 0,12%; титан – до 0,15%; никель – до 0,15%.

В условиях Лидского литейно-механического завода изготовлена опытная партия гильз из разработанного материала и поставлена на Заволжский моторный завод (Россия) для проведения стендовых испытаний.

ЛИТЕРАТУРА

1. Экономное легирование железоуглеродистых сплавов / С. Н. Леках, А. Г. Слущкий, В. Л. Трибушевский и др. – Мн.: Наука и техника, 1996. – 173 с.

Д. Н. ХУДОКОРМОВ, д-р техн. наук,
Д. А. ХУДОКОРМОВ, канд. техн. наук,
А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук (БНТУ)

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА ГРАФИТИЗАЦИИ НА ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ ЧУГУНА

Процесс формообразования графитных включений оказывает существенное влияние на теплопроводность чугунов. Форма графитных включений и теплопроводность имеют особое значение в чугунных изделиях, подвергающихся при эксплуатации износу под действием трения скольжения. Типичным представителем таких изделий являются гильзы двигателей внутреннего сгорания (ДВС). Форма, размеры и распределение графитных включений совместно с теплопроводностью оказывают решающее влияние на износ гильзы. Кроме того, теплопроводность материала гильзы сказывается на теплообменных процессах в работающем двигателе, его термодинамических характеристиках и в конечном итоге его КПД. Поэтому при производстве гильз ДВС равное внимание уделяется как форме графитных включений, так и теплопроводности чугуна в целом. Так, высокопрочные чугуны (ВЧ) с шаровидным графитом (ЧШГ), обладающие хорошими механическими свойствами, до сих пор не находят применения в производстве гильз ДВС именно по причине малой теплопроводности. Чугуны же с вермикулярным графитом (ЧВГ), занимающие по теплопроводности и механическим свойствам промежуточное положение между ЧШГ и чугунами с пластинчатым графитом (ЧПГ), применяются в данной области лишь эпизодически, в основном в рамках выполнения научно-исследовательских программ или производства экспериментальных изделий. Поэтому сведения о пригодности ЧВГ для изготовления гильз ДВС весьма ограничены. Кроме того, в настоящее время ЧВГ вообще находится преимущественно в стадии изучения, с чем и связаны скудность и в некоторых случаях определенная противоречивость сведений о его механических свойствах.

На первоначальном этапе выполненного исследования изыскивалась возможность повышения теплопроводности высокопрочных чугунов путем увеличения доли включений графита вермикулярной формы в общем числе включений. Измерялась теплопроводность ВЧ одинакового химического состава и с однотипными металлическими основами (в данном случае – ферритными), но с разным соотношением включений вермикулярного (ВГ) и шаровидного (ШГ) графита. Результаты приведены в табл. 1.

Увеличение доли ВГ действительно приводит к существенному росту теплопроводности. Так, при количестве ВГ около 80% теплопроводность чугуна достигает 46 Вт/(м·К), тогда как у чугуна, содержащего 100% ШГ,

она не превышает 35 Вт/(м·К). Но получение ВЧ с таким количеством ВГ уже может представлять определенные технологические трудности и не всегда возможно. В то же время из табл. 1 видно, что зависимость теплопроводности от количества включений ВГ имеет ярко выраженный нелинейный характер, т. е. более чувствительна именно к повышенному содержанию ВГ. Кроме того, теплопроводность исходного чугуна, имеющего структуру ферритного ЧПГ, составляет более 60 Вт/(м·К). Следовательно, ЧВГ по теплопроводности все-таки ближе к ЧШГ, чем к ЧПГ, а значит, его пригодность как материала для гильз ДВС может вызывать сомнение.

Таблица 1

Влияние соотношения количества включений ВГ и ППГ на теплопроводность ВЧ

Количество включений ВГ, %	0	26	44	55	64	71	77
Теплопроводность, Вт/(м·К)	35	37	38	40	41	43	46

Среди причин, вызывающих снижение теплопроводности чугуна при сфероидизации в нем графитных включений, принято называть уменьшение протяженности теплопроводящей фазы, каковой является графит. Таким образом, в ВЧ возрастает роль металлической основы как теплопроводящего компонента. Среди всех элементов, содержащихся в металлической основе чугунов, наибольшее влияние на теплопроводность оказывает кремний. Вместе с тем в ЧШГ воздействие кремния на графитизацию в отличие от ЧПГ значительно меньше, и оценка его влияния на графитизацию упрощается. Поэтому в ходе выполненного исследования весьма целесообразным представилось изучение изменения теплопроводности чугунов с различным содержанием кремния. Для исключения влияния на теплопроводность фазового состава и дисперсности фазовых составляющих в образцах путем отжига получали ферритную металлическую основу. Результаты приведены в табл. 2.

Таблица 2

Влияние содержания кремния на теплопроводность ЧШГ

Содержание кремния в металле, %	1,44	1,90	2,50	2,78	3,45	4,11	4,48
Теплопроводность, Вт/(м·К)	40	37	35	34	32	30	31

Анализ полученных данных убедительно показывает, что, понизив концентрацию кремния, можно существенно увеличить теплопроводность чугуна. Кроме того, дальнейшее повышение последней возможно при увеличении объемной доли и общей протяженности теплопроводящей фазы, которой является графит в чугуне. Таким требованиям удовлетворяют в определенной степени многие марки передельных чугунов, содержащих около 4% углерода и 0,5 – 1% кремния. В обычных условиях эти чугуны кристаллизуются чаще всего с образованием половинчатых структур. В некоторых зонах слитка наблюдаются весьма обширные области белого чугуна даже в том случае, если слиток массивный (чущка массой 10 – 20 кг). Повышенная склонность к отбелу объясняется малым содержанием кремния, являющегося большим графитизатором, чем углерод. В ходе исследования намеренно получали отливки из передельного чугуна с «отбеленной» структурой. Такие отливки подвергались графитизирующему отжигу. Было установлено, что высокий углеродный эквивалент данного сплава способствует резкому сокращению длительности графитизирующей стадии отжига, а повышение температуры еще более ускоряет процесс, так что его длительность не превышает 20 мин (табл. 3).

Таблица 3

Длительность отжига отливок из исследуемого чугуна в зависимости от температуры графитизирующей стадии

Температура графитизирующей стадии отжига, °С	Длительность, мин
950	120 – 160
1000	60 – 90
1050	40 – 70
1100	15 – 20

Металлографическое исследование нетравленных образцов выявило, что повышение температуры отжига не только сокращает его длительность, но и оказывает влияние на форму образующихся включений углерода отжига. С повышением температуры отжига снижается степень их компактности вплоть до пластиноподобной формы (при 1100 °С).

Анализ приведенных в справочной литературе диаграмм изотермического распада переохлажденного аустенита чугунов подобного химического состава позволил выбрать режимы термической обработки отливок из белого чугуна, обеспечивающие получение отожженного чугуна с заданным типом металлической основы – перлитной или ферритной. Неко-

торые механические свойства и теплопроводность отожженного чугуна с перлитной и ферритной металлической основой в зависимости от температуры графитизирующей стадии отжига представлены в табл. 4.

Таблица 4

Некоторые механические свойства и теплопроводность отожженного чугуна в зависимости от температуры графитизирующей стадии отжига

Температура графитизирующей стадии отжига, °С	Чугун с ферритной металлической основой			Чугун с перлитной металлической основой		
	Прочность при растяжении, МПа	Относительное удлинение, %	Теплопроводность, Вт/(м·К)	Прочность при растяжении, МПа	Относительное удлинение, %	Теплопроводность, Вт/(м·К)
950	365	10	57	450	5	49
1000	348	8	59	425	3	50
1050	318	5	60	415	2	52
1100	260	2	63	365	Менее 1	54

В практике автомобилестроения чаще всего используются именно перлитные чугуны. Они находят применение и в производстве гильз ДВС, и при изготовлении тормозных дисков, барабанов и т. д. Перлитная металлическая основа обеспечивает чугуну большую прочность и как следствие хорошую износостойкость. Используемым в производстве гильз ДВС ЧПГ придают перлитную металлическую основу именно для повышения их прочностных свойств. Однако износостойкость ЧПГ остается небольшой. Содержащийся в сплаве пластинчатый графит, хотя и выполняет функцию твердой смазки, способствует выкрашиванию металлической основы в процессе трения. Для упрочнения перлитной металлической основы в гильзовые ЧПГ вводят большое количество легирующих элементов, снижая тем самым теплопроводность. Так, теплопроводность гильзового чугуна не превышает 47 Вт/(м·К), тогда как теплопроводность нелегированного ЧПГ может достигать 60 Вт/(м·К). Прочность же при растяжении самых высококачественных гильзовых чугунов составляет 250 – 300 МПа. По сравнению с названными величинами прочность полученного чугуна достигает 400 МПа и сочетается с теплопроводностью 50 Вт/(м·К). Это дает основание считать разработанный чугун и способ его получения весьма перспективным и для производства деталей, в которых наряду с определенным комплексом механических свойств затребована высокая теплопроводность.

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСНЫХ ЛЕГКОПЛАВКИХ МОДИФИКАТОРОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК С ПОВЫШЕННОЙ СКЛОННОСТЬЮ К ОТБЕЛУ И В ПРОЦЕССАХ ПОЗДНЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

В БНТУ с 1982 г. проводятся работы по исследованию и созданию новых типов модификаторов с температурой плавления 600 – 700°C, технологий их подготовки и производства, оптимизации гранулометрического состава.

Расширение сырьевой базы литейного производства в условиях дорожания и дефицита традиционных шихтовых материалов – литейных чугунов (марок ЛК) с содержанием кремния 2,5 – 3,5%, ферросилиция и других материалов – приводит к все большему использованию в шихте металлозавалки лома и стали с повышенным содержанием легирующих карбидообразующих элементов Cr, V, Ti, W, низкомарочных и предельных чушковых чугунов с содержанием кремния ниже 1,5%.

При снижении углеродного эквивалента и увеличении примесей карбидообразующих компонентов в чугуне возрастает вероятность образования структурно-свободного цементита и появления отбела на кромках и тонких сечениях отливок.

Для повышения эффективности и экономии присадок применяют техпроцесс ковшевого модифицирования перед заливкой форм. Однако при использовании традиционных присадок недостаточно жидким расплавом (особенно при ваграночной плавке) температура чугуна на желобе составляет 1370 – 1390°C.

Процесс модифицирования является последней технологической операцией по улучшению структуры чугуна перед затвердеванием отливки. Наибольшее распространение в литейном производстве получили модификаторы на основе ферросилиция, которые вводятся в жидкий чугун при температуре 1340 – 1380°C на одном из переливов металла от плавильного агрегата до заливки или непосредственно в форме. Кремний, находящийся в этой присадке, растворяясь в жидком чугуне, вызывает в микроразмерах пересыщение (замутнение) расплава, что приводит к растворимости углерода в железе. Этим он выполняет двойную роль: активизирует подачу строительного материала к зародышам графита и переводит структуру металлической основы в стабильное состояние. Таким образом, уменьшается вероятность образования структурно-свободного цементита. Снижение склонности чугуна к отбелу существенно уменьшает бракуемость деталей из-за неоднородности структуры и улучшает обрабатываемость отливок, что в конечном итоге сказывается на их качестве.

Развитие технологии модифицирования [1] привело к созданию комплексных модификаторов на основе ферросилиция, которые одновременно с понижением растворимости углерода в железе способствуют раскислению и десульфурации чугуна. В настоящее время только графитизирующих присадок насчитывается около 150.

Как правило, новые комплексные модификаторы создаются на основе традиционного ферросилиция. В базовый состав вводятся активные компоненты, способствующие выведению вредных примесей из жидкого раствора или создающие в нем дополнительные центры кристаллизации. Одним из таких достаточно эффективных модификаторов является ФСЗОРЗМ, который кроме 50% кремния содержит 2% кальция, 4% алюминия, 30 – 40% редкоземельных металлов цериевой группы. Основную положительную роль в данном составе присадки играют редкоземельные металлы, которые активно связывают вредные примеси, особенно серу, выводят их из раствора и образуют дополнительные центры графитизации. При этом не только измельчаются включения графита, но и улучшается их форма, создаются благоприятные условия для образования и роста включений. Недостаток модификаторов на основе ферросилиция – их высокая температура плавления – 1000 – 1250°C, что всего на 100 – 350°C меньше, чем температура обрабатываемого чугуна, и низкая в связи с этим степень усвоения присадки расплавом.

В НИЛ ПТППО БНТУ ведутся работы по созданию и совершенствованию уже разработанных модификаторов. Наиболее прогрессивной является разработка нового комплексного модификатора типа АКЗОРЗМ15, содержащего до 30% кремния, 15% редкоземельных металлов цериевой группы и 50% алюминия. Основой КЛМ (а.с. № 1373737) является алюминий. Наличие в составе КЛМ алюминия обеспечивает глубокое рафинирование расплава по кислороду, который так же, как и сера, препятствует графитизации. Кроме того, что достигается раскисление расплава, в растворе образуется большое количество неметаллических включений оксидов, служащих подложками для роста графита. Избыточное количество алюминия, не связанное в процессе рафинирования расплава, переходит в жидкий раствор, легируя металлическую матрицу и вытесняя из него атомы углерода, которые в свою очередь осаждаются на поверхности растущих включений графита. Таким образом, комплексный состав модификатора наиболее полно обеспечивает процесс графитизации, а также снижение температуры плавления присадки до 600 – 750°C, что резко повышает его усвоение расплавом чугуна. Повышается эффективность модифицирования. Комплекс перечисленных преимуществ присадок на базе системы алюминий – кремний – РЗМ позволяет снизить массу добавки, резко уменьшить склонность легированного чугуна к отбелу (табл. 1).

Отбел в исходном (немодифицированном) чугуне находится на уровне 14 – 17 мм, твердость в пробе с толщиной стенки 12 мм – 240 НВ.

Влияние модифицирования на технологические свойства легированного чугуна

Содержание основных элементов, %				Тип модификатора	Добавка, %	Твердость, НВ	Отбел, мм
C	Si	Mn	Cr				
3,3	2,3	0,8	0,6	ФС-75	0,05	220	9
					0,1	215	7
					0,2	205	6
				ФС30P3M	0,05	200	8
					0,1	215	6
					0,2	210	5
				AK30P3M15	0,05	200	4
					0,1	215	2
					0,2	210	0
3,3	2,3	0,8	0,4	ФС-75	0,05	200	8
					0,1	195	6
					0,2	190	5
				ФС30P3M	0,05	195	6
					0,1	190	5
					0,2	185	4
				AK30P3M15	0,05	198	3
					0,1	195	1
					0,2	195	0
3,3	2,3	0,8	0,2	ФС-75	0,05	200	7
					0,1	190	6
					0,2	180	4
				ФС30P3M	0,05	190	4
					0,1	185	2
					0,2	180	0
				AK30P3M15	0,05	195	2
					0,1	185	0
					0,2	180	0

Скорость затвердевания является одним из решающих факторов в формировании конечной структуры чугуна в отливке. Измельчение зерна при возрастании скорости охлаждения приводит к существенному повышению механических свойств, однако при этом возрастает опасность кристаллизации чугуна по метастабильной диаграмме.

Для выявления более тонкой зависимости скорости охлаждения от толщины стенки отливки использовалась специальная разностенная ступенчатая проба. Чугун в данном случае заливали в сухие песчано-глинистые формы при температуре 1350°C и с помощью хромель-

алюмелевых термопар фиксировали скорость его охлаждения в сечениях 5, 12, 25 мм. Для экспериментов использовался обычный ваграночный чугун с содержанием хрома не выше 0,15%. Анализ экспериментов (табл. 2) показал, что при уменьшении толщины стенки в 5 раз отливка затвердевает в 7 раз быстрее.

Таблица 2

Влияние толщины стенки отливки на скорость охлаждения и твердость чугуна

№ п/п	Толщина стенки отливки, мм	Время охлаждения до 1000°C, с	Время охлаждения до 800°C, с	Твердость НВ*
1	5	20	32	230
2	12	63	100	205
3	25	130	190	185

* Измерялась при 20°C.

На эффективность модифицирования большое влияние оказывает также и время выдержки обработанного расплава в ковше перед заливкой. С возрастанием интервала между вводом присадки и заливкой металла в форму происходят гомогенизация расплава (исчезновение обогащенных графитизирующими элементами зон), распад образовавшихся зародышей графитизации, окисление активных элементов и вывод их в шлак, насыщение металла газами из воздуха и футеровки тигля. Негативное влияние времени выдержки модифицированного расплава в жидком состоянии на эффект модифицирования для различных сечений отливки показано в табл. 3.

Таблица 3

Влияние толщины стенки отливки, типа модификатора и интервала между вводом присадки и заливкой чугуна в форму на эффективность модифицирования

№ п/п	Толщина стенки отливки, мм	Тип модификатора	Твердость НВ при изотермической выдержке* расплава		
1	5	ФС-75	217	225	230
2		ФС30P3M30	212	216	222
3		АК30P3M15	195	200	202
4	12	ФС-75	210	217	220
5		ФС30P3M30	212	208	215
6		АК30P3M15	195	194	200
7	25	ФС-75	198	210	214
8		ФС30P3M15	185	195	205
9		АК30P3M15	185	193	198

* Интервал между вводом присадки и заливкой металла в форму обеспечивался выдержкой модифицированного расплава в теплоизолированном ковше при температуре 1340 – 1350°C.

Из приведенных данных видно, что наиболее эффективен комплексный модификатор. Его применение позволяет полностью устранить отбел даже в высоколегированном хромом чугуна. В среднелегированных чугунах, пригодных для отливок тонкостенных деталей, величина присадки может быть снижена до 0,05 %, что уже позволит снизить отбел до приемлемых значений 0 – 3 мм по клиновой пробе. Применение КЛМ позволяет за счет легирования металлической матрицы избыточным алюминием повышать однородность механических свойств в различных сечениях отливки.

Кроме того, применение КЛМ позволяет резко повышать результативность ковшевого модифицирования (в ковшах вместимостью 10 – 20 кг) за счет использования эффекта поздней обработки расплава – непосредственно перед заливкой формы. В этом техпроцессе на усвоение присадки отводится 15 с. Применение КЛМ позволило также разработать процесс внутриформного модифицирования литыми вставками. Данная технология использует преимущества эффекта супермодифицированного состояния; так, время между усвоением присадки и затвердеванием отливки сокращено до 5 – 15 с.

Для повышения эффективности комплексных легкоплавких модификаторов и при разработке их ввода большое внимание должно быть уделено технологии их производства и подготовки [2], гранулометрическому и химическому составу.

Применение присадки, содержащей 25% Si, 12% PЗМ, 2% Cu, 2% Mg (ТУ 205 БССР 832 – 87), позволило резко снизить брак по отбелу при производстве тонкостенных отливок (до 3 мм) при литье в кокиль на предприятиях местной промышленности. Процесс внутриформного модифицирования литыми вставками был опробован и дал положительные результаты при ликвидации кромочного отбела на корпусных отливках ПО МТЗ. Разработанная технология позднего модифицирования КЛМ была использована при отливке тонкостенных фасонных деталей рабочих колес насосов К20/30 – К90/35.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Худокормов Д. Н.* Производство отливок из чугуна. – Мн.: Выш. шк. – 1987. – С. 57 – 65.
2. *Андреев Г. Ф., Худокормов Д. Н., Шейнерт В. А., Никифоров А. А.* Исследование особенностей позднего модифицирования чугунов и разработка способов подготовки модификаторов. – Мн.: Выш. шк. – 1980. – С. 60 – 63.

Д. М. КУКУЙ, д-р техн. наук,
В. А. СКВОРЦОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
Н. В. АНДРИАНОВ (Гомельский завод «Центролит»),
Н. Б. КРУТИЛИН (БНТУ)

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЖИДКОГО СТЕКЛА И МОДИФИЦИРОВАННЫХ СИЛИКАТНЫХ СВЯЗУЮЩИХ

Цель данной работы – создание комплексной методики (рис. 1) оценки структуры и свойств силикатных связующих материалов. Необходимость такой методики определяется возможностью проведения исследований, связанных с созданием новых модифицированных силикатных связующих материалов (МСС).

Для реализации этой цели наряду с такими традиционными физико-химическими методами анализа, как ИК-спектроскопия, дифференциально-термогравиметрический, рентгеноструктурный, электронно-микроскопический и другие методы, осуществлялось изучение «структурно-чувствительных свойств растворов», т. е. таких макросвойств, которые наиболее ощутимо реагируют на изменение молекулярной структуры связующего, в частности электропроводность, диэлектрическая проницаемость, ξ -потенциал, краевой угол смачивания, поверхностное натяжение, когезионная и адгезионная прочности пленки связующего, pH, порог коагуляции, оптическая плотность, вязкость, физическая плотность.

ИК-спектроскопический анализ растворов и пленок связующих материалов осуществляли в области $4000 - 400 \text{ см}^{-1}$. Точность определения волнового числа составляла $\pm 5 \text{ см}^{-1}$.

Фазовые превращения, происходящие в исследуемых связующих при нагревании, изучали на дериватографе в диапазоне температур $60 - 1100^\circ\text{C}$ при скорости нагрева $10^\circ\text{C}/\text{мин}$. Электронно-микроскопические исследования отвержденных пленок связующих материалов осуществляли с помощью растрового электронного микроскопа РЭММА-200. Для этого предварительно травленные в 6%-ном растворе HF и высушенные при 100°C пленки связующих приклеивали к медной подложке электропроводным клеем и металлизировали серебром.

Размер частиц водного раствора связующего и его оптическую плотность определяли нефелометрическим способом и рассчитывали по известным формулам [1].

Удельную поверхность глобул геля отвержденного связующего определили из данных низкотемпературной адсорбции азота по методу БЭТ (рис. 2).

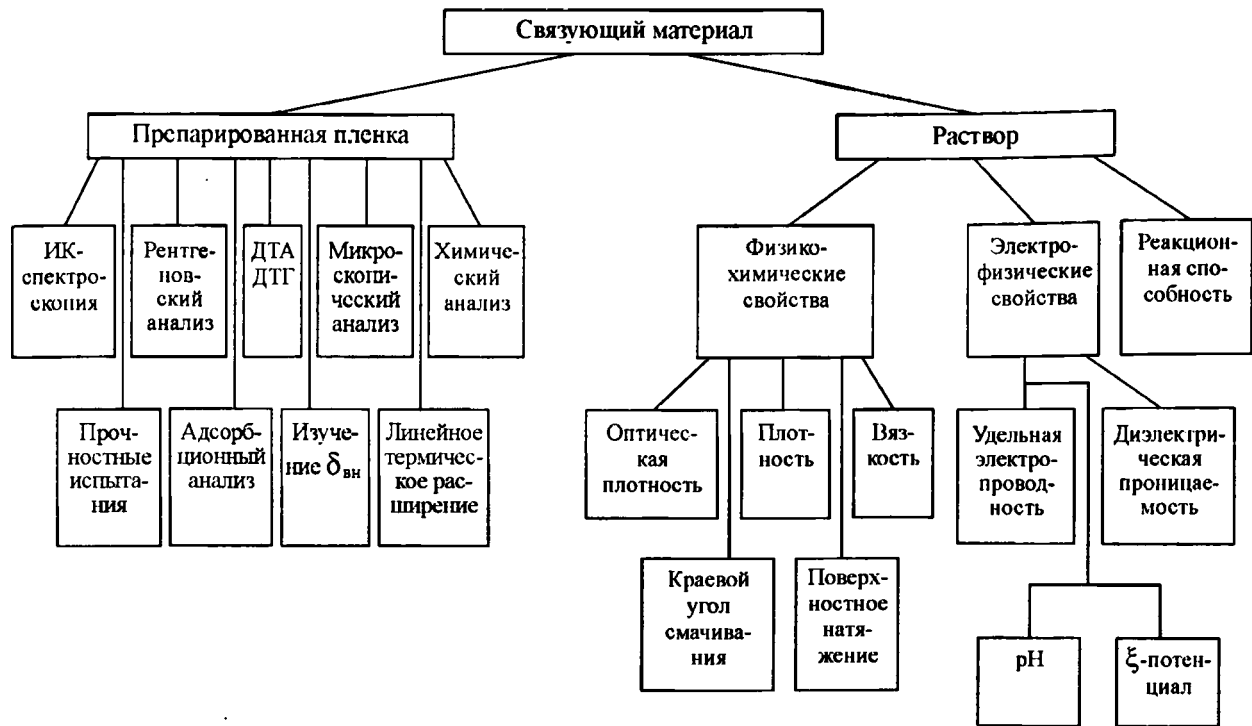


Рис. 1. Общая схема методики исследования структуры и свойств МСС

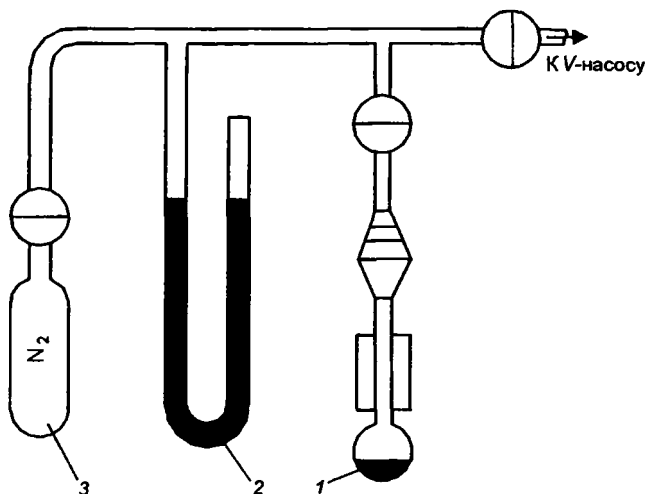


Рис. 2. Схема установки для определения удельной поверхности глобул скелета силикагеля

Для определения удельной поверхности глобул геля в ампулу 1, взвешенную с точностью до 0,001 г, загружали предварительно подготовленный образец (0,1 г) и подсоединяли к вакуумной установке, снабженной манометром 2 и емкостью с адсорбатом 3. Образец вакуумировали до остаточного давления не выше 10^{-2} мм рт. ст., после чего задавали некоторое давление адсорбата в установке из емкости 3 и охлаждали часть ампулы 1, в которой находился образец, в жидком азоте до установления постоянного давления. Аналогичные измерения повторяли не менее четырех раз, но с каждым разом увеличивали давление в установке. В конце измерений ампулу отсоединяли и взвешивали вместе с образцом и по разности определяли его массу.

Удельную поверхность рассчитывали по БЭТ, для чего строили зависимость $(P/P_S)/(a(1-P/P_S))$ от P/P_S (P – давление в установке при температуре жидкого азота; P_S – давление насыщенного пара азота; a – величина адсорбции, рассчитанная по полученным данным). Из тангенса угла наклона прямой, построенной в этих координатах, определяли емкость монослоя; учитывая последнюю, рассчитывали удельную поверхность образца [2].

Диаметр глобул скелета определяли по формуле [2]

$$d_{гл} = \frac{6}{S_{уд} \gamma_{гл}},$$

где $S_{уд}$ – удельная поверхность образца, $м^2/кг$; $\gamma_{гл}$ – плотность SiO_2 ($2200 \text{ кг}/м^3$).

Удельная электропроводность связующих материалов и их диэлектрическая проницаемость определялись с помощью автоматического моста Е12-2 и стандартной термостатированной ячейки Х-38 с платиновыми электродами.

Поверхностное натяжение на границе раздела фаз связующий материал – воздух определялось методом отрыва кольца [3] и сталагмометрическим методом [4]. Измерения краевого угла смачивания производили путем проецирования на экран капли связующего материала, нанесенной на кварцевую пластину, и дальнейшего расчета $\text{tg}\theta$ [3]. Кинематическая и динамическая вязкости определялись с помощью стандартного вискозиметра ВПЖ-2.

Структурная вязкость МСС (Па·с) исследовалась на приборе «Реотест-2» и рассчитывалась по формуле

$$\eta_{\text{стр}} = \frac{\tau_r}{D_r} \cdot 100,$$

где τ_r – касательное напряжение, Н/м²; $\tau_r = Z\alpha$ (Z – константа цилиндра: $Z = 3,12$; α – значение шкалы индикаторного прибора); D_r – градиент напряжения на срез, с⁻¹.

Исследование удельной прочности неотвержденных пленок связующего на разрыв осуществлялось по методике, предложенной проф. А. М. Ляссом [5].

Относительную величину когезионной прочности отвержденных пленок связующего материала оценивали прочностью к истиранию пленки падающей струей песка [6]. Значение удельной прочности определяли по отношению массы израсходованного на истирание песка к толщине пленки.

Для анализа реакционной способности МСС были использованы методика и приборы, основанные на измерении электропроводности отверждаемого объекта [7, 8], а также на изучении порога коагуляции [4], характеризующего количество стабилизированных ионов натрия.

Выбранные для проведения исследований методики позволяют наиболее полно и всесторонне изучить строение и свойства модифицированных связующих материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Воюцкий С. С.* Курс коллоидной химии. – М.: Химия, 1975. – 512 с.
2. *Комаров В. С.* Адсорбенты и их свойства. – Мн.: Наука и техника, 1977. – 248 с.
3. *Кузнецов В. В.* Физическая и коллоидная химия. – М.: Высш. шк., 1967. – 308 с.
4. *Григорьев О. Н.* Руководство к практическим работам по коллоидной химии. – М.; Л.: Химия, 1964. – 206 с.

5. Лясс А. М. Быстротвердеющие формовочные смеси. – М.: Машиностроение, 1979. – 255 с.

6. Лившиц М. Л. Технологический анализ и контроль производства лаков и красок. – М.: Высш. шк., 1980. – 216 с.

7. Лебян Ю. П., Кукуй Д. М. Определение скорости твердения связующих материалов // Литейное производство. – 1979. – № 4. – С. 12–13.

8. Лебян Ю. П., Кукуй Д. М. Исследование и разработка комплексных устройств для контроля связующих и смесей // Тез. докл. II Всесоюзн. науч.-техн. съезда литейщиков. – Л., 1983. – С. 189–190.

УДК 669.715

Б. М. НЕМЕНЕНОК, д-р техн. наук,
А. П. БЕЖОК, канд. техн. наук (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ СТРОНЦЕВЫХ ЛИГАТУР В АЛЮМИНИЕВОМ РАСПЛАВЕ

Степень усвоения модификатора расплавом является важной характеристикой стронциевых лигатур и зависит от скорости нагрева лигатуры в расплаве, температуры плавления лигатуры и кинетики ее растворения, так как бедные стронцием лигатуры, не содержащие свободного стронция, растворяются обычным способом с переходом в расплав из лигатуры интерметаллических соединений и последующим их распадом в расплаве. Следовательно, чем мельче алюминиды стронция, тем меньше времени требуется для полного растворения и усвоения расплавом лигатуры, что и сокращает характерный для стронциевых лигатур «инкубационный» период при сохранении достаточного времени их «живучести».

На скорость нагрева введенной в расплав лигатуры оказывают влияние ее форма и размеры кусков. Для оценки влияния этих факторов используем дифференциальное уравнение нагрева тонкого тела по методике, изложенной в работе [1].

Для составления дифференциального уравнения нагрева тонкого тела запишем элементарный тепловой баланс:

$$qF d\tau = McdT_{cp}, \quad (1)$$

где F – тепловоспринимающая поверхность тела, m^2 ; τ – время, с; M – масса тела, кг; c – теплоемкость тела, Дж/(кг·К); T_{cp} – средняя температура тела, К.

Изменение температуры тела в единицу времени, или скорость нагрева, можно определить как

$$C_n = dT_{cp}/d\tau \quad (2)$$

или с учетом формулы (2)

$$C_n = qF/(Mc), \quad (3)$$

т. е. скорость нагрева пропорциональна удельному тепловому потоку и тепловоспринимающей поверхности и обратно пропорциональна массе тела и теплоемкости.

Введем понятие линейных размеров тела, связанных с его поверхностью F и объемом V . Пусть l_V – линейный размер, связанный с объемом тела соотношением $l_V^3 = V$ или $l_V = V^{1/3}$, l_f – линейный размер, связанный с поверхностью тела соотношением $l_f^2 = F$ или $l_f = F^{1/2}$. Используем эти соотношения для характеристики формы тел различных размеров.

Отношение линейных размеров l_f и l_V является безразмерным и представляет собой параметр, характеризующий форму тела (E_S):

$$E_S = \frac{l_f}{l_V} = \frac{F^{1/2}}{V^{1/3}}. \quad (4)$$

Используя формулу (4), выразим поверхность тела F через его объем V и коэффициент формы E_S :

$$F = E_S^2 V^{2/3}. \quad (5)$$

Подставив это выражение в отношение объема к поверхности, получим

$$\frac{V}{F} = \frac{V}{E_S^2 \cdot V^{2/3}} = \frac{V^{1/3}}{E_S^2} = \frac{l_V}{E_S^2}. \quad (6)$$

Отношение массы тела к поверхности

$$\frac{M}{F} = \frac{\gamma V}{F} = \frac{\gamma l_V}{E_S^2}. \quad (7)$$

Используя формулу (4), определим коэффициент формы для тел с конфигурацией, которую могут иметь куски лигатур:

для шара

$$E_S = \frac{(4\pi r^2)^{1/2}}{(4/3\pi r)^{1/3}} = \frac{\sqrt{4\pi}}{\sqrt[3]{4\pi/3}} = \frac{3,54}{1,61} \cong 2,20;$$

для призмы с размерами $a \times a \times 3a$:

$$E_S = \frac{(2a^2 + 4a \cdot 3a)^{1/2}}{(3a^3)^{1/3}} = \frac{\sqrt{14a^2}}{\sqrt[3]{3a^3}} = \frac{\sqrt{14}}{\sqrt[3]{3}} = \frac{3,73}{1,45} \cong 2,59;$$

для параллелепипеда с размерами $a \times a \times 3a$:

$$E_s = \frac{\sqrt{2a^2 \cdot 2 + (2a + 4a)3a}}{\sqrt[3]{a \cdot 2a \cdot 3a}} = \frac{\sqrt{22}}{\sqrt[3]{6}} = \frac{4,7}{1,81} \approx 2,60.$$

Таким образом, минимальный коэффициент формы имеет шар. С учетом выражения (7) скорость нагрева

$$C_{II} = \frac{qE_s^2}{l_V \gamma c}. \quad (8)$$

Из формулы (8) следует, что при одном и том же линейном размере l_V , т. е. при одном и том же объеме тела, скорость нагрева шара будет наименьшей, а все другие тела в этих условиях будут иметь большую скорость нагрева. Наибольший коэффициент формы имеют тела с максимально развитой поверхностью нагрева, т. е. пластины или тонкие листы. Применительно к используемым лигатурам навески кусковых лигатур для модифицирования можно приближенно сравнить с шаром, а добавку лигатур в форме кокильных пластин или быстроохлажденных лент – с параллелепипедом.

Допустим, что для модифицирования необходимо ввести в расплав I кг лигатуры Al – 10% Sr с плотностью $2,69 \text{ г/см}^3$. В этом случае лигатура в виде пластины толщиной 5 мм и шириной 60 мм должна иметь длину 1239,2 мм. Для лигатуры, полученной прокаткой из жидкого состояния, при толщине пластины 3 мм и возможной ширине 40 мм длина должна составить 3098 мм, E_s соответственно будет равен 5,59 и 7,18. Для кусковой лигатуры этот показатель примем условно равным 2,2. Сравнивая скорости нагрева вводимых лигатур в расплаве при прочих равных условиях, видим, что лигатура, полученная прокаткой, прогреется по сравнению с кусковой быстрее в 10,65 раза, а лигатура в виде пластины по отношению к кусковой – в 6,46 раза.

Этот приближенный расчет учитывает только геометрические факторы лигатур при их нагреве; размеры алюминидов стронция, которые должны полностью раствориться, во внимание не принимаются. Процесс растворения и усвоения вводимых лигатур лимитируется физико-химическими процессами на границе раздела лигатура – металлический расплав [2, 3]. По мнению авторов работы [3], растворение твердых частиц в жидкости можно представить состоящим из двух процессов: перехода атомов из твердой фазы в жидкость через поверхность раздела фаз и перераспределения частиц в жидкости. В зависимости от того, какое из этих двух явлений определяет скорость процесса в целом, различают кинетический и

диффузионный режимы растворения. Зная размеры и удельный объем частиц в лигатуре, можно вычислить время растворения частиц как сумму времен в обоих режимах. Авторы работы [3] рассчитали зависимость времени растворения интерметаллидов $TiAl_3$ в алюминиевом расплаве от начальных размеров кристаллов в диффузионном и кинетическом режимах. Значения кинетических коэффициентов растворения, коэффициентов диффузии и предельной растворимости титана в жидком алюминии для разных температур были вычислены из аналитических формул, полученных после обработки экспериментальных результатов работы [2]. Исследованиями установлено, что в диффузионном режиме алюминиды титана растворяются почти мгновенно (время растворения значительно меньше 2 мин). Если же учесть, что при растворении существенную роль играют эффекты на границе раздела фаз, то длительность процесса варьируется в широком интервале в зависимости от начальных размеров кристаллов. Используя полученные данные, рассчитали время растворения алюминидов титана в зависимости от их размеров и температуры расплава. Если, к примеру, лигатуру вводить в расплав при температуре 990 К, то для растворения интерметаллидов, имеющих размер $x_0 = 150$ мкм, потребуется время $t_1 = 220$ мин, а при растворении кристаллов размером $x_0 = 3$ мкм – $t_2 = 1,2$ мин.

К настоящему времени в литературе нет данных по кинетическим коэффициентам растворения и коэффициентам диффузии стронция, что исключает возможность проведения подобных расчетов. Тем не менее, для сравнения воспользуемся полученными зависимостями для титана применительно к стронцию, так как можно допустить близость их механизмов растворения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах / В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, А. Б. Стеблов, И. А. Павлюченков. – Мн.: Выш. шк., 1992. – 217 с.
2. Еременко В. Н., Натанзон Я. В., Дыбков В. И. Физико-химические процессы на границе раздела твердый металл – металлический расплав // Физико-химическая механика материалов. – 1984. – № 6. – С. 3 – 9.
3. Роль кинетики растворения интерметаллидов при легировании алюминиевых расплавов титаном / И. В. Поленц, И. Г. Бродова, Д. В. Башлыков и др. // Расплавы. – 1995. – № 6. – С. 23 – 31.

Б. А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук,
А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,
В. А. АЛЬХИМЕНОК (БНТУ)

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ОБОБЩАЮЩЕГО ПОКАЗАТЕЛЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЧУГУНОВ С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ СФЕРОИДИЗИРУЮЩИХ МОДИФИКАТОРОВ

Основные цели и задачи исследования: разработать методы повышения механических свойств чугунов с шаровидным графитом (ЧШГ) с помощью различных модифицирующих добавок; получить математические полиномиальные модели, устанавливающие количественную связь между такими параметрами оптимизации, как предел прочности σ_b , предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ , твердость НВ, ударная вязкость КС, и влияющими на них температурой изотермической закалки и видом модификатора; выбрать оптимальный вариант технологического процесса изготовления отливок из ЧШГ со свойствами: $\sigma_b > 900$ МПа, $\sigma_{0,2} > 550$ МПа, $\delta > 5\%$.

Для решения перечисленных задач опробованы наиболее широко применяемые сфероидизирующие модификаторы для ковшевого и внутриформенного модифицирования.

Чугун плавил в индукционной тигельной печи с основной футеровкой, в шихте использовали передельные чугуны, отходы углеродистой стали и ферросплавы. В качестве сфероидизирующих модификаторов применяли ЖКМК-4Р (49,6% Si, 9,5% Cu, 8,6% Mg, 4,7% РЗМ, Fe – остаточное); Cu-Mg-лигатуру (91,4% Cu, 8,6% Mg); Ni-Mg-Ce-лигатуру (90% Ni, 9% Mg, 1% Ce), в качестве флюса – криолит К2. Графитизирующее модифицирование осуществлялось ФС75. Модификатор ЖКМК-4Р вводили в ковш с помощью «колокольчика», тяжелые лигатуры – на дно ковша.

Для получения аустенитно-бейнитной структуры использовали двухступенчатую закалку: аустенизация – нагрев образцов до 900°C в соляной ванне, выдержка 0,5 ч; заготовки для прокаливаемости выдерживали 1 ч; изотермическая закалка в центре в течение 2 ч при 300 и 350°C, дальнейшее охлаждение на воздухе.

Применяли различные варианты модифицирования: 2,5% ЖКМК-4 (вариант 1); 0,6% Ni-Mg-Ce + 0,6% Cu-Mg + 0,6% ФС75 (вариант 2); 1,1% Ni-Mg-Ce + 0,6% ФС75 (вариант 3); 1,2% Cu-Mg + 0,6 % ФС75 (вариант 4). При варианте 1 чугун содержал 2,9 – 3,1% Si, при остальных вариантах 2,4 – 2,6% Si, при варианте 2 – 0,48 – 0,52% Mg и 0,49 – 0,52% Cu; при варианте 3 – 0,85 – 0,93% Ni; при варианте 4 – 0,81% Cu.

Требуемый уровень прокаливаемости (до 15 мм) обеспечивали введением в чугун до 0,5% Ni и Cu. В нелегированных чугунах, модифицированных ЖКМК-4, прокаливаемость доводилась до 10 мм.

Для проведения эксперимента и обработки данных применяли математическое планирование эксперимента (двухфакторный эксперимент). В частности, был выбран план 2×4: 2 – два уровня температуры изотермической закалки (300 и 350°C), 4 – четыре варианта модифицирования (1, 2, 3 и 4).

Матрица плана 2×4 и результаты опытов приведены в табл. 1 (X_1 и X_2 – кодированные уровни факторов; № – номер опыта; $Y_1 = \sigma_b$, МПа; $Y_2 = \sigma_{0,2}$, МПа; $Y_3 = \delta$, %; $Y_4 = \text{HB}$; $Y_5 = \text{КС}$, Дж/см²; $Y_6 = D$ – комплексный показатель).

Ошибки воспроизводимости опытов соответственно были равны: $S_1 = 7,5$ МПа ($\approx 1\%$ от средней величины); $S_2 = 7$ МПа (1%); $S_3 = 0,65\%$ (10%); $S_4 = 8$ (2,5%) и $S_5 = 7$ Дж/см² (8% от средней величины).

После обработки результатов эксперимента и проверки значимости коэффициентов уравнений по методике [1] были получены следующие адекватные модели:

$$Y_1 = \sigma_b = 1128,4 - 206,9X_1 + 70,8 X_2^2; \quad (1)$$

$$Y_2 = \sigma_{0,2} = 989,2 - 240,6X_1 - 13,1X_1X_2; \quad (2)$$

$$Y_3 = \delta = 3,5 + 2,8X_1 - 0,5X_2 + 3,5 X_2^2; \quad (3)$$

$$Y_4 = \text{HB} = 363,4 - 42,1X_1; \quad (4)$$

$$Y_5 = \text{КС} = 74,4 + 16,6X_1 - 9,1X_2 - 7,1X_1X_2 + 19,5 X_2^2. \quad (5)$$

Из уравнений (1), (2) и (4) видно, что наибольшее влияние на σ_b , $\sigma_{0,2}$ и HB оказывает температура изотермической закалки X_1 : чем она выше, тем ниже значения этих характеристик. Влияние варианта модифицирования X_2 значительно меньше или совсем отсутствует, как свидетельствует уравнение (4).

Таблица 1

Матрица плана 2×4

№	X_1	X_2	X_1X_2	X_2^2	$Y_1=\sigma_b$	$Y_2=\sigma_{0,2}$	$Y_3=\delta$	$Y_4=\text{HB}$	$Y_5=\text{КС}$	$Y_6=D$
1	-	-	+	+	1390	1220	2,8	401	79	0,60
2	-	-1/3	+1/3	1/9	1330	1230	1,1	415	53	0,52
3	-	+1/3	-1/3	1/9	1350	1230	1,2	382	71	0,55
4	-	+	-	+	1420	1270	2,1	415	71	0,56
5	+	-	-	+	1000	765	9,3	302	132	0,74
6	+	-1/3	-1/3	1/9	930	755	5,4	338	83	0,57
7	+	+1/3	+1/3	1/9	930	745	7,2	311	99	0,64
8	+	+	+	+	975	760	7,9	331	93	0,65

На относительное удлинение Y_3 и ударную вязкость Y_5 влияние варианта модифицирования X_2 существенно больше, чем температуры изотермической закалки, как это следует из уравнений (3) и (5).

В связи с тем что исследуемые факторы оказывают противоречивое влияние на характеристики прочностных и пластических свойств отливок, для выбора оптимального варианта технологического процесса изготовления отливок из ЧШГ было решено использовать обобщенный (комплексный) показатель D_2 [2], который равен

$$D = \sqrt[n]{d_1 d_2 \dots d_n}, \quad (6)$$

где d_1, d_2, \dots, d_n – частные функции желательности, определяемые в свою очередь по формуле

$$d_i = e^{-y'_i}; \quad (7)$$

y'_i – кодированное значение i -го параметра оптимизации.

Для нахождения D сначала была составлена шкала желательности для исследуемых параметров оптимизации, которая представлена в табл. 2. Пользуясь табл. 1 и 2, можно рассчитать значения y'_i и d_i для каждого опыта табл. 1. Результаты этого расчета представлены в табл. 3.

Из табл. 3 видно, что наибольшая величина $D = 0,74$ соответствует условиям опыта № 5 табл. 1, т. е. оптимальный вариант технологического процесса будет $X_1 = +1$ и $X_2 = -1$, т. е. температура изотермического отпуска 350°C и вариант 1 модификатора (2,5% ЖКМК-4).

Следует обратить внимание на то, что максимальная величина D соответствует максимальной величине ударной вязкости ($KC = 132 \text{ Дж/см}^2$), которая, как показывает практика, в наибольшей мере характеризует на-

Таблица 2

Шкала желательности

d_i	y'_i	σ_s	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	НВ	КС
1,00 – 0,80	3,000	1300	950	10	450	140
0,80 – 0,63 (хорошо)	1,500	1100	750	8	400	120
0,63 – 0,37 (удовл.)	0,850	900	550	6	350	100
0,37 – 0,20 (плохо)	0,000	700	350	4	300	80
0,20 – 0,00 (очень плохо)	-0,500	500	150	2	250	60

Значения y'_i и d_i и D для таблицы 1

№	y'_1	d_1	y'_2	d_2	y'_3	d_3	y'_4	d_4	y'_5	d_5	Pd_i	D
1	3,00	1,00	3,00	1,00	-0,30	0,27	1,53	0,80	-0,025	0,36	0,0787	0,60
2	3,00	1,00	3,00	1,00	-0,50	0,20	1,95	0,90	-0,500	0,20	0,0360	0,52
3	3,00	1,00	3,00	1,00	-0,50	0,20	1,34	0,78	-0,225	0,30	0,0486	0,55
4	3,00	1,00	3,00	1,00	-0,48	0,21	1,95	0,90	-0,225	0,30	0,0567	0,56
5	1,18	0,73	1,61	0,82	2,48	0,97	0,13	0,38	2,40	0,96	0,2118	0,74
6	0,95	0,66	1,54	0,80	0,60	0,55	0,65	0,56	0,13	0,38	0,0618	0,57
7	0,95	0,66	1,49	0,79	1,24	0,75	0,19	0,42	0,81	0,62	0,1018	0,64
8	1,10	0,72	1,58	0,81	0,47	0,79	0,53	0,51	0,55	0,52	0,1222	0,65

дежность материала отливок. Причем $\sigma_b = 1000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 765$ МПа и $\delta = 9,3\%$, что превышает требуемые значения этих характеристик ($\sigma_b > 900$ МПа, $\sigma_{0,2} > 550$ МПа и $\delta = 5\%$).

Таким образом, пользуясь обобщенным показателем характеристик материалов, можно более обоснованно выбирать оптимальный вариант технологического процесса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вознесенский В. А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях. – М.: Статистика, 1974. – 192 с.
2. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. – М.: Наука, 1976. – 205 с.

УДК 620.22

К. Э. БАРАНОВСКИЙ, канд. техн. наук,
А. С. КАЛИНИЧЕНКО, д-р техн. наук,
В. Я. КЕЗИК, д-р техн. наук,
Е. А. ВОРОНИН (БНТУ)

ЛИТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ – ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ НАПРАВЛЕНИЯ

Литые композиционные материалы принадлежат к группе материалов с нульмерными упрочняющими компонентами, имеющими три размера одного и того же порядка и равномерно распределенными в объеме матрицы. В качестве упрочняющей фазы используются гранулы или сферические частицы различной степени дисперсности. Матрица служит основой материала, связывает другие элементы, передает и распределяет нагрузку

между ними. К этой группе относятся также дисперсно-упрочненные материалы, материалы на основе керамики, содержащие короткие нитевидные кристаллы. По своему строению к ней близки и псевдосплавы, которые обычно получают методом порошковой металлургии с последующей пропиткой расплавом более легкоплавкого металла. Образуется каркасная структура, открывающая широкие возможности регулирования свойств за счет варьирования концентраций и химического состава фаз. Названные композиционные материалы по своей природе гетерогенны на макроуровне, что дает возможность получить сумму эксплуатационных свойств нового качества, которые не может иметь отдельный элемент, входящий в состав композиции. При этом материалы могут быть с заранее прогнозируемыми необходимыми свойствами. Широкое применение композиционных материалов во многом сдерживается все еще достаточно высокой ценой, обусловленной технологией их производства. С этой точки зрения несомненный интерес представляют литые композиционные материалы (ЛКМ). Для их производства используется недорогая литейная технология, что позволяет расширить номенклатуру материалов, применяемых в качестве армирующей фазы. ЛКМ по своему составу близки к материалам, получаемым методом порошковой металлургии, и псевдосплавам, но в отличие от них детали могут быть практически любой геометрии и размеров по значительно меньшей цене.

Литые композиционные материалы являются относительно новым классом композитов и характеризуются свойствами, которые превосходят обычные литейные и деформируемые сплавы [1, 2]. Литые композиционные материалы получают путем жидкофазного совмещения металлического расплава и армирующих элементов. При организации массового производства наиболее приемлем метод литья в постоянную форму (кокиль), в которой предварительно размещаются армирующие элементы (рис. 1).

С точки зрения управления процессом получения изделий с требуемыми свойствами наибольший интерес представляет изучение взаимодействия расплава с армирующими элементами. Структура литых композиционных материалов формируется в результате реализации многостадийных, последовательно и параллельно протекающих процессов, включающих физико-химическое взаимодействие при контакте твердой и жидкой фаз, кристаллизацию и затвердевание матрицы, диффузионные процессы в твердых фазах и др. Для получения ЛКМ высокого качества с надежной, заранее заданной связью структурных элементов, высокими эксплуатационными свойствами необходимо учитывать общие закономерности формирования структуры. Одним из основных условий формирования ЛКМ является смачивание армирующих элементов расплава матрицы и заполнение им пор, капилляров и других пустот. Смачивание расплавом приводит к тесному контакту фаз – необходимому условию для развития процессов физико-химического взаимодействия на границе раздела. Процесс

формирования растворно-диффузионного соединения состоит из нескольких стадий: растворение твердой фазы жидкой, взаимной диффузии атомов твердой фазы и расплава матрицы, выделение из расплава пересыщающего его компонента. Кроме взаимодействия матричного расплава с армирующими элементами на свойства ЛКМ влияют также составы расплава и армирующих элементов.

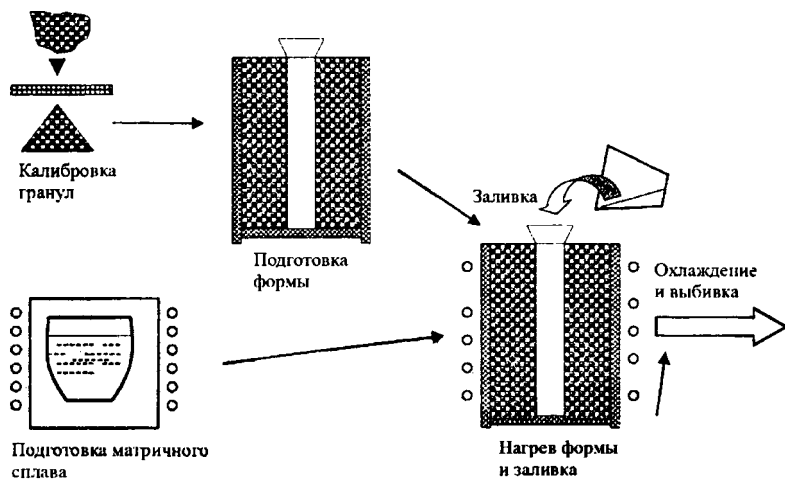


Рис. 1. Схема литья в постоянную форму (кокиль)

Литые композиционные материалы на основе железоуглеродистых гранул и бронзовой матрицы разрабатывались и применялись в качестве антифрикционных материалов для узлов трения с высокими нагрузками и скоростями без смазки [3]. Однако значительное количество узлов трения в промышленности, в частности в энергетическом оборудовании, характеризуется кроме высоких удельных нагрузок низкими скоростями движения или качающимся режимом, работой в условиях смазки. Во многих случаях узлы эксплуатируются при температуре выше 200°C . Поэтому при разработке новых видов ЛКМ для триботехнических целей эти факторы должны учитываться.

В условиях высоких нагрузок для узлов трения скольжения обязательно применение материала, имеющего механические свойства выше, чем свойства бронз (для обеспечения более высокой работоспособности). В табл. 1 приведены сравнительные характеристики ЛКМ и стандартных бронз. Как видно, использование армирующих элементов в 1,5 – 3 раза увеличивает пределы пропорциональности и текучести при сжатии по сравнению с бронзами.

Все узлы трения при высоких нагрузках и низких скоростях работают в граничном режиме смазки. Обычные консистентные смазки уменьшают

изнашивание и снижают коэффициент трения до 0,09 – 0,15, что не в полной мере отвечает условиям длительной и надежной работы узла. Как следствие, необходимо применение и создание новых смазок и материалов.

Таблица 1

Сравнительные характеристики ЛКМ и стандартных бронз

Материал	Предел пропорциональности при сжатии σ'_{py} , МПа	Предел текучести $\sigma'_{0,2}$, МПа	Предел прочности при сжатии σ'_c , МПа
Гранулы ДЧЛ диаметром 1,0 мм + БрК5,5	280	348	> 1700 (точное значение не определено из-за нехватки усилия пресса); деформация 62%
Гранулы ДЧЛ диаметром 0,5 мм и 1,0 мм + БрК5,5	266	370	816
Гранулы ДЧЛ диаметром 1,0 мм + БрК3Мц1	299	412	837
Бронза БрК5,5 литая + отжиг	185	223	659
Бронза БрК3Мц литая + отжиг	100	131	Величина не определена из-за нехватки усилия пресса; деформация 36%

Наличие в ЛКМ в значительном количестве железа и углерода, являющихся восстановителями для меди, создает предпосылки для применения смазок, реализующих избирательный перенос и явление безызносности за счет образования на поверхности трения сервовитной пленки меди, резко снижающей коэффициент трения [4]. Для повышения прочностных свойств и усиления процесса образования сервовитной пленки бронза легируется сильным восстановителем – кремнием. В этом случае происходит физико-химическое взаимодействие армирующих элементов с матрицей, со сложным механизмом растворения и диффузии [5].

В результате образуется новая структура (рис. 2), обладающая механическими и эксплуатационными свойствами, отличными от свойств компонентов, входящих в состав композиции.

Часть узлов трения работает при температуре выше 200°C, поэтому бронзовую матрицу необходимо легировать элементами, обеспечивающими высокие прочностные свойства при повышенной температуре. Одним из них является марганец [6]. Кроме того, в парах трения применялись смазки, обеспечивающие избирательный перенос. Следует отметить, что в этом случае, по-видимому, также реализуется явление безызносности, так как наблюдается аномально низкий коэффициент трения. В настоящее время

проходит промышленное опробование подшипника скольжения на базе такой легированной бронзы с наружным диаметром 760 мм и массой 400 кг.

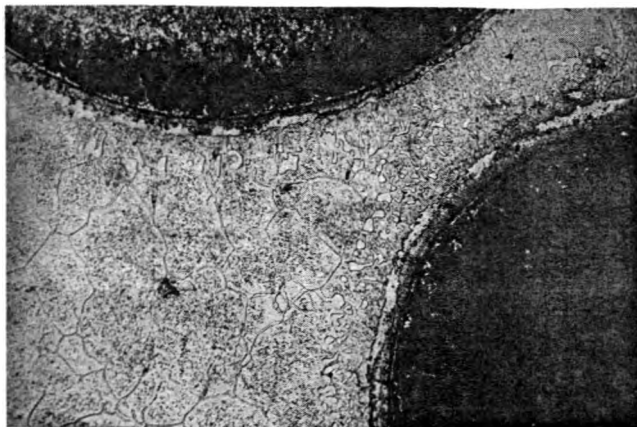


Рис. 2. Структура ЛКМ после легирования кремнием

Некоторые узлы трения работают с жидкой минеральной смазкой в условиях граничного трения. В этом режиме смазки основная цель – уменьшение износа и снижение коэффициента трения, однако избирательный перенос при использовании такой смазки невозможен. ЛКМ благодаря наличию железоуглеродистых гранул можно подвергнуть термообработке (для повышения физико-механических свойств). При этом гранулы приобретают мартенситную структуру, а коэффициент трения и интенсивность изнашивания при испытаниях снижаются.

Часто необходимо обеспечить длительную работу узла без пополнения смазки. Для этого возможно применение химико-термической обработки – сульфидирование рабочей поверхности подшипника или гранул перед помещением в форму. В любом случае повышается противозадирная стойкость и уменьшается изнашивание. Причем в отличие от стандартных материалов в ЛКМ возможно объемное размещение сульфидированных частиц, а матрица будет оставаться прежней. Таким образом, в разрабатываемых ЛКМ для триботехнических целей благодаря особенностям их получения и строения, применению термообработки (в том числе и ХТО) можно обеспечить такие прочностные и антифрикционные свойства, которые нельзя получить для обычных триботехнических материалов.

Еще одно перспективное направление развития ЛКМ – создание материалов для условий интенсивного абразивного изнашивания и работы в узлах трения при высоких температурах (до 550°C) в паре с материалами высокой твердости. Для работы при высокой температуре возможно применение материалов с матрицей из серого чугуна или легированных бронз,

армированных гранулами из высокохромистого чугуна. Для контртела из релита или материала с высокой твердостью могут применяться ЛКМ с армирующими элементами из ВК, из сталей, подвергнутых ХТО (борирование и др.), специальных чугунов. В условиях интенсивного абразивного изнашивания возможно использование ЛКМ с армирующими элементами из ВК и матрицы из высокохромистого чугуна, бронзы. Если кроме абразивного изнашивания возможен наклеп, то в качестве матрицы используется износостойкая наклепывающая сталь. Практика применения такого материала на базе ВК и обычной бронзы показала, что стойкость детали из ЛКМ такая же, как и при наплавке детали сталью 65Г. На рис. 3 показана структура ЛКМ, содержащего в качестве армирующей фазы частицы твердосплавного материала ВК.

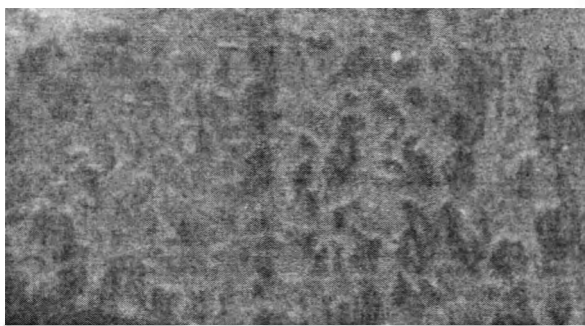


Рис. 3. Структура ЛКМ с содержанием частиц твердосплавного материала ВК

Технология получения ЛКМ позволяет восстанавливать рабочую поверхность детали. В отличие от повышения твердости только поверхностного слоя при ХТО, наплавке или пайке пластины из ВК в литых композиционных материалах свойства сохраняются на всю глубину детали.

Таким образом, основными направлениями по дальнейшему развитию литых композиционных материалов являются:

- 1) использование различных легирующих элементов бронзовой матрицы для работы со смазками, реализующими эффект избирательного переноса в узлах трения;
- 2) термообработка или химико-термическая обработка ЛКМ для повышения эксплуатационных и антифрикционных свойств;
- 3) создание материалов для работы в условиях абразивного изнашивания и высоких температур на базе армирующих элементов из ВК, высокохромистого чугуна с матрицей из специальных сталей, чугунов, бронз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Батышев А. И. Литые композиционные материалы с металлической матрицей: Обзор. информ. // Новые материалы, технологии их производства и обработки: Новости науки и техники в ВНИИТИ АН СССР. – М., 1991. – Вып. 2. – 52 с.

2. Исследование физико-механических и трибологических свойств композиционных материалов для тяжело нагруженных узлов трения / А. С. Калининченко, В. И. Жорник, В. А. Верещагин, Н. Е. Гильнич // Порошковая металлургия. – 1999. – Вып. 22. – С. 24 – 29.

3. *Kalinichenko A. S., Kezik V. A., Bergmann H. W.* Structure of Surface Layers of Metal Matrix Composites // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik.* – 1999. – Vol. 30. – P. 136 – 144.

4. Избирательный перенос в тяжело нагруженных узлах трения / Под общ. ред. Д. Н. Гаркунова. – М.: Машиностроение, 1982. – 207 с.

5. Литые композиционные материалы с макронеоднородной структурой / А. Г. Анисович, К. Э. Барановский, А. С. Калининченко и др. // *Литье и металлургия.* – 2001. – № 2. – С. 133 – 139.

6. *Смирязин А. П., Смирязина Н. А., Белова А. В.* Промышленные цветные металлы и сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 482 с.

УДК 621.746.047

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

РЕЦИКЛИНГ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ 35Х23Н7С

Предприятия цементной промышленности используют высокотемпературные проходные печи с конвейерами, детали которых изготовлены из жаропрочной стали 35Х23Н7С. Детали должны иметь высокий уровень механических свойств и высокую стойкость при температурах 900 – 1000°С. Сталь 35Х23Н7С не стандартизована, выпускается в России в ограниченных объемах (по заказам предприятий).

Для замены вышедших из строя деталей конвейера производится закупка проката и изготовление из него деталей. Образующиеся отходы в виде изношенных деталей собираются и сдаются во «Вторчермет» или обмениваются на прокат аналогичной марки в соотношении 1:10. С учетом транспортных затрат такой способ приобретения материала является дорогостоящим. В значительной степени облегчить ситуацию с запчастями, изготовленными из стали такой марки, позволит комплексная технология ее рециклинга, разработанная в НИЛ прогрессивных технологических процессов производства отливок из черных и цветных сплавов кафедры «Металлургия литейных сплавов» БНТУ.

Сталь, легированная хромом, никелем и кремнием (табл. 1), относится к мартенситному классу, имеет высокие жаропрочность и жаростойкость в интервале 1000 – 1050°С.

Высокую жаростойкость стали придает совместное легирование хромом и кремнием, которые имеют большее сродство к кислороду, чем железо. В процессе окисления на поверхности стали образуются плотные оксиды Cr_2O_3 , SiO_2 , сквозь которые диффузия происходит с трудом. Такая

пленка оксидов затрудняет процесс дальнейшего окисления. Механические свойства стали в термообработанном состоянии приведены в табл. 2.

Таблица 1

Химический состав

Марка стали	Содержание элементов, %				
	C	Si	Mn	Cr	Ni
	не более				
35X23H7C	0,3 – 0,4	0,5 – 1,5	0,3 – 0,8	21,0 – 24,0	6,0 – 8,0

Таблица 2

Механические свойства (не менее) термообработанной стали

Марка стали	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %
35X23H7C	590	350	32

Технология рециклинга включает переплав отходов стали в индукционной плавильной печи и разливку выплавленного металла в формы для получения заготовок необходимой номенклатуры.

Плавку металла производили в индукционной высокочастотной тигельной печи с основной футеровкой, так как сталь 35X23H7C характеризуется повышенным содержанием хрома и никеля. Для раскисления использовали «белый шлак» – смесь извести, молотого кокса и ферросилиция, а перед разливкой вводили в ковш алюминий.

При отработке технологии определяли угар хрома и никеля при многократном переплаве. Выявлено, что при переплаве наблюдается значительный угар хрома, относительно небольшой – углерода, содержание никеля практически не изменяется. Поэтому требуется подшихтовка в процессе плавки для корректировки содержания хрома и углерода.

Для разливки металла наиболее рационально использовать метод вертикального непрерывного литья, позволяющий получать длинномерные заготовки и обеспечивающий формирование плотной мелкозернистой структуры. Непрерывнолитые заготовки по свойствам не уступают прокату.

Тепловые и технологические параметры определяли по результатам опытных разливок стали в кристаллизатор диаметром 65 мм на лабораторной установке непрерывного литья. К основным параметрам отнесены: температура заливки, скорость литья, время движения и остановки, шаг протяжки.

Диапазон рекомендуемой температуры заливки небольшой: заливка с недостаточным перегревом металла может привести к перемерзанию в заливочной чаше, а высокий перегрев увеличивает газонасыщенность, ухудшая качество металла. Рекомендуемая на основании проведенных исследований температура заливки стали 35X23H7C составляет 1570 – 1600°C.

Скорость литья при прочих равных условиях определяет толщину затвердевшей корки отливки на выходе из кристаллизатора. Чем больше скорость литья, тем меньше время пребывания отливки в кристаллизаторе и толщина затвердевшей корки. Скорость литья оказывает заметное влияние на стабильность процесса разливки: при увеличении скорости уменьшается прочность корки, учащаются обрывы и прорывы под действием металлостатического напора жидкой сердцевины. На рис. 1 выделена область (0,4 – 0,8 м/мин) рекомендуемых скоростей для исследованных условий, при которых процесс литья протекает стабильно, без обрывов и прорывов.

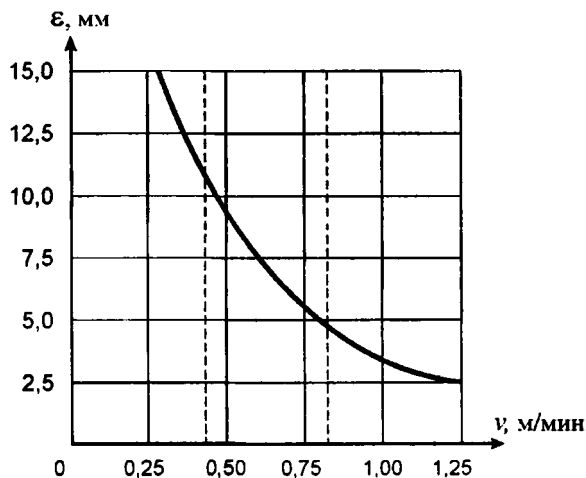


Рис. 1. Толщина корки на выходе из кристаллизатора в зависимости от скорости литья

Циклический режим извлечения отливаемой заготовки, который использован при разливке, характеризуется шагом протяжки. Шаг протяжки определяется скоростью литья, поэтому его влияние на толщину затвердевающей корки аналогично влиянию скорости литья. При увеличении шага возрастают площадь контакта с рабочей поверхностью кристаллизатора

и усилие сдвига, которое должна выдержать корка при срыве в момент движения. Чем меньше шаг, тем меньше это усилие и стабильнее процесс. Выбор оптимального шага связан с временем остановки, которое определяет толщину и прочность затвердевшей корки. Рекомендуемые толщина шага и время остановки, обеспечивающие стабильность процесса, находятся соответственно в пределах 50 – 60 мм и 2,3 – 2,7 с. Время движения не играет такой существенной роли, как время остановки. При его определении можно пользоваться обычным соотношением $t_{дв} = (0,5 - 1,0) t_{ост}$.

Технологические параметры и режимы процесса разливки на установке вертикального непрерывного литья представлены в табл. 3.

По разработанной технологии получены непрерывнолитые заготовки наружным диаметром 65 мм и длиной 1200 мм. Анализ механических свойств металла заготовок подтвердил их полное соответствие требованиям технических условий к данному классу сталей.

Технологические параметры и режимы процесса

Диаметр заготовки, мм	Режим извлечения	Температура, °С			Шаг, мм	Время цикла, с		Средняя скорость литья, м/мин
		металла в печи	металла в ковше	воды		движения	остановки	
65	Циклический	1620 – 1650	1580 – 1600	Не выше 50	50 – 60	3,0	2,5	0,55 – 0,60

Из выработанных заготовок были изготовлены детали конвейера высокотемпературных проходных печей. Анализ работы деталей показал их удовлетворительную жаростойкость в интервале температур 900 – 1000°С.

Выполненные исследования подтвердили экономическую целесообразность рециклинга стали 35Х23Н7С, так как его проведение позволяет сократить объем поставок из-за рубежа на 70 – 75%, причем себестоимость полученного материала почти в 4 раза ниже затрат на его приобретение.

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ, МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

УДК 621.793

В. Н. КОВАЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук,
К. Б. ФИГУРИН (БНТУ),
Б. Л. ФИГУРИН, канд. техн. наук (ФТИ НАНБ¹)

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭМИССИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА И ИХ АДАПТАЦИЯ К МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛИТЕЛЬНЫМ СИСТЕМАМ

Энергия тлеющего разряда используется в вакуумной технике в качестве метода высокотемпературной обработки поверхности, изменения структуры поверхностного слоя подложки для синтеза базового материала покрытия. Тлеющий разряд легко адаптируется в цикл вакуумной обработки материалов. Обработка в плазме тлеющего разряда имеет ограничения, обусловленные как физикой процесса, так и техническими возможностями современных технологических устройств.

Тлеющим разрядом принято называть самостоятельный разряд в газах с холодными электродами при токах 10^{-5} – 10^{-1} А и падением напряжения вблизи катода не менее 100 В.

Практическое применение нашел тлеющий разряд в диапазоне токов 10^{-4} – 10^{-1} А, вольт-амперная характеристика которого не зависит от тока. Энергетические процессы, связанные с тлеющим разрядом, происходят в катодных областях разряда и на катоде. При изменении положения катода в пространстве катодные области разряда не изменяют своей структуры. Влияние положительного столба и анодных областей разряда незначительно. Существование разряда обеспечивается электронами, эмитируемыми катодом при его бомбардировке положительными ионами, а также за счет фотоэффекта вследствие излучения атомов в разряде. При приближении анода к катоду сокращаются анодные зоны при сохранении размеров катодных.

Характерная структура нормального тлеющего разряда представлена на рис. 1. Темные пространства: 1 – Астоново; 3 – катодное (Круксово); 5 – Фарадеево; 7 – анодное; светящиеся зоны: 2 – катодный слой; 4 – отрицательное свечение; 6 – положительный столб; 8 – анодное свечение.

* Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси.

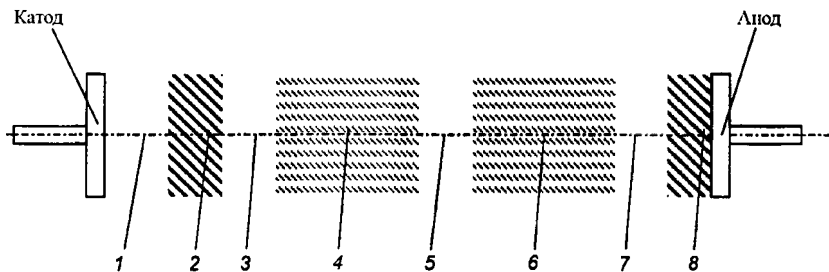


Рис. 1. Структура нормального тлеющего разряда

Явления, происходящие в плазме тлеющего разряда, можно рассматривать условно, разделив столб тлеющего разряда пополам на анодную и катодную части. Пограничное пространство занимают темное Фарадеево пространство и примыкающая к нему часть области отрицательного свечения. В этих участках формируются условия, отвечающие технологическим требованиям обработки тлеющим разрядом. Так, температура вторичных и медленных электронов снижается от единиц до десятых долей электрон-вольта. Высокая концентрация вторичных электронов ($10^7 - 10^{10} \text{ см}^{-3}$) сочетается с низкой напряженностью электрического поля, что исключает ионизацию газа в объеме разряда. Такое состояние газовой плазмы соответствует условиям предварительной, а на этапе раздельного синтеза – окончательной обработки подложек.

Активация подложек в тлеющем разряде [1] сводится к размещению подложки либо на аноде [2] при расстоянии его от катода 15 мм, либо на катоде ионизирующего устройства. Обработка производится в условиях остаточной атмосферы ($\sim 200 - 300 \text{ Па}$) при выпрямленном токе ($\sim 500 \text{ В}$, $I = 50 \text{ мА}$) и длительности процесса до 30 с. Эффект обработки снижает адгезионную прочность при превышении времени обработки больше 15 – 20 с. Площади обрабатываемых поверхностей подложек не могут превышать площадь катода из-за экранирования катода и нарушения условий существования устойчивого тлеющего разряда. Имеются трудности в обработке электронепроводящих материалов (стекло, керамика, пластмасса и т. д.) в связи с их электризацией при ионной бомбардировке, а также загрязнением подложек продуктами эрозии катода. На начальных этапах обработки преобладают процессы очистки и активации поверхности подложки. На последующих установившихся этапах катодного распыления развиваются процессы загрязнения подложки продуктами эрозии материала катода.

В данной работе обрабатываемая подложка размещена на значительном удалении от катода в области темного Фарадеева пространства. При этом активируемая поверхность подложки располагается параллельно катоду и обращена в сторону катода. Обрабатываемая поверхность подложки защищена от загрязняющего воздействия потока частиц, двигаю-

щихся от анода к катоду, тем, что обращена в сторону катода и влияние бомбардировки катода на напыляемую поверхность отсутствует. Поверхность защищена удалением подложки в темное Фарадеево пространство. Это позволяет увеличить продолжительность обработки подложек в тлеющем разряде без загрязнений, повысив эффективность активации поверхностей.

На рис. 2 показаны структура тлеющего разряда и координаты подложек перед напылением по предлагаемому варианту. В вакуумной камере, заполненной разреженной газовой средой, напыляемая поверхность подложки 1 обращена в сторону катода 2. Поверхность катода находится в одной плоскости с поверхностью анода, что позволяет использовать катод-мишень для создания тлеющего разряда. В качестве анода применяют стенки вакуумной камеры, что исключает необходимость автономных внутрикамерных устройств и устройств перемещения подложек из зоны предварительной обработки в плазме тлеющего разряда в зону напыления.

Чередование областей тлеющего разряда аналогично последовательности их расположения при параллельных электродах. При этом катодные и анодные области формируются вблизи одноименных электродов без изменения объемов. Значительной деформации подвергаются переходная область темного Фарадеева пространства и пограничные с ней светящиеся области. При этом область Фарадеева пространства занимает значительно больший объем, удобный для расположения подложек с площадью, соизмеримой с площадью катода. Подложки могут быть удалены от катода на расстояния, соответствующие оптимальным расстояниям при напылении.

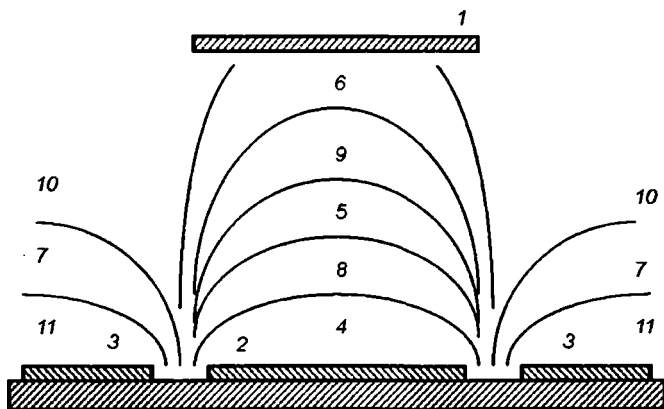


Рис. 2. Морфология плазмы тлеющего разряда:

1 – подложка; 2 – катод; 3 – анод; 4 – Астоново пространство; 5 – катодное пространство; 6 – Фарадеево пространство; 7 – анодное пространство; 8 – катодный слой; 9 – отрицательное свечение; 10 – положительный столб; 11 – анодное свечение

При встречном движении заряженных частиц (ионов и электронов) их траектории оказываются касательными к поверхности подложки и не заряжают ее при использовании токонепроводящих материалов. При варьировании положения подложек в Фарадеевом пространстве продолжительность обработки без опасности загрязнения значительно увеличивается при предварительной обработке и на этапе окончательной обработки при реализации синтеза покрытий в керамику.

Риск загрязнения подложки материалом катода исключается высоким давлением газа ($\sim 10 - 12$ Па), а следовательно, резким уменьшением длины свободного пробега распыленных атомов. В процессе обработки в плазме тлеющего разряда происходит «тренировка» (очистка) катода в результате катодного распыления атомами аргона. Конечным результатом предварительной обработки является подготовка к последующему напылению и катода, и обрабатываемой подложки.

Процесс получения покрытий с использованием эффекта тлеющего разряда осуществляется в такой последовательности. Подложки устанавливаются в подложкодержатель на расстоянии $70 - 200$ мм. Обрабатываемая поверхность обращена в сторону магнетрона. В процессе отработки контролируется давление, а при достижении $10 - 12$ Па подается анодное напряжение 1700 В с выключенной магнитной системой. Ток разряда в зависимости от рода материала катода контролируется в пределах $0,15 - 0,8$ А. Рабочим газом может быть остаточная атмосфера камеры либо смесь остаточной атмосферы и аргона в произвольной пропорции. Продолжительность обработки $1 - 5$ мин в зависимости от рода обрабатываемого материала (полимеры, стекло, металлы).

Сравнительные данные эффективности предварительной обработки в плазме тлеющего разряда приведены в табл. 1. Их анализ позволяет сделать вывод о целесообразности использования темного Фарадеева пространства тлеющего разряда для обработки поверхностей подложек перед напылением.

Исследование структуры тлеющего разряда, основных закономерностей проявления заряженных частиц в плазме, условий устойчивого существования и способов обработки подложки позволило значительно расширить рамки технологической применимости магнетронного распылительного устройства. В результате модернизации магнетрона стало возможным его использование в качестве устройства тлеющего разряда. Разработанное техническое решение адаптируется в технологический процесс раздельного синтеза как на предварительных, так и финишных этапах обработки. Размещение подложки в темном Фарадеевом пространстве, отличающемся низкими энергиями электронов и низким содержанием ионной компоненты газовой атмосферы, отвечает условиям бездефектного взаимодействия с материалом подложки, а на финишных операциях – с материалом покрытия.

Адгезионная прочность покрытий (МПа) с различными подложками при обработке в плазме тлеющего разряда

Обработка	Распыляемый материал		
	Ti	Ni	C
Стекло			
До обработки	0,04	0,03	0,02
После обработки	0,7	0,65	0,5
Стеклотекстолит			
До обработки	0,03	0,03	0,01
После обработки	0,5	0,5	0,3
Ситалл			
До обработки	0,03	0,03	0,02
После обработки	0,7	0,7	0,6

ЛИТЕРАТУРА

1. Коваленко В. В., Унит Г. П. Влияние способа подготовки поверхности стекла на адгезию к нему вакуумных конденсатов // Физика и химия обработки материалов. – 1983. – № 6. – С. 23 – 27.

2. Жаров В. А., Горелова О. Н. Влияние обработки поверхности полимера тлеющим разрядом и другими физическими методами на адгезию вакуумно-осажденных пленок металлов // Физика и химия обработки материалов. – 1983. – № 4. – С. 23 – 25.

3. А.с. СССР № 1632089. Устройство для получения металлических покрытий в вакууме / Б. Л. Фигурин, В. И. Руминский, К. Б. Фигурин и др. Оpubл. 1.11.1990.

УДК 621.792/793

Э. Д. ЩЕРБАКОВ, канд. техн. наук,
В. А. СМЕТКИН, канд. пед. наук,
В. Г. БОРИСОВ (БНТУ), О. К. МАХОВИКОВ,
В. П. ЛАПИН (ЗАО «Адиполь», г. Минск)

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И АЛИТИРОВАНИЯ ТЭНОВ С ОБОЛОЧКОЙ ИЗ СТАЛИ 08КП ВЗАМЕН СТАЛИ 12Х18Н10Т

В настоящее время для изготовления оболочек ТЭНов, работающих при температурах выше 450°C, используются дорогостоящие дефицитные стали аустенитного класса 12Х18Н10Т и т. п., обладающие достаточно высокой окалиностойкостью при температурах до 700 – 750°C. Температура начала интенсивного окалинообразования стали 12Х18Н10Т – 850°C. Замена хромоникелевой жаростойкой стали на углеродистую при рабочей температуре на поверхности оболочек до 700 – 750°C возможна при создании защитного слоя алюминидов железа.

В 70-х годах XX в. ВНИИЭТО проведены ресурсные испытания ТЭНов с оболочкой из стали 10, алюминированных в расплаве алюминия марки А99 при температуре 750 – 800°C с выдержкой 5 – 10 мин [1, 2]. Полученное покрытие обеспечивало срок службы ТЭНов в среде воздуха и других газов при 500 – 600°C более 22 тыс. ч, при температуре 700 – 750°C – 7 – 9 тыс. ч.

Равномерная толщина и сплошность покрытия обеспечиваются при условии тщательной подготовки поверхности стали для алюминирования (обезжиривание, травление для удаления окалины и ржавчины, промывка, просушка, флюсование).

По данным П.Т. Коломыцева [3], до 90% лопаток авиационных турбин в конце 80-х годов для повышения жаростойкости подвергалось диффузионному алитированию в порошковых смесях. Этот метод позволяет получить на всех деталях садки минимальные отклонения по толщине покрытия (даже на деталях самой сложной конфигурации) благодаря небольшому градиенту температуры по высоте и диаметру контейнера, возможности поддерживать постоянное избыточное давление, применению порошковых смесей невысокой активности.

Циклическим испытаниям на жаростойкость при температуре 700 и 900°C подвергались образцы, изготовленные из отходов оболочек стали 08КП, алитированные в порошковых смесях системы Fe–Al с 30, 40, 50 и 60% Al при температуре 950°C в течение 5 ч. Для сравнения при тех же условиях исследовались образцы стали 12Х18Н10Т без покрытия.

Испытания проводились в электропечи в керамических тиглях, не препятствующих проникновению к поверхности образцов газовой среды и обеспечивающих сохранение осыпающихся оксидов, весовым методом по увеличению массы образцов (ГОСТ 6130–71). Взвешивание проводили после каждого цикла испытаний (нагрев – выдержка 5 ч при температуре испытаний – охлаждение вместе с печью). Общее время при температуре нагрева составило 50 ч.

Максимальной жаростойкостью (минимальной скоростью окисления) при температурах испытаний 700 и 900°C обладали алитированные слои, полученные при насыщении в смеси с 60% Al (рис. 1, а). Толщина зоны алюминидов покрытия составляла 220 – 230 мкм при общей толщине слоя 410 – 430 мкм. За время испытаний (50 ч) при температурах 700 и 900°C толщина зоны алюминидов практически не изменилась (осталась в пределах ошибки измерения). При этом общая толщина слоя при температурах испытаний 700 и 900°C увеличилась за счет роста толщины слоя твердого раствора алюминия в железе до 450 – 500 и 650 – 680 мкм соответственно.

Несколько меньшей жаростойкостью при принятых условиях обладали слои, полученные алитированием в смеси с 50% Al. Толщина зоны алюминидов в этом покрытии составляла 50 – 60 мкм и практически не изменялась за время испытаний при температурах 700 и 900°C. Общая толщина диффузионных слоев увеличилась от 330 – 360 до 350 – 380 мкм при температуре 700°C и до 500 – 550 мкм при температуре 900°C.

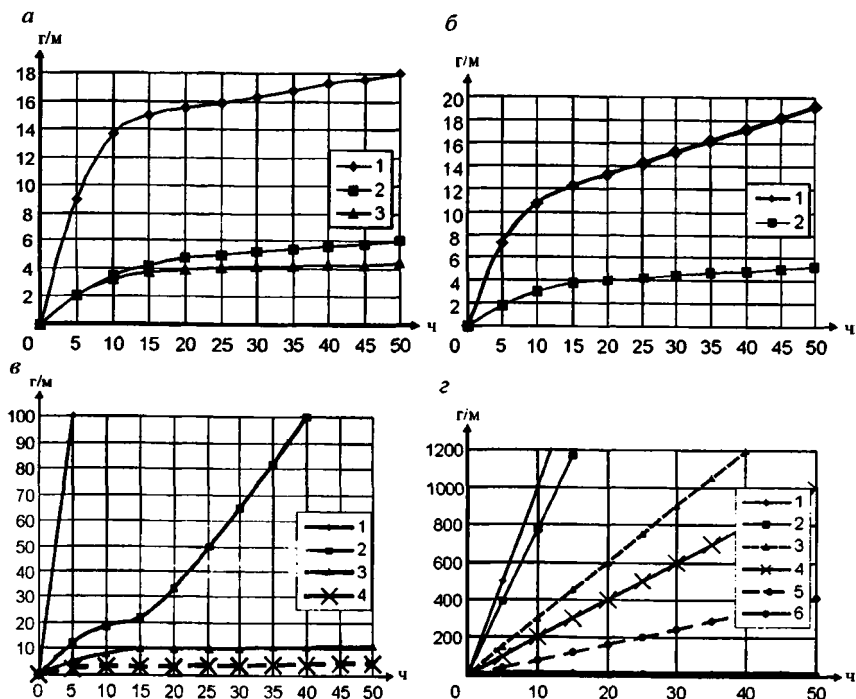


Рис. 1. Влияние алитирования на жаростойкость стали 08КП:

a – 60% Al: 1 – алитированная сталь 08КП при температуре испытаний 900°C; 2 – алитированная сталь 08КП при температуре испытаний 700°C; 3 – сталь 12Х18Н10Т без покрытия при температуре испытаний 700°C; *б* – 50% Al: 1 – алитированная сталь 08КП при температуре испытаний 900°C; 2 – алитированная сталь 08КП при температуре испытаний 700°C; *в* – 40% Al: 1 – сталь 12Х18Н10Т без покрытия при температуре испытаний 900°C; 2 – алитированная сталь 08КП при температуре испытаний 900°C; 3 – алитированная сталь 08КП при температуре испытаний 700°C; 4 – сталь 12Х18Н10Т без покрытия при температуре испытаний 700°C; *г* – 30% Al: 1 – сталь 08КП с покрытием при температуре испытаний 900°C; 2 – сталь 08КП без покрытия при температуре испытаний 900°C; 3 – сталь 12Х18Н10Т без покрытия при температуре испытаний 900°C; 4 – сталь 08КП без покрытия при температуре испытаний 700°C; 5 – сталь 08КП с покрытием при температуре испытаний 700°C; 6 – сталь 12Х18Н10Т без покрытия при температуре испытаний 700°C

При температуре 700°C скорость окисления алитированных слоев на стали 08КП, полученных насыщением в смеси с 60 и 50% Al, была практически одинаковой со скоростью окисления стали 12Х18Н10Т без покрытия. Повышение температуры до 900°C привело к небольшому увеличению скорости окисления алитированной стали 08КП и катастрофическому окислению стали 12Х18Н10Т без покрытия.

Следует отметить, что циклические испытания стали 12Х18Н10Т без покрытия сопровождались осыпанием образующейся окалины и уменьшением толщины образцов. Осыпание оксидов с поверхности алитированных образцов стали 08КП не наблюдалось.

Скорость окисления покрытий, полученных при алитировании в сме-

сях с 60 и 50 % Al, была низкой и с повышением температуры испытаний повышалась незначительно.

После насыщения в смеси с 40% Al покрытие общей толщиной 300 – 320 мкм имело высокую жаростойкость при температуре 700°C. Повышение температуры до 900°C привело к увеличению скорости окисления в 50 раз, однако она была значительно ниже скорости окисления незащищенной стали 12X18H10T при той же температуре.

Покрывтия, полученные в смеси с 30% Al, имели низкую жаростойкость при принятых температурах испытаний.

Редуцированию и гибке были подвергнуты оболочки ТЭНов из стали 08КП, алитированные в смесях с 30, 40 и 50% Al при температурах 900 и 1000 °С в течение трех часов. Редуцирование оболочек без подогрева привело к появлению поперечных трещин по всей длине оболочек на всех исследованных покрытиях. Кроме того, на покрытиях, полученных в смеси с 50% Al, наблюдались сколы. После редуцирования с предварительным контактным нагревом оболочек до 900°C трещины и другие дефекты на покрытиях, полученных во всех использованных смесях, отсутствовали в нагретой части оболочек и наблюдались только на их холодных концах. После испытания на жаростойкость при температуре 750°C в течение 0,5 ч оболочек, подвергнутых редуцированию с нагревом, поверхность оболочек, алитированных в смесях с 40 и 50% Al, осталась гладкой, желтоватого цвета, без следов окалины. На оболочках, алитированных в смеси с 30% Al, местами появились следы окалины.

Таким образом, испытания показали, что возможно горячее редуцирование оболочек, алитированных в смесях с 40 и 50% Al, без разрушения жаростойкого алюминидного покрытия. Горячая гибка оболочек из алитированной в смесях с 40 и 50% Al стали 08КП с нагревом перед гибкой в электропечи при температуре 950°C в течение 15 мин не привела к образованию трещин ни в растянутой, ни в сжатой зоне оболочек. После испытаний на сплошность покрытия при температуре 950°C в течение 1 ч поверхность оболочек осталась гладкой, без следов окалины.

Холодная гибка оболочек, алитированных в смесях с 40 и 50% Al, привела к образованию сколов в растянутой зоне покрытия и трещин в сжатой зоне.

Результаты испытаний на пробой обрезков бракованных ТЭНов с контактным стержнем, изолированным от насыщающей смеси неплотно надетым колпачком (стаканом), а также алитированных опытных ТЭНов в количестве 18 штук, концы которых находились в песке, показали, что герметизация торцов непосредственно после алитирования или сушка при температуре 300°C перед испытаниями обеспечивает электрическую прочность изоляции 2500 В и в результате алитирования предохраняет резьбу контактного стержня от охрупчивания.

Таким образом:

1) алитированные слои, полученные на стали 08КП в смесях с 60 и

50% Al, по жаростойкости при температуре 700°C не уступают стали 12X18H10T без покрытия, а при температуре 900°C значительно превосходят ее;

2) холодное редуцирование и холодная гибка вызывают разрушение алюминидных покрытий на стали 08КП. Редуцирование и гибка с предварительным нагревом не вызывают разрушения алюминидных покрытий, полученных в смесях с 50 и 40% Al;

3) изоляция узла герметизации от насыщающей смеси неплотно надетым колпачком (стаканом) обеспечивает электрическую прочность изоляции 2500 В и предохраняет резьбу контактного стержня от перенасыщения алюминием и охрупчивания.

ЛИТЕРАТУРА

1. Патрина Н. А., Шур Н. Ф. Защитные покрытия для деталей электропечей. – М.: Энергия, 1975. – 97 с.
2. Трубчатые электрические нагреватели и установки с их применением / Ю. А. Белавин, М. А. Евстигнеев, А. М. Чернявский. – М.: Энергоиздат, 1989. – 159 с.
3. Коломыцев П. Т. Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов. – М.: Металлургия, 1991. – 237 с.

УДК 621.792/793

В. А. СМЕТКИН, канд. пед. наук,
В. Г. БОРИСОВ,
Э. Д. ЩЕРБАКОВ, канд. техн. наук,
А. В. БЕССАРАБ (БНТУ)

ОПТИМИЗАЦИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЖАРСТОЙКИХ Cr–Al–Si ДИФФУЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛИ ХН35ВТЮ

Жаростойкость диффузионных слоев зависит от многих факторов: структуры, толщины, плотности и соотношения насыщающих элементов, которые определяются условиями насыщения (температура, время) и составом насыщающей смеси. Таким образом, получение диффузионных слоев максимальной жаростойкости для данных конкретных условий испытаний – экстремальная задача, которую можно решить с помощью методов математического планирования экспериментов [1 – 3].

В работе [4] приведены результаты испытаний на жаростойкость диффузионных слоев сталей 20X13 и 08X18H10T, полученных как при раздельном, так и при совместном насыщении хромом, алюминием, кремнием из порошковых смесей (рис. 1). Для однокомпонентного насыщения использовали порошковые смеси на основе феррохрома марки Х75, алюминия марки АПС-1, кремния марки КР.1 составов:

(50% X75 + 50% Al_2O_3) + 1,5% NH_4Cl – для хромирования;
 (20% АСП-1 + 80% Al_2O_3) + 1,5% NH_4Cl – для алитирования;
 (10% Кр.1 + 90% Al_2O_3) + 0,5% NH_4Cl – для силицирования.

Для двух- и трехкомпонентного насыщения применяли взятые в необходимых соотношениях смеси для однокомпонентного насыщения. Насыщение проводили в контейнерах с плавкими затворами при температурах 1100°C в течение 5 ч.

Как видно из рис. 1, области максимальной жаростойкости при трехкомпонентном насыщении сталей 20X13 и 08X18H10T совпадают и соответствуют составу: 40% хромирующей смеси + 36% алитирующей смеси + 24% силицирующей смеси, т. е.

(20% X75 + 7,2% АПС-1 + 2,4% Кр.1 + 70,4% Al_2O_3) + 1,26% NH_4Cl .

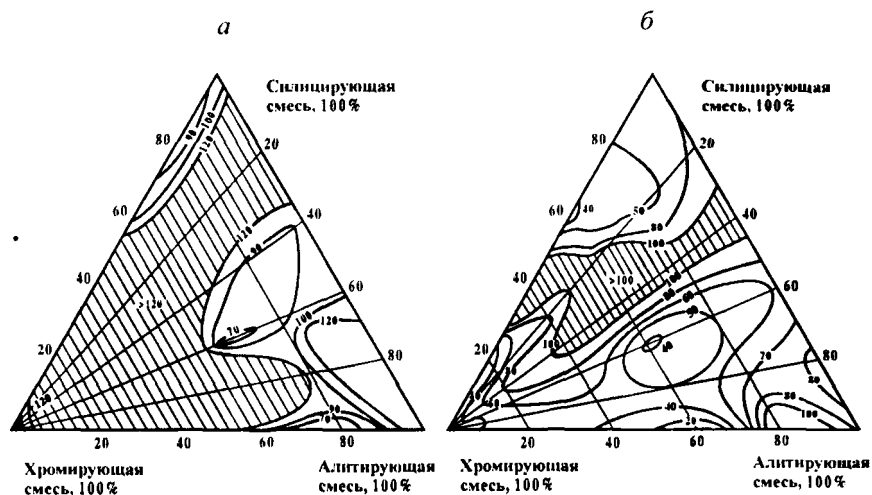


Рис. 1. Жаростойкость ($r/\text{м}^2$) Cr–Al–Si диффузионных слоев:
 а – на сталях 20X13; б – на сталях 08X18H10T ($t_{\text{нап}} = 1000^\circ\text{C}$, $\tau = 100$ ч)

Аналогичные результаты получены также для Cr–Al–Si диффузионных покрытий на техническом железе и стали 45.

Таким образом, анализ приведенных результатов исследований позволяет ожидать получения диффузионных слоев с высокой жаростойкостью и на стали ХН35ВТЮ при обработке в смеси указанного состава и взять этот состав и условия насыщения в качестве основного уровня для матрицы планирования при оптимизации получения жаростойких Cr–Al–Si диффузионных покрытий.

Диффузионное насыщение проводили по изложенной методике для сталей 20X13 и 08X18H10T, только вместо алюминия марки АПС-1 применяли более активный порошок алюминия марки АПВ.

Циклические испытания на жаростойкость проводили, как и для сталей 20X13 и 08X18H10T, в воздушной атмосфере электрической печи по схемам: нагрев до 1000°C в течение 2 – 2,5 ч, выдержка при этой температуре 5 ч, охлаждение: а) до 200 – 300°C вместе с печью, затем на воздухе; б) на воздухе.

Параметры оптимизации:

1) изменение массы образца, отнесенное к единице поверхности ($y_1 = \Delta m/S$, г/м²) за 100 ч испытаний при 1000°C;

2) скорость окисления в конце 100 ч колебаний ($y_2 = \Delta m/(St)$, г/(м²·ч)), определяемая как тангенс угла наклона касательной к кинетической кривой окисления.

По первому параметру оптимизации оценивалась количественная сторона жаростойкости и определялась путем взвешивания после каждого цикла испытаний прокаленного керамического тигля с находящимся в нем образцом и отслоившимися с поверхности при нагреве и охлаждении продуктами коррозии. В отдельных опытах были ошибки из-за отскакивания окалины за пределы тигля при циклических сменах температуры, что приводило к уменьшению массы образца в процессе испытаний. Вторым параметром находилось с помощью построенных кинетических кривых окисления путем взвешивания после каждого цикла испытаний на жаростойкость отдельно образца с оксидной пленкой, находящейся на нем. В этом случае в оценке жаростойкости не учитывается «прирабатываемость» диффузионного слоя в начальный период испытаний. Для выбора лучшего опыта в матрице планирования необходимо использовать одновременно оба параметра.

Возможно применение в качестве параметра оптимизации, дающего более точную, компромиссную оценку жаростойкости, площади, занимаемой кинетической кривой, построенной в координатах $\Delta m/S = f(\tau)$ взвешиванием образца без осыпавшейся окалины.

В качестве факторов, влияющих на жаростойкость диффузионных слоев, принимались содержание компонентов насыщающих смесей, температура и время насыщения.

Интервал варьирования составов смесей был принят равным $\pm 10\%$ для хромирующей (хр.см.), алитирующей (ал.см.) и силицирующей (сил.см.) составляющих смеси по отношению к опыту основного уровня. Составы этих смесей при симметричном их изменении на $\pm 10\%$ вокруг основного уровня приведены ниже:

40% хр.см. + 60% (50% ал.см. + 50% сил.см.),

т. е.

100% (20% X75 + 6% АПВ + 3% Кр.1 + 71% Al₂O₃) + 1,2% NH₄Cl;

40% хр.см. + 60% (70% ал.см. + 30% сил.см.),

т. е.

100% (20% X75 + 8,4% АПВ + 1,8% Кр.1 + 69,8% Al₂O₃) + 1,32% NH₄Cl;

50% хр.см. + 50% (60% ал.см. + 40% сил.см.),

т. е.

100% (25% X75 + 6% АПВ + 2% Кр.1 + 67% Al₂O₃) + 1,3% NH₄Cl;

30% хр.см. + 70% (60% ал.см. + 40% сил.см.),

т. е.

100% (15% X75 + 8,4% АПВ + 2,8% Кр.1 + 73,8% Al₂O₃) + 1,22% NH₄Cl.

Из приведенных выше составов были найдены интервалы варьирования факторов, представляющих компоненты смесей (содержание X75, АПВ, Кр.1, NH₄Cl в смесях). Округленные значения основных, верхних и нижних уровней интервалов варьирования факторов даны в матрице планирования, представляющей дробную реплику 2⁽⁶⁻³⁾ с определяющим контрастом (табл. 1):

$$I = X_1 X_3 X_6 = X_1 X_4 X_6 = X_2 X_3 X_6 = X_2 X_4 X_5 = X_1 X_2 X_3 X_4 = X_1 X_2 X_5 X_6 = X_3 X_4 X_5 X_6.$$

В матрице для каждого опыта приведена средняя жаростойкость, полученная по результатам испытаний трех образцов.

Для оценки дисперсии опыт в центре плана был продублирован 4 раза. Насыщение проводили по описанной методике.

Резко различающиеся значения жаростойкости в параллельных опытах в центре плана были проверены по критерию Стьюдента на наличие грубых ошибок (брака) [1 – 3]. В данном случае таких ошибок не оказалось.

Оценка скорости коррозии в конце режима испытаний на жаростойкость производилась по кинетическим кривым окисления (рис. 2).

В результате статистической обработки экспериментальных данных по скорости коррозии ($\Delta m / (S \tau)$, г/(м²·ч)) получена следующая модель уровня жаростойкости (уравнение регрессии):

$$y_2 = 0,0073 - 0,0059x_1 + 0,0026x_2 - 0,0028x_4 - 0,0031x_6.$$

Проверка полученной математической модели на адекватность по F-критерию при уровне значимости $\alpha = 0,05$ показала, что линейная модель неадекватна.

В случае получения неадекватных моделей может быть принято несколько решений [1, 2]. Так как область оптимума в наших исследованиях близка, принято решение закончить исследования. Условия лучших опытов № 2, 8 и основного уровня в матрице можно рекомендовать для получения диффузионных слоев высокой жаростойкости для стали ХН35ВТЮ.

Для производственных условий при приготовлении насыщающих смесей вместо хромирующей смеси, содержащей дорогостоящий порошок X75, можно применять такое же количество хромирующей смеси, полученной методом алюмотермии:

Таблица 1

Матрица планирования и результаты эксперимента

Факторы	Температура, °С	Кол-во Х75, %	Кол-во АПВ, %	Кол-во Кр.1, %	Кол-во NH ₄ Cl	Время насыщения, ч	Толщина слоя, мкм	Отн. изм. массы, г/м ²	Скорость окисления, г/(м ² ·ч)
Основ. уровень (X_i)	1100	20	7,5	2,5	1,5	5			
Интервал варьир. (ΔX_i)	50	5	1,0	1,0	0,5	1			
Верхн. уровень (X_i+1)	1150	25	8,5	3,5	2,0	6			
Нижн. уровень ($X_i - 1$)	1050	15	6,5	1,5	1,0	4			
Код	x_1	x_2	x_3	x_4	x_5	x_6		y_1	y_2
Номер опыта									
1	-	-	-	-	-	-	42	33,0	0,0148
2	+	-	+	-	-	+	140	15,3	0,0006
3	+	-	-	+	+	-	126	51,1	0,0025
4	-	+	+	-	+	-	49	13,7	0,0235
5	-	+	-	+	-	+	45	32,6	0,0129
6	+	+	+	+	-	-	114	37,0	0,0008
7	+	+	-	-	+	+	84	41,8	0,0015
8	-	-	+	+	+	+	101	17,3	0,0017
Опыты в центре плана									
1	0	0	0	0	0	0	90	20,0	0,0017
2	0	0	0	0	0	0	91	25,9	0,0035
3	0	0	0	0	0	0	90	16,6	0,0009
4	0	0	0	0	0	0	88	35,8	0,0008

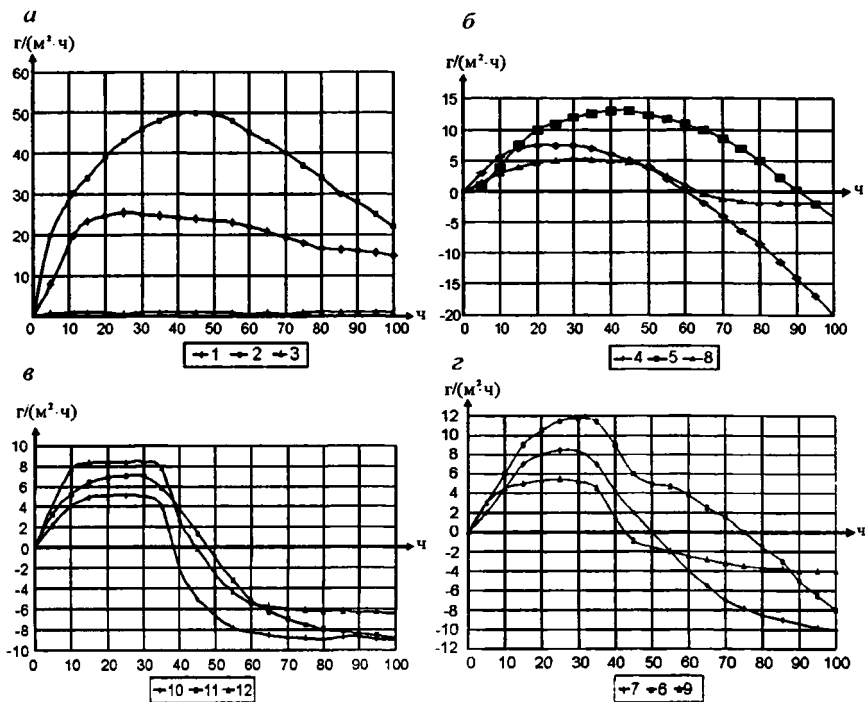


Рис. 2. Кинетика окисления диффузионных слоев

100% (30% Al_2O_3 + 21% АПВ + 49% Cr_2O_3) + 0,5% NH_4Cl .

Состав смеси в этом случае для опыта на основном уровне (см. табл. 1) следующий:

100% (20% хр.см. алюминотермич + 7,5% АПВ + 2,5% Кр.1 + 70% Al_2O_3) +
+ 1,5% NH_4Cl .

ЛИТЕРАТУРА

1. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. – М.: Наука, 1971. – 283 с.
2. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования элементов. – М.: Машиностроение; София: Техника. – 1980. – С.13 – 153.
3. Новик Ф. С. Математические методы планирования экспериментов в металлургии. – М.: Изд-во МИСиС, 1972. – 106 с.
4. Структура и жаростойкость диффузионных слоев сталей системы Cr–Al–Si / Л. С. Ляхович, Э. Д. Щербаков, В. Г. Борисов и др. // Новые методы упрочнения и обработки металлов. – Новосибирск: НЭТИ, 1981. – С. 107 – 116.

2. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования элементов. — М.: Машиностроение; София: Техника. — 1980. — С. 13 — 153.

3. Новик Ф. С. Математические методы планирования экспериментов в металлведении. — М.: Изд-во МИСиС, 1972. — 106 с.

4. Структура и жаростойкость диффузионных слоев сталей системы Cr-Al-Si /Л. С. Ляхович, Э. Д. Щербаков, В. Г. Борисов и др. // Новые методы упрочнения и обработки металлов. — Новосибирск: НЭТИ. 1981. — С. 107 — 116.

УДК 669.018.95

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

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИАЛОНОВОЙ КЕРАМИКИ

Низкая пластичность материалов на основе нитрида кремния определяет сильную зависимость их механических свойств от состояния поверхности. Получение керамических изделий сложной формы из нитридокремниевых материалов, как правило, связано с окончательной размерной и поверхностной обработкой, в процессе которой неизбежно повреждается некоторая зона материала, прилегающая к поверхности обработки. Хрупкость конструкционной керамики заставляет вести механическую обработку (в основном алмазным инструментом) в достаточно мягких режимах, но и в этом случае возникающие в поверхностном слое микротрещины заметно снижают прочность образцов. Предпринимаются попытки использовать для механической обработки лазеры. Сканируя лазерными импульсами поверхность керамики, добиваются скалывания кусочков за счет невысокой стойкости к термоудару. Достоинством метода является отсутствие необходимости в режущих инструментах, однако и здесь из-за микротрещин прочность керамики снижается на ~ 40%.

В связи с этим изучены структурные и фазовые изменения в приповерхностных слоях горячепрессованной нитридокремниевой керамики после импульсной периодической лазерной размерной обработки и их влияние на механические свойства материала [1]. Показано, что, применяя специальный высокотемпературный отжиг после лазерной обработки, можно восстановить механические свойства до начального уровня.

В данной работе изучалось также влияние пяти способов обработки (до обработки, свободная генерация, то же с последующим отжигом, модулированная добротность, то же с последующим отжигом) на микротвердость H_{μ} (ГПа), предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ (МПа) и коэффициент вязкости разрушения K_{Ic} (МПа·м^{0.5}) тисинита, нитрида кремния (Si_3N_4) и сиалона. Состав и пористость этих керамик приведены в табл. 1.

Состав и пористость керамики

Материал	Состав, % (по массе)	Пористость, %
Тисинит	Si ₃ N ₄ + 5% MgO + 5% T ₁ N	6
Нитрид	Si ₃ N ₄ + 5% MgO	7
Сиалон	(Si ₃ N ₄ + 10% AlN) + 10% Al ₂ O ₃	4

Лазерную обработку, как и в [1], проводили в двух режимах: при свободной генерации (длительность лазерного импульса $4 \cdot 10^{-3}$ с) и модулированной добротности (длительность импульса $3 \cdot 10^{-7}$ с). Последний режим позволяет устранить остаточные микротрещины в материале в результате обработки расфокусированным лазерным лучом. Отжиг производили при 1400 – 1500 °С в среде азота. Тонкую структуру изучали рентгеновскими методами.

Для проведения эксперимента, в котором исследовалось влияние только качественных факторов (вид материала и обработки), был использован двухфакторный план дисперсионного анализа [2]. Каждый опыт повторялся 3 раза. Результаты измерения микротвердости H_p в проведенных опытах представлены в табл. 2. Для исключения систематических ошибок опыты проводились в случайном порядке.

Таблица 2

Схема проведения эксперимента

Вид материала G_j	Вид обработки P_i					T_i
	До обработки	Свободная генерация	То же + + отжиг	Модулированная добротность	То же + + отжиг	
	A	B	C	D	E	
Тисинит	10	8,2	10,3	7,9	10,8	152,1
	10,7	8,9	11	8,6	11,5	
	11,4	9,6	11,7	9,3	12,2	
Сиалон	12,7	11,5	12,5	12,1	12,8	195,3
	13,4	12,2	13,2	12,8	13,5	
	14,1	12,9	13,9	13,5	14,2	
Нитрид кремния	11,1	8,4	10,9	8,6	11,8	162,9
	11,8	9,1	11,6	9,3	12,5	
	12,5	9,8	12,3	10,0	13,2	
Сумма T_j	107,7	90,6	107,4	92,1	112,5	$T=510,3$

В таблице приведены результаты измерения микротвердости H_{μ} (ГПа). Модель двухфакторного эксперимента принимает вид

$$x_{ijk} = \mu + P_i + G_j + P_j G_j + \varepsilon_{k(ij)}, \quad (1)$$

где P_i соответствует виду обработки ($i = \overline{1,5}$); G_j – виду материала ($j = 1, 2, 3$); $P_i G_j$ – взаимодействию P и G ; $\varepsilon_{k(ij)}$ – случайной ошибке в ячейке (i, j); $k = 1, 2, 3$.

Обработку результатов эксперимента проводили по методике [2]. Сначала по формуле

$$\sum_i \frac{T_i}{nb} - \frac{T_{\dots}^2}{nab} = SS_M \quad (2)$$

нашли сумму квадратов для фактора G (материал).

Здесь T_i – суммы результатов по строкам (152,1; 195,3 и 162,9); n – число опытов в ячейке (в нашем случае $n = 3$); b – количество уровней способов обработки ($b = 5$); a – количество уровней вида материала ($a = 3$) и T_{\dots} – общая сумма всех результатов (510,3). Таким образом, $SS_M = 67,392$.

По формуле

$$SS_{\text{обп}} = \sum_j \frac{T_{0j}^2}{na} - \frac{T_{\dots}^2}{nab} = SS_M \quad (3)$$

(T_{0j} – сумма результатов по столбцам (107,7; 90,6; 107,4; 92,1 и 112,5)) нашли сумму квадратов для фактора P_i (способ обработки): $SS_{\text{обп}} = 44,428$.

По формуле

$$\sum_i \sum_j \frac{T_{ij}^2}{n} - \sum_i \frac{T_i^2}{nb} - \sum_j \frac{T_{0j}^2}{na} + \frac{T_{\dots}^2}{nab} = SS_{PG} \quad (4)$$

(T_{ij} – суммы результатов в каждой ячейке) определили сумму квадратов для взаимодействия PG : $SS_{PG} = 8,348$.

Ошибка эксперимента $\varepsilon_{k(ij)}$ вычислялась по выражению

$$\varepsilon_{k(ij)} = \sum_i \sum_j \sum_k \frac{x_{ijk}^2}{n} - \sum_i \sum_j \frac{T_{ij}^2}{n}, \quad (5)$$

где x_{ijk} – результат в каждой ячейке.

$$\varepsilon_{k(ij)} = 14,7.$$

Кроме того, по формуле

$$SS_{\text{общ}} = \sum_i^a \sum_j^b \sum_k^n x_{ijk}^2 - \frac{T^2}{nab} \quad (6)$$

определяли общую сумму квадратов: $SS_{\text{общ}} = 134,868$.

Все результаты приведены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты дисперсионного анализа

Источник изменчивости	Число степеней свободы	Сумма квадратов	Средний квадрат
Вид материала <i>G</i>	2	67,392	33,696
Способ обработки <i>P</i>	4	44,428	11,107
Взаимодействие <i>PG</i>	8	8,348	1,044
Ошибка или изменение внутри ячейки $\epsilon_k(\bar{ij})$	30	14,7	0,49
Сумма	44	134,868	

Используя результаты табл. 3, по критерию Фишера *F* нашли, что $F_{2,30} = 33,696/0,49 = 68,77$ (для материалов); $F_{4,30} = 11,107/0,49 = 22,67$ (для способов обработки); $F_{8,30} = 1,044/0,49 = 2,13$.

Табличные значения $F_{кр}$ – соответственно 5,39 (для $\alpha = 0,01$) и 2,27 ($\alpha = 0,05$).

Таким образом, решающее воздействие на микротвердость оказывает материал, способ обработки влияет несколько меньше, а взаимодействие между ними несущественно. Меньшее влияние способа обработки можно объяснить тем, что для пяти способов обработки твердость изменяется примерно одинаково для каждого материала.

Построим графики по данным табл. 2. Большой интервал между кривыми, соответствующими разным типам материала, иллюстрирует значительное влияние этого фактора. Общий вид каждой кривой, проходящей под пятью точками, соответствующими способам обработки, отражает влияние этого фактора, а факт, что три кривые эквидистантны, свидетельствует о несущественном взаимодействии либо о его отсутствии.

Из рис. 1 видно, что сиалон лучше, так как его твердость выше, чем у тисинита и нитрида кремния. Для сравнения пяти способов обработки можно применить критерий Дункана для средних, соответствующих разным типам обработки [2]:

Способ обработки	A	B	C	D	E
x_j	107,7/9	90,6/9	107,4/9	92,1/9	112,5/9
	11,97	10,07	11,93	10,23	12,5

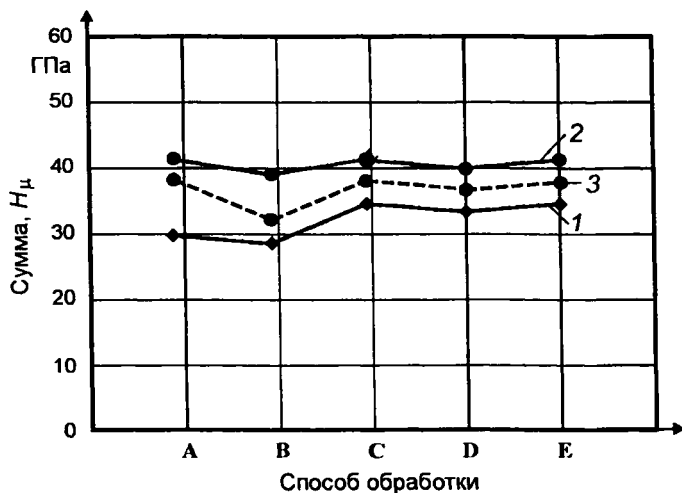


Рис. 1. Диаграмма для эксперимента по изучению вида материала и обработки:
1 – тисинит; 2 – сиалон; 3 – нитрид кремния

Используя метод, изложенный в § 3.3 [2], получаем:

Способ обработки	B	D	C	A	E
Средние значения	10,07	10,23	11,93	11,97	12,5

Среднеквадратичные ошибки $x_j = 0,49$ (с 30 степенями свободы).

Нормированная ошибка для $x_j \sqrt{0,49/15} = 0,18$.

Табулированные ранги Z_p с 30 степенями свободы ($\alpha = 0,05$) (см. табл. D приложения [2]) имеют значения:

$$Z_{3,30(0,05)} = 3,04; \quad R_{3,30} = 3,04 \cdot 0,18 = 0,55;$$

$$Z_{5,30(0,05)} = 3,2004; \quad R_{5,30} = 3,20 \cdot 0,18 = 0,576.$$

Проверка разности средних, соответствующих способам обработки:

$$E - B = 12,5 - 10,7 = 2,43; \quad > 0,576;$$

$$E - D = 12,5 - 10,23 = 2,27; \quad > 0,55;$$

$$\begin{aligned}
 E - C &= 12,5 - 11,93 = 0,57; > 0,55; \\
 E - A &= 12,5 - 11,97 = 0,53; < 0,55; \\
 A - B &= 11,97 - 10,07 = 1,9; > 0,55; \\
 A - D &= 11,92 - 10,23 = 1,74; > 0,55; \\
 A - C &= 11,97 - 11,93 = 0,04; < 0,55; \\
 C - B &= 11,93 - 10,07 = 1,86; > 0,55; \\
 C - D &= 11,93 - 10,23 = 1,7; > 0,55; \\
 D - B &= 10,23 - 10,07 = 0,16; < 0,55.
 \end{aligned}$$

Таким образом, способ обработки *E* (модулированная добротность с последующим отжигом) при 5 %-ном уровне значимости отличается от *B*, *D* и *C*, тогда как между *E* и *A* значимого различия нет. Исходное состояние материалов *A* значительно отличается от *B* и *D*, а между *A* и *C* различия нет. В свою очередь *C* существенно отличается от *B* и *D*, а между *B* и *D* различия нет.

Следовательно, наилучшей комбинацией вида материала и способа обработки, дающей максимальную твердость $H_{\mu} = 13,5$ ГПа, будет сочетание силлона с лазерной обработкой (модулированная добротность) и последующим отжигом (вариант *E* + *G*₂).

Результаты испытаний на прочность при изгибе $\sigma_{изг}$ тех же материалов и способов обработки приведены в табл. 4.

Таблица 4

Предел прочности на изгиб, МПа

Вид материала <i>G</i>	Способ обработки <i>P</i>				
	<i>A</i>	<i>B</i>	<i>C</i>	<i>D</i>	<i>E</i>
Тисинит	423	261	297	279	297
	470	290	330	310	330
	517	319	363	341	363
Силлон	420	320	350	380	410
	390	295	325	350	440
	450	345	375	410	470
Нитрид кремния	340	190	220	270	400
	370	171	200	295	430
	400	209	240	245	460

Для упрощения расчетов сумм квадратов вычтем из каждого результата 340 (среднее значение всех результатов) и разделим получившиеся числа на 10. Эти данные приведены в табл. 5.

Результаты дисперсионного анализа
по изучению предела прочности

Источник изменчивости	Число степеней свободы	Сумма квадратов	Средняя сумма квадратов
Вид материала G	2	535,6	267,8
Способ обработки P	4	1528,8	382,2
Взаимодействие PG	8	572,4	71,55
Ошибка или изменения внутри ячейки	30	323,5	10,78
Сумма	44	2960,3	

Используя результаты табл. 5, нашли, что $F_{2,30} = 267,8/10,78 = 24,84$; $F_{4,30} = 382,2/10,78 = 35,45$ и $F_{8,30} = 71,55/10,78 = 3,17$, что больше табличных значений $F_{кр} = 5,39$, $F_{кр} = 4,02$ и $F_{кр} = 3,17$ (при $\alpha = 0,01$).

Большое влияние оказывает способ обработки P , а также вид материала G ; существенно и влияние взаимодействия PG .

Интервал между кривыми, соответствующими разным видам материала G , показывает значительное влияние этого фактора. Общий вид каждой кривой, проходящей над пятью точками, соответствующими способам обработки, отражает влияние этого фактора P . Пересечение кривых 1 и 2 (рис. 2) свидетельствует о значимости взаимодействия PG .

Очевидно, что и в этом случае силон обладает некоторым преимуществом перед тиснитом и нитридом кремния.

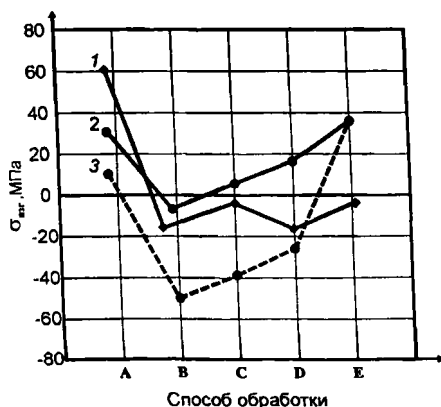


Рис. 2. Диаграмма для эксперимента по изучению вида материала и способа лазерной обработки на предел прочности при изгибе:
1 - тиснит; 2 - силон; 3 - нитрид кремния

Для сравнения пяти способов обработки также используем критерий Дункана для кодированных средних, соответствующих разным способам обработки:

Способ обработки	A	B	C	D	E
x_j	8	-7,33	-4	-2	5,67

Отсюда

Способ обработки	B	C	D	E	A
Средние значения	-7,33	-4	-2	5,67	8

Средний квадрат ошибки $x_j = 10,78$ (с 30 степенями свободы).

Нормированная ошибка для $x_j \sqrt{10,78 / 15} = 0,85$.

Табулированные ранги, как и прежде, $Z_p = 3,04$ (для материала) и $Z_p = 3,20$ (для способа обработки). Отсюда $R_{3,30} = 3,04 \cdot 0,85 = 2,584$ и $R_{5,30} = 3,20 \cdot 0,85 = 2,72$.

Проверка разности средних значений, соответствующих способам обработки:

$$A - B = 8 - (-7,33) = 15,33; > 2,72;$$

$$A - C = 8 - (-4) = 12; > 2,72;$$

$$A - D = 8 - (-2) = 10; > 2,72;$$

$$A - E = 8 - 5,67 = 2,33; < 2,72;$$

$$A - B = 5,67 - (-7,33) = 13; > 2,72;$$

$$E - C = 5,67 - (-4) = 9,67; > 2,72;$$

$$E - D = 5,67 - (-2) = 7,67; > 2,72;$$

$$D - B = -2 - (-7,33) = 5,33; > 2,72;$$

$$D - C = -2 - (-4) = 2; < 2,72;$$

$$C - B = -4 - (-7,33) = 3,33; > 2,72.$$

Таким образом, лишь между способами обработки A, E, D и C нет существенной разницы во влиянии на предел прочности при изгибе, между остальными существует различие.

Из табл. 5 видно, что лазерная обработка без последующего отжига (варианты B и D) значительно снижает предел прочности на изгиб для всех трех материалов, но особенно сильно – для нитрида кремния. Это объясняется как ростом параметров тонкой структуры после лазерной обработки, так и увеличением размеров блоков и снижением плотности дислокации. При лазерной обработке в поверхностном слое происходит дробление зерен материала и возникает развитая сеть микротрещин в зоне

обработки [1]. В связи с этим после обоих видов лазерной обработки (свободная генерация и модульная добротность) необходимо провести высокотемпературный отжиг, что позволяет восстановить прочность и твердость керамики до уровня горячепрессованной, не обработанной лазером керамики.

Следовательно, и с точки зрения получения максимальной прочности $\sigma_{изг} = 440$ МПа необходимо применять керамику из сиалона, обработанную лазером с модульной добротностью с последующим высокотемпературным отжигом (способ *Е*).

Трещиностойкость материала до и после лазерной обработки оценивали по изменению критического коэффициента интенсивности напряжения K_{Ic} . Результаты измерения K_{Ic} приведены в табл. 6.

Таблица 6

Коэффициент вязкости разрушения K_{Ic} , МПа·м^{0,5}

Вид материала	Способ обработки		
	<i>A</i>	<i>B</i>	<i>C</i>
Тисингт	3,9	3,3	4,2
	4,1	3,1	4,4
	4,3	2,9	4,6
Сиалон	6,0	5,5	6,2
	6,2	5,7	6,4
	6,4	5,9	6,6
Нитрид кремния	4,2	3,0	4,0
	4,0	3,2	4,2
	3,8	3,4	4,4

Результаты обработки приведены в табл. 7.

Таблица 7

Результаты дисперсионного анализа для K_{Ic}

Источник изменчивости	Число степеней свободы	Сумма квадратов	Среднеквадратичное отклонение
Вид материала <i>G</i>	2	30,85	15,425
Способ обработки <i>P</i>	2	4,93	2,465
Способ взаимодействия <i>PG</i>	4	0,31	0,0775
Ошибка или изменения внутри ячейки	18	0,72	0,04
Сумма	26	36,81	

Влияние материала и способа обработки оценивали по критерию *F*.

$$F_{2,18} = \frac{15,425}{0,04} = 385,625 > F_{кр} = 6,01 \quad (\alpha = 0,01);$$

$$F_{2,18} = \frac{2,465}{0,04} = 61,625 > F_{кр} = 6,01 \quad (\alpha = 0,01);$$

$$F_{4,18} = \frac{0,0775}{0,04} = 1,9375 < F_{кр} = 4,58 \quad (\alpha = 0,01).$$

Таким образом, влияние материала G на K_{1c} является определяющим, влияние способа обработки тоже весьма существенно, а взаимодействие незначимо. Последний вывод можно объяснить тем, что K_{1c} изменяется для трех способов обработки приблизительно одинаково для каждого материала.

На рис. 3 построены кривые по данным табл. 6. Значительный интервал между кривыми 2 и 1, 3, соответствующими силону, тисиниту и нитриду кремния, иллюстрирует влияние этого фактора. Общий вид кривой, проходящей над тремя точками, соответствующими способам обработки (до, лазерная, то же + отжиг), отражает влияние способа обработки на K_{1c} , а то, что три кривые почти параллельны (эквидистантны), свидетельствует об отсутствии взаимодействия между этими факторами.

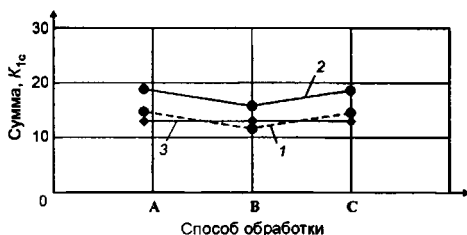


Рис. 3. Диаграмма влияния материала и способа обработки на K_{1c} :

1 – тисинит; 2 – силон; 3 – нитрид кремния

Очевидно, что силон обладает более высоким K_{1c} , а K_{1c} тисинита и нитрида кремния практически одинаков, но значительно меньше, чем силона.

Для сравнения трех способов обработки воспользуемся снова критерием Дункана для средних значений K_{1c} , соответствующих разным способам обработки:

Способ обработки	A	B	C
x_j	42,9/4,77	36/4	45/5

Используем метод, изложенный ранее:

Способ обработки	B	A	C
Средние значения	4	4,77	5

Средний квадрат ошибки $x_j = 0,04$ (с 18 степенями свободы).

Нормированная ошибка для x равна $\sqrt{0,04/9} = 0,067$.

Табулированные ранги Z_p с 18 степенями свободы (0,05) имеют значения: $Z_{3,18} = 3,12$; $R_{3,18} = 3,12 \cdot 0,067 = 0,208$.

Проверка разностей средних, соответствующих способам обработки:

$$\begin{aligned} C - B &= 5 - 4 = 1 > 0,208; \\ C - A &= 5 - 4,77 = 0,23 > 0,208; \\ A - B &= 4,77 - 4 = 0,77 > 0,208. \end{aligned}$$

Таким образом, обработка C (лазерная + отжиг) с 5%-ным уровнем значимости отличается от B и C так же, как и A от B . Поэтому можно утверждать, что обработка C лучше других. Следовательно, наилучшей комбинацией вида материала и способа обработки, дающей максимальное значение $K_{1c} \approx 6,4 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$, будет сочетание силлона с лазерной обработкой и последующим отжигом.

Уменьшение значений K_{1c} после лазерной обработки объясняется изменением условий зарождения острой трещины, в частности дроблением зерен. При высокотемпературном отжиге устраняется хрупкий дефектный слой, при этом значение K_{1c} увеличивается до значений горячепрессованной керамики и выше.

Обобщая полученные результаты, можно утверждать, что сочетание силлона с лазерной обработкой с последующим отжигом обеспечивает максимальное значение микротвердости, предела прочности на изгиб и коэффициента вязкости разрушения K_{1c} .

Представляет интерес определение связи между исследуемыми параметрами керамики — микротвердостью, пределом прочности на изгиб и коэффициентом вязкости K_{1c} . По формуле

$$r_{ij} = \frac{\sum_{i=1}^n \Delta y_i \Delta y_j}{\sqrt{\sum \Delta y_i^2 \sum y_j^2}}, \quad (7)$$

где r_{ij} — коэффициент парной корреляции; Δy_i и Δy_j — разности текущих и средних значений параметров оптимизации, т. е. $(y_i - \bar{y}_i)$ и $(y_j - \bar{y}_j)$; n — число наблюдений, определяли $r_{1,2}$, $r_{1,3}$ и $r_{2,3}$.

Используя данные табл. 3, 5 и 6, рассчитали указанные коэффициенты парной корреляции: $r_{1,2} = 0,93$; $r_{1,3} = 0,83$ и $r_{2,3} = 0,93$. Их значения больше табличного $r_{кр} = 0,7977$ (при $\alpha = 0,01$ и $f = n - 2 = 7$).

Следовательно, связь между показателями твердости, предела прочности при изгибе и K_{1c} можно представить в виде линейных уравнений:

$$y_2 = \sigma_{изг} = 37 + 28,66y_1 = 37 + 28,66H_{\mu}; \quad (8)$$

$$y_3 = K_{1c} = 0,427y_1 - 0,91 = 0,427H_{\mu} - 0,91; \quad (9)$$

$$y_3 = K_{1c} = 0,0157y_2 - 1,774 = 0,0157\sigma_{изг} - 1,774 \quad (10)$$

($\sigma_{изг}$, МПа; H_{μ} , ГПа и K_{1c} , МПа·м^{-0,5}).

Следовательно, зная, например, значение H_{μ} (ГПа), можно рассчитать $\sigma_{изг}$ или K_{1c} ; ошибка не превышает 6%.

Таким образом, использование силановой керамики, обработанной лазером в режиме модулированной добротности с последующим высокотемпературным отжигом в среде азота, позволяет получить достаточно высокие значения твердости, предела прочности на изгиб и коэффициента вязкости разрушения ($H_{\mu} = 13,5$ ГПа, $\sigma_{изг} = 440$ МПа и $K_{1c} = 6,4$ МПа·м^{-0,5}).

ЛИТЕРАТУРА

1. Коваленко И. С., Лавринович А. В. Лазерная обработка керамических материалов. – Киев: Техника, 1991. – 118 с.
2. Хикс Ч. Основные принципы эксперимента. – М.: Мир, 1967. – 407 с.

УДК 669.019.02.09

Г. И. КЛЕЩЕНАК, канд. техн. наук,
В. А. СТЕФАНОВИЧ, канд. техн. наук,
В. Е. ЛИВЕНЦЕВ, О. Г. КЛЕЩЕНАК (БНТУ)

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННАЯ СТАЛЬ ДЛЯ РАБОЧЕГО СЛОЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ, ВОССТАНОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ОБОГРЕВА

В настоящее время для изготовления штампов горячего деформирования используется сталь 5ХНМ, которая не обеспечивает их высокую эксплуатационную стойкость. В НИЛ «Материаловедение и литейное производство» БНТУ для рабочего слоя восстанавливаемых методом электрошлакового обжига (ЭШО) штампов разработана специальная экономнолегированная сталь, повышающая эксплуатационную стойкость штамповой оснастки в 1,3 – 1,5 раза.

Выбор легирующего комплекса при создании новых сталей со специальными свойствами проводился на основе анализа патентных и научных материалов по характеру влияния легирующих элементов на структуру и свойства экономнолегированных штамповых сталей повышенной прочности и вязкости. Наиболее перспективным оказался комплекс следующего состава, % (по массе): 1,5 – 2,0 хрома; 1,5 – 2,0 никеля; 0,2 – 0,5 молибдена; 0,2 – 0,4 ванадия; 0,4 – 0,5 углерода. По сравнению с базовой сталью 5ХНМ увеличение содержания хрома в новой стали обеспечивает повышенную прокаливаемость и окалиностойкость рабочего слоя восстанов-

ленного штампа, никеля и молибдена – необходимый уровень ударной вязкости для стали в литом состоянии, ванадий повышает прочность и теплоустойчивость.

Дополнительно повысить прочность, тепло- и износостойкость сталей, в состав которых входят такие активные карбидо- и нитридообразующие элементы, как ванадий, молибден, хром, можно, вводя азот на уровне микролегирования до 0,07 – 0,10% [1, 2]. Азот в качестве примеси допустим в низколегированных сталях в количестве, не превышающем 0,010%, так как он отрицательно влияет на их свойства, если находится в твердом растворе или образует нестойкие нитриды железа, вызывая старение сталей. В качестве легирующего элемента азот может быть использован в комплексно-легированных сталях, где он связан в прочные устойчивые нитридные и карбонитридные фазы типа MN и M (CN) и др.

Таким образом, для новой экономнолегированной литой штамповой стали на базе стали 5XHM был предложен следующий состав, % (по массе): (0,40 – 0,50) С, (0,10 – 0,40) Si, (0,50 – 0,80) Mn, (1,5 – 2,0) Cr, (0,20 – 0,50) Mo, (1,5 – 2,0) Ni, (0,20 – 0,40) V, (0,01 – 0,07) N₂ (< 0,030 S, P).

Проведены плавки по восстановлению штампов с использованием составов сталей, представленных в табл. 1.

Таблица 1

Составы выплавленных сталей

Номер состава и плавки	Химический состав, % (по массе)									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	N ₂	S	P
1	0,46	0,24	0,65	2,00	1,60	0,22	0,10	0,01	0,03	0,03
2	0,44	0,28	0,62	0,50	1,52	0,24	0,60	0,010	0,03	0,03
3	0,48	0,32	0,58	0,50	1,58	0,20	0,10	0,070	0,03	0,03
4	0,42	0,26	0,65	1,25	1,50	0,27	0,35	0,010	0,03	0,02
5	0,41	0,30	0,59	1,25	1,62	0,25	0,10	0,040	0,03	0,03
6	0,50	0,32	0,63	0,5	1,49	0,27	0,35	0,040	0,03	0,03
7	0,47	0,29	0,65	1,00	1,70	0,24	0,27	0,030	0,03	0,03
8	0,41	0,33	0,58	1,25	1,54	0,26	0,23	0,025	0,03	0,03
9	0,45	0,30	0,66	0,875	1,55	0,19	0,35	0,025	0,03	0,03
10	0,51	0,27	0,58	0,875	1,61	0,22	0,23	0,040	0,03	0,03

Для определения механических свойств стали опытных плавков (предела прочности σ_b , ударной вязкости КСУ, твердости и др.) из наплавленно-го слоя отлитых заготовок отрезали темплеты, из которых изготавливали необходимые образцы для испытаний в соответствии с ГОСТ 5950–73, ГОСТ 9012–59, ГОСТ 9013–59 [4]. Износ опытных сталей определяли при нагрузке 100 Н, скорости контртела 30 м/с, длине пути 10 м [5]. Химический анализ металла плавков, металлографические исследования его струк-

туры и фазового состава после упрочняющей термической обработки проводили по общепринятым методикам [5, 6].

В табл. 2 приведены результаты испытаний механических и эксплуатационных характеристик опытных сталей (плавки 1 – 10) и для сравнения свойства литой стали 5XHM (сталь 11) после упрочняющей термической обработки: закалка от 920 °С, охлаждение в масле, отпуск при 560 °С 2 ч.

Таблица 2

Механические свойства сталей опытных плавков (предел прочности σ_b , предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ , относительное сужение Ψ , ударная вязкость KCU, твердость HRC, и степень износа)

Номер плавки	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, кДж/м ²	HRC,	Износ, мг
1	1440	1320	14	49	510	43	1,8
2	1290	1160	22	53	520	43	2,1
3	1160	1040	25	54	530	36	4,5
4	1490	1360	13,5	48	435	44	2,0
5	1400	1270	15,5	48,5	500	42	2,5
6	1550	1430	13,6	48,4	450	47	1,4
7	1600	1480	13,2	48,6	420	47	1,4
8	1590	1460	13,3	48,3	430	47	1,3
9	1600	1470	13,2	48,8	440	48	1,2
10	1580	1410	13,4	48,7	450	45	1,6
11	1570	1370	9	22	330	43	3,8

По результатам исследования свойств сталей опытных плавков наилучшее сочетание прочностных свойств, ударной вязкости и характеристик пластичности имеют стали плавков 6 – 10. Для них предел прочности $\sigma_b = 1550 - 1680$ МПа, ударная вязкость KCU = 420 – 450 кДж/м², твердость HRC, 47 – 48. По сравнению с литой сталью 5XHM они показали более высокие значения ударной вязкости и твердости при одинаковом уровне предела прочности, а также повышенные пределы текучести $\sigma_{0,2}$, характеристики пластичности и значительно меньший износ.

Из фазового анализа состава исследуемых сталей видно, что сталь 5XHM представлена α -твердым раствором и карбидными фазами состава M_3C и $M_{23}C_6$. В сталях опытных плавков, дополнительно легированных ванадием и азотом, установлено присутствие карбонитридов V(CN) и $M_{23}(CN)_6$ состава $(FeCrMn)_{23}(CN)_6$. Формирование тонкодисперсных включений высокотвердых карбонитридных фаз в матрице α -твердого раствора обеспечивает дисперсионное упрочнение этих сталей, что способствует повышению их прочностных характеристик, пластичности и ударной вязкости. Твердость карбонитрида V(CN) значительно выше, чем карбидов

$M_{23}C_6$ и M_3C [1], что обуславливает более высокую твердость и износостойкость этих сталей по сравнению со стандартными сталями 5ХНМ.

После реализации матрицы планирования при разработке новой экономнолегированной стали для восстановления отработанных штампов была проведена оптимизация ее состава для создания стали повышенной прочности, твердости при необходимом уровне для сталей этого класса ударной вязкости. Для оптимизации химического состава стали по трем компонентам использован математический метод симплекс-планирования [3]. В соответствии с выбранным планом для построения модели третьей степени установлены следующие пределы варьирования содержаний вводимых в сталь 5ХНМ элементов: хром (X_1) 0,5 – 2,0%, ванадий (X_2) 0,1 – 0,6%, азот (X_3) 0,010 – 0,07%. В вершинах треугольника (рис. 1) находятся составы легирующего комплекса (%):

$$\begin{aligned} X_1 &= 2Cr + 0,1N_2; \\ X_2 &= 0,5Cr + 0,6V + 0,01N_2; \\ X_3 &= 0,5Cr + 0,1V + 0,07N_2. \end{aligned}$$

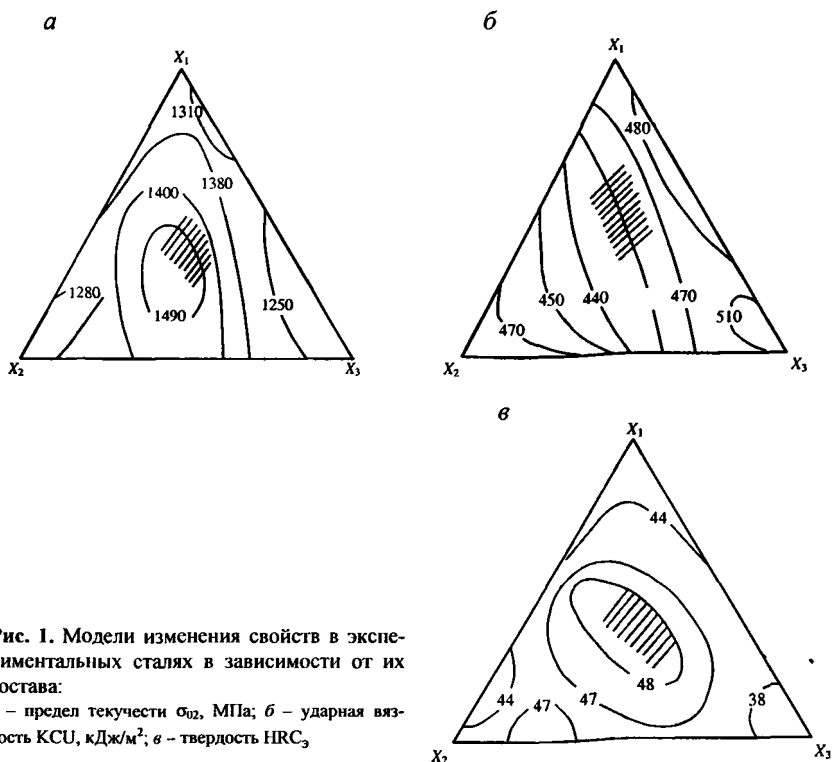


Рис. 1. Модели изменения свойств в экспериментальных сталях в зависимости от их состава:

a – предел текучести $\sigma_{0.2}$, МПа; *б* – ударная вязкость КСУ, кДж/м²; *в* – твердость HRC₃

Переход от кодированных координат к натуральным и наоборот осуществляется на основании соотношения

$$(A, B, C) = X_1(2; 0,1; 0,01) + X_2(0,5; 0,6; 0,01) + X_3(0,5; 0,1; 0,07)$$

по уравнениям:

$$\begin{aligned} A &= 2X_1 + 0,5X_2 + 0,5X_3; \\ B &= 0,1X_1 + 0,6X_2 + 0,1X_3; \\ C &= 0,01X_1 + 0,01X_2 + 0,007X_3. \end{aligned}$$

В качестве оптимизируемых параметров выбраны основные свойства горячештапových сталей: предел текучести $\sigma_{0,2}$, ударная вязкость KCU, твердость HRC₃, после упрочняющей термической обработки по оптимальному режиму.

В соответствии с планом модели были проведены две серии опытных плавок разрабатываемой стали, в состав которых помимо легирующего комплекса хром – ванадий – азот входили углерод – 0,50%, никель – 1,5, молибден – 0,20, марганец – 0,60, кремний – 0,30%, т. е. в пределах содержания этих элементов в стали 5XHM, принятой в качестве основы для новой стали. Образцы опытных сталей для определения механических свойств подвергали термической обработке по режиму: закалка от 920 °С, охлаждение в масле, отпуск при 560 °С 2 ч. Механические свойства сталей приведены в табл. 3.

На основании экспериментальных данных (см. табл. 3) по матрице планирования рассчитаны коэффициенты модели и получены уравнения регрессии для каждого из анализируемых параметров:

$$\begin{aligned} \sigma_{0,2} &= 1340X_1 + 1150X_2 + 1030X_3 + 54X_1X_2 + 260X_1X_3 + \\ &\quad + 1400X_2X_3 + 1950X_1X_2X_3; \\ KCU &= 500X_1 + 510X_2 + 540X_3 - 220X_1X_2 - 120X_1X_3 - 260X_2X_3 - \\ &\quad - 540X_1X_2X_3; \\ HRC_3 &= 44X_1 + 42X_2 + 35X_3 + 8X_1X_2 + 14X_1X_3 + 30X_2X_3 + 51X_1X_2X_3. \end{aligned}$$

Проверку адекватности модели проводили по F -критерию сравнением расчетных и табличных значений для контролируемых параметров (табл. 4).

Таблица 4

Проверка адекватности модели по F -критерию

№ п/п	Контролируемый параметр	$F_{расч}$	$F_{табл}$
1	Твердость HRC ₃	3,84	4,35
2	Предел текучести $\sigma_{0,2}$	4,26	4,35
3	Ударная вязкость KCU	4,14	4,35

Так как для каждого из контролируемых параметров $F_{расч} < F_{табл}$, то модель следует признать адекватной при 5%-ном уровне значимости.

Таблица 3

**Модель симплекса-решетчатого плана и механические свойства опытных плавков стали
(предел текучести $\sigma_{0,2}$, ударная вязкость КСЧ, твердость НРС₃)**

№ п/п	Состав стали в масштабе						Механические свойства					
	кодированном			натуральном			$\sigma_{0,2}$, МПа		КСЧ, кДж/м ²		Твердость, НРС ₃	
	X ₁	X ₂	X ₃	Cr	V	N ₂	1-я серия	2-я серия	1-я серия	2-я серия	1-я серия	2-я серия
1	1	0	0	2	0,1	0,01	1320	1360	510	490	3	45
2	0	1	0	0,5	0,6	0,01	1160	1140	520	500	43	41
3	0	0	1	0,5	0,1	0,07	1040	1020	530	550	36	34
4	1/2	1/2	0	1,25	0,35	0,01	1360	1400	435	465	44	45
5	1/2	0	1/2	1,25	0,1	0,04	1270	1230	500	480	42	44
6	0	1/2	1/2	0,5	0,35	0,04	1430	1450	450	470	47	45
7	1/3	1/3	1/3	1	0,27	0,03	1480	1500	420	440	47	49
8	1/2	1/4	1/4	1,25	0,23	0,025	1460	—	430	—	47	—
9	1/4	1/2	1/4	0,875	0,35	0,025	1470	—	440	—	48	—
10	1/4	1/4	1/2	0,875	0,23	0,04	1410	—	450	—	45	—

Гипотезу об адекватности модели проверяли также по результатам трех контрольных опытов путем расчета и сравнения t -критериев (табл. 5).

Таблица 5

Проверка адекватности модели по t -критерию

№ п/п	Контролируемый параметр	Номер опыта	$t_{\text{расч}}$	$t_{\text{табл}}$
1	Твердость HRC ₃	8	1,48	3,31
		9	3,18	
		10	2,94	
2	Предел текучести $\sigma_{0,2}$	8	1,54	3,31
		9	2,86	
		10	3,04	
3	Ударная вязкость KCU	8	2,73	
		9	1,96	
		10	3,21	

Так как $t_{\text{расч}} < t_{\text{табл}}$ для всех контрольных опытов 8 – 10, то гипотеза об адекватности модели при 5%-ном уровне значимости принимается.

Полученные модели графически представлены на рис. 1. Анализ изменения твердости, ударной вязкости и предела прочности позволил выделить области оптимального сочетания свойств (заштрихованные зоны на треугольниках рисунка).

Оптимальные значения свойств стали 5XHM, дополнительно легированной хромом, ванадием, азотом: $\sigma_{0,2} = 1450 - 1490$ МПа, KCU = 440 – 460 кДж/м², HRC₃ = 47 – 48. Данные свойства находятся в координатах $X_1 = 0,3 - 0,4$; $X_2 = 0,3 - 0,4$; $X_3 = 0,5 - 0,6$, что соответствует содержанию дополнительных легирующих элементов в стали 5XHM, % (по массе): хрома 1,00 – 1,30; ванадия 0,28 – 0,34; азота 0,04 – 0,05.

Таким образом, оптимальным составом стали для рабочего слоя штампа, восстанавливаемого методом электрошлаковой наплавки, является следующий, % (по массе): (0,40 – 0,45) С; (1,0 – 1,3) Cr; (1,4 – 1,8) Ni; (0,15 – 0,30) Mo; (0,28 – 0,34) V; (0,04 – 0,05) N₂; (0,10 – 0,40) Si; (0,50 – 0,80) Mn, S и P – менее 0,03%. Разработанная сталь соответствует марке 45XHMФЛ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
3. Новик Ф. С. Планирование эксперимента на симплексе при изучении металлических систем. – М.: Металлургия, 1985. – 255 с.

4. Жуковец И. И. Механические испытания металлов. – М.: Высш. шк., 1986. – 199 с.

5. Поздняк Л. А., Скрыпченко Ю. М., Тишаев С. И. Штамповые стали. – М.: Металлургия, 1980. – 244 с.

6. Кочанов Н. Н., Миркин Л. И. Рентгеноструктурный анализ: Практическое руководство. – М.: Машгиз, 1980. – 214 с.

УДК 621.762:669.017

Г. Г. ГОРАНСКИЙ, канд. техн. наук (БНТУ)

О ПОВЫШЕНИИ ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ТЕМПЕРАТУРНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Повышение температурной стабильности аморфных сплавов на основе железа может расширить область их применения в качестве материалов износостойких покрытий, наносимых газопламенным методом на рабочие поверхности узлов трения. Цель данной работы – доказать возможность решения указанной проблемы путем механоактивации при атритторной обработке (АО) сплавов, аморфизированных закалкой из расплава.

Исследование влияния механоактивации при АО на особенности кристаллизации аморфизированного сплава проводилось на материале системы Fe–Ni–Mo–Cr–Co–Si–B; состав, методика получения и свойства описаны в [1]. Измерение определяющих параметров АО – энергонапряженности процесса P_n и аккумулированной сплавом энергии механоактивации E_d – выполнено по методике, изложенной в работе [2]. Кинетика изменения P_n при АО аморфизированного сплава, закаленного из расплава при разных скоростях охлаждения ($I - \Delta T/\Delta t = 2,5 \cdot 10^5$ К/с, $II - 4,0 \cdot 10^5$ К/с), представлена в табл. 1.

Таблица 1

Кинетика изменения P_n (Вт · г⁻¹ при АО аморфизированного сплава

№ п/п	Время АО, ч							
	0,5	1	1,5	2	3	4	5	6
I	10,7	11,5	13,1	12,8	9,1	6,4	4,2	3,7
II	9,3	10,2	12,4	12,1	8,3	5,9	4,1	3,0

Для исследуемого сплава (независимо от исходного состояния) наиболее интенсивное поглощение энергии при АО реализуется в интервале 0,5 – 3 ч. Именно на этом этапе идут процессы эволюции строения сплава (удельная же поверхность дисперсии изменяется лишь в пределах 0,08 – 0,18 м²/г, что не может быть причиной интенсивной аккумуляции энергии). В дальнейшем уровень P_n почти в 4 раза снижается, что свидетельствует о выходе процесса АО (при фиксированных режимах) на заключи-

тельную стадию, когда преобладают релаксационные явления. Сплав II слабее аккумулирует энергию при АО. В целом кинетика аккумуляции энергии обоими сплавами идентична (без смещений пиков P_n во времени), хотя общая энергоёмкость АО медленнее закаленного сплава остается выше.

Оценка строения и фазового состава материала осуществлялась методами рентгено-структурного и рентгенофазового анализа, электронной и оптической микроскопии по описанным в [1] методикам. Определялось количество аморфной фазы в сплавах после их закалки из расплава, последующей АО, частичной кристаллизации аморфной фазы при изотермическом отжиге.

Эксперименты показали, что, как и исходные образцы, материал в процессе АО продолжал сохранять рентгеноаморфное состояние. Дифракционные максимумы размыты и растянуты в сплошной непрерывный спектр – «гало», сливающийся со следующими дифракционными линиями. Аморфизация материала возрастает при АО, и через определенное для каждого образца время можно говорить о полной аморфизации сплава. Рост объема аморфной фазы свидетельствует, что поглощение энергии АО сплавом связано с изменениями его строения на уровне кластеров. Для оценки этих изменений, а также определения температурной стабильности сплавов по описанной в [1] методике был выполнен дифференциально-термический анализ (ДТА) подвергнутых АО образцов. При ДТА происходила частичная кристаллизация аморфной фазы, сопровождающаяся выделением теплоты. Для оценки энергии активации кристаллизации E_a аморфного материала по уравнению Киссингера [3] ДТА (в соответствии с рекомендациями [3]) выполнялся при трех скоростях нагрева (2, 5 и 10 °С/мин).

В качестве контролируемых параметров были взяты: исходное количество кристаллизующейся аморфной фазы (C_0), температура начала кристаллизации ($T_{v,n}$), интенсивность экзотермического эффекта (ΔT), энергия активации процесса (E_a), а также определенный ниже по методике [4] показатель n Джонсона–Мела–Аврами (Д–М–А). Эти параметры рассмотрены в зависимости от аккумулируемой материалом при АО энергии деформационно-термического воздействия (E_d). Результаты экспериментов приведены в табл. 2.

Образцы, закаленные из расплава, имеют первоначально очень близкое объемное содержание аморфной фазы (78 и 82 % для I и II сплавов соответственно). В этой связи первичный экзотермический эффект ΔT кристаллизации обоих сплавов совпадает (220 К). Другие же параметры кристаллизации изначально существенно различаются: температура начала кристаллизации ($T_{v,n}$) и энергия активации процесса (E_a) возрастают с 703 до 755 К и с 260,4 до 322,4 КДж/моль соответственно, обеспечивая большую температурную стабильность II сплаву.

Влияние АО на параметры кристаллизации аморфной фазы

$\Delta T \Delta t \cdot 10^{-5}$, К/с	Время АО, ч	E_a , КДж/г	C_0 , %	$(T_v)_K$, К	ΔT , град	E_a , КДж/моль	n
2,5	0	—	78	703	220	260,4	1,98
	1	5,18	80	736	246	362,4	2,05
	1,5	8,92	84	752	265	382,0	2,24
	2	12,80	85	765	265	382,0	2,42
	4	24,47	92	785	340	409,9	3,01
	6	30,09	98	785	355	409,9	3,09
4,0	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

В процессе АО по мере аккумуляции энергии степень аморфизации сплавов увеличивается, достигая 98%, что позволяет (с точностью эксперимента) считать материалы на завершающей стадии АО полностью аморфизированными. Деформационно-термическое 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. Эти факторы, снижая число зародышей и скорость их роста, тормозят процесс кристаллизации, т. е. повышают энергию ее активации (с 260,4 до 409,9 КДж/моль для I сплава и с 322,4 до 520,7 КДж/моль для II сплава) и температуру начала реализации процесса (с 430 до 512 °С для I сплава и с 482 до 545 °С для II сплава), увеличивают термическую стабильность материала. Усиление экзотермического эффекта кристаллизации (с 220 до 355 °С для I сплава и с 220 до 385 °С для II сплава) при возрастании температур протекания процесса связано с ускорением структурной релаксации сплавов при большем нагреве. Зависимость интенсивности экзотермического эффекта ΔT от количества кристаллизующейся аморфной фазы C_0 носит параболический характер, сохраняющийся во всем диапазоне содержания исходной аморфной фазы.

Характер изменения параметров кристаллизации для обоих сплавов аналогичен, однако абсолютный их прирост к моменту завершения АО более выражен для II сплава. Это обеспечивает ему большую температурную стабильность на всех стадиях АО. Различный уровень параметров кристаллизации не может быть объяснен исключительно степенью аморфизации материала, так как она для обоих сплавов меняется практически одинаково. Надо учесть особенности формирования центров кристаллиза-

ции и их роста. Кристаллизация аморфного материала идет на центрах, которыми являются присутствующие в аморфной матрице кластеры различных размеров, формирующиеся при высокоскоростной закалке. Они по своему химическому и топологическому ближайшему порядку отличны от кристаллизующихся метастабильных фаз, поэтому кристаллизация на них должна быть гетерогенной, а роль диффузии атомов достаточно велика.

По описанным методикам была оценена кинетика изменения объемного содержания аморфной фазы C при изотермическом отжиге подвергнутых АО образцов. Отжиг проводили при температурах кристаллизации, ранее измеренных методом ДТА. При частичной кристаллизации аморфного материала и беспорядочном распределении кристаллической фазы в соответствии с уравнением Д–М–А [4] ее объемная доля

$$\chi(t) = 1 - C_0 \exp[-b_0 \exp(-E_a/kT) t^n],$$

где $\chi(t)$ – доля закристаллизовавшегося объема за время t ; C_0 – исходная доля аморфного материала; b_0 – константа скорости; E_a – энергия активации процесса; k – константа Больцмана ($1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К); T – температура кристаллизации; n – показатель Д–М–А [4].

Объем аморфной фазы в отжигаемых сплавах может быть представлен в координатах $\ln[-\ln(C(t)/C_0)] - \ln(t)$ в виде прямых линий. Их наклон к оси $\ln(t)$ равен показателю n в уравнении Д–М–А. Кристаллизация изучалась на образцах с разной энергией активации E_a , отжиг выполнялся при ранее определенных различных температурах кристаллизации, поэтому пересечение прямых с осью $\ln(t)$ идет в точках, координаты которых соответствуют $\ln(b_0) - E_a/(kT)$. Зная E_a из экспериментов по ДТА (по методу Киссингера), можно рассчитать b_0 . Обработка зависимостей методом наименьших квадратов позволила определить значения показателя n во всех исследованных случаях. Для образцов без АО значения n выше для II сплава: соответственно 2,31 против 1,98. Это свидетельствует о наличии в медленнее закаленном материале существенно большего количества исходных закалочных центров. АО, сопровождаемая аккумуляцией сплавами энергии E_d , ведет со временем к увеличению значений n (при одних значениях E_d больше n свойственны II сплаву). На конечной же стадии АО значения n выходят на уровень ~ 3 (3,09 и 3,02 для I и II сплавов – в соответствии с количеством аккумулируемой E_d).

Значение n увеличивается от ~ 2 и стабилизируется на уровне ~ 3 . Это свидетельствует об образовании кристаллической фазы за счет роста первичных зародышей, радиус которых увеличивается с постоянной скоростью [4]. Частота же образования новых зародышей минимальна и не оказывает влияния на кинетику процесса. Значения n , равные 1,5 и 3, соответствуют первичной и эвтектической кристаллизации. Если данные величины меньше, это означает выраженную направленность роста кристаллов. Переменные значения n свидетельствуют о наложении различ-

ных механизмов кристаллизации в зависимости от степени аккумулируемой сплавом энергии E_d . Полагаем, что возрастание n от 2 до 3 означает при гетерогенном механизме процесса переход от преимущественно поверхностных зародышей к преимущественно объемным.

Расширить представления о влиянии АО на характер последующей кристаллизации аморфизируемых сплавов позволят исследования кинетики зарождения и роста отдельных кристаллических фаз.

Полученный материал явился основой композиционных покрытий, нанесенных методом газопламенного напыления на рабочие поверхности роликов для прокатки катанки круга 5,5 (металлокорд) в сортопрокатном цехе Белорусского металлургического завода. Была изготовлена опытно-промышленная партия роликов (650 штук). Номенклатура прокатных роликов соответствовала рабочим чертежам БМЗ RE+4 (20М. RE4-001), клетки 12, 14, 16, стан 150. Опытные прокатные ролики изготовлены из конструкционной стали 45 с покрытиями рабочих поверхностей сплавами на основе железа с неравновесной структурой толщиной 1,2 – 1,8 мм.

Натурные испытания прокатных роликов велись при скорости движения стального проката 12 – 15 м/с при температуре металла 1100 – 900 °С. При испытаниях проведен контроль уровня физико-механических свойств материалов и специальных эксплуатационных характеристик изделий. Результаты испытаний (табл. 3) свидетельствуют, что материалы покрытий за счет специфической неравновесной структуры, сохраняющейся после напыления и длительное время в условиях эксплуатации, имеют более высокие механические свойства, чем традиционно применяемые на Белорусском металлургическом заводе для изготовления прокатных роликов термообработанные стали 6XB2С, 5XB2С, 250X24B3Т, 60С2, 60С2Г, 40Х. Это обеспечивает увеличение стойкости опытных деталей по сравнению с базовым вариантом в 4,5 раза.

Опытные образцы прокатных роликов могут быть дважды реставрированы без дополнительного нанесения покрытия только за счет переточки и восстановления рабочего профиля. Последующее восстановление изношенных роликов может быть осуществлено путем нанесения покрытия на основу без удаления остатков ранее нанесенного износостойкого слоя.

Использование износостойких покрытий на рабочих поверхностях прокатных роликов (за счет меньшего коэффициента трения по стали) улучшает качество поверхности проволоки металлокорда, при этом снижается степень ее шероховатости. Стоимость опытных деталей ниже по сравнению с базовым вариантом в 1,16 раза.

Технико-экономические показатели прокатных роликов
с аморфизированным покрытием

Контролируемый параметр	Базовый вариант	Опытные образцы
Твердость HRC	55 – 57	58 – 63
Прочность адгезии с основой, МПа	–	220 – 280
Предел прочности при растяжении материала покрытия, ГПа	–	5,1 – 6,3
Относительное удлинение материала покрытия, %	–	2,2 – 4,2
Коэффициент сухого трения по стали	0,19 – 0,21	0,18 – 0,19
Температура эксплуатации, °С	До 400 – 450	До 400 – 450
Стойкость, тонн проката	200	900
Сравнительная себестоимость, у. е.	24,6	21,2

ЛИТЕРАТУРА

1. *Верецагин М. Н., Горанский Г. Г., Голубцова Е. С.* Взаимосвязь структуры и механических свойств аморфных сплавов на железной основе // *Расплавы*. – 1999. – № 4. – С. 40 – 51.
2. *Горанский Г. Г.* О температурной стабильности аморфных материалов на основе железа после атритторного диспергирования // *Мат-лы междунар. науч. шк. «Вибротехнология – 2001»*. – Одесса, 2001. – С. 96 – 98.
3. *Chenal B., Dubois J. M., Bilde A., Venturini G.*, C. R. Acad. Sc. Paris, t. 304, Serie II, № 10 (1987). – P. 501 – 506.
4. Быстрозакаленные металлические сплавы: *Мат-лы V междунар. конф.* / Под ред. С. Штиба, Г. Варлимонта. – М.: *Металлургия*, 1989. – 376 с.

УДК 621.74.669

Г. В. ДОВНАР, канд. техн. наук,
А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук (БНТУ),
Р. Э. ТРУБИЦКИЙ (ЛЛМЗ)

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОТЛИВОК ПОРШНЕЙ ИЗ СПЛАВА АК12ММгН

Исходя из условий работы поршней в современных и перспективных двигателях, общий комплекс требований к материалу для их изготовления можно сформулировать таким образом [1].

1. Материал должен обладать высокой прочностью при комнатной и повышенной температурах.

2. Усталостная прочность материала при повышенной температуре должна обеспечивать безаварийную работу поршней в течение всего срока службы, причем наличие на поршне концентраторов напряжений (острые кромки, канавки и т. д.) ужесточает требования в отношении этой характеристики материала.

3. Материал должен иметь высокую твердость при комнатной и повышенной температурах, причем высокая твердость при комнатной температуре необходима для того, чтобы получать качественные поверхности при механической обработке детали, а горячая твердость, являясь показателем сопротивляемости сплава пластическому деформированию при повышенной температуре, определяет в известной мере увеличение зазора в таких сопряжениях, как кольцо – канавка и бобышка – поршневой палец.

4. Используемый сплав должен иметь высокую теплопроводность.

5. Коэффициент линейного расширения материала должен обеспечивать минимальное изменение зазора между гильзой и поршнем при переходе с одного режима работы двигателя на другой.

6. Используемый материал должен обладать минимальной плотностью, так как масса поршня в значительной мере определяет уровень инерционных нагрузок в кривошипно-шатунном механизме, а следовательно, износ его деталей.

7. В связи с тем что поршень работает в контакте с химически активными газами и маслами, содержащими в ряде случаев различные присадки, материал для его изготовления должен иметь достаточно высокую коррозионную стойкость.

8. Наличие у поршня нескольких сопряжений, являющихся парами трения (юбка – гильза, кольцо – канавка, палец – бобышка), обуславливает требования в отношении достаточной антифрикционности и износостойкости.

9. Наконец, поршневой материал должен быть достаточно дешевым и технологичным, поскольку поршни являются деталями массового производства.

В качестве основного материала для поршней автотракторных двигателей в отечественном и зарубежном машиностроении используются литейные алюминиевые сплавы, которые в настоящее время практически полностью вытеснили применявшийся ранее чугун. Основным преимуществом алюминиевых сплавов по сравнению с чугуном является их высокая теплопроводность, которая обеспечивает снижение температуры поршня с соответствующим уменьшением термических напряжений и опасности закоксовывания колец. Кроме того, существенно меньшая плотность алюминиевых сплавов (почти в 3 раза) дает возможность значительно снизить массу поршней, уменьшив тем самым уровень инерционных сил, воздействующих на другие детали шатунно-поршневой группы.

К недостаткам алюминиевых сплавов по сравнению с чугуном следует отнести их сравнительно высокий КЛР и пониженную износостойкость.

Наиболее широко в качестве алюминиевых поршневых сплавов в отечественном и зарубежном двигателестроении применяются эвтектические и заэвтектические легированные силумины. В силу патентных и конъюнктурных соображений разными странами, фирмами и предприятиями используются сплавы, несколько отличающиеся по концентрации отдельных легирующих элементов, однако практически любой сплав может быть отнесен либо к эвтектическому типа АК12ММгН, либо к заэвтектическому типа АК21М2, 5Н2 [2, 3].

Фазовый состав легированных силуминов представляет собой сочетание твердого раствора на основе алюминия, эвтектических и первичных кристаллов кремния, а также упрочняющих фаз $NiAl_3$, $T(Al_9Cu_3Ni)$, Mg_2Si , $W(Al_xMg_5Si_4Cu_4)$, $(FeNi)Al_9$, $S(Al_2MnCu)$ и др.

Жаропрочность поршневых сплавов зависит не только от их состава, но и от режима предшествующей термической обработки. Она снижается при проведении гомогенизирующего отжига под закалку, что связано прежде всего с устранением микрогетерогенности твердого раствора, а также с разрушением упрочняющих фаз и межкристаллитных прослоек, подавляющих выравнивающую диффузию и тормозящих дислокации.

Рост поршней за счет распада твердого раствора легко устранить, подвергая заготовки поршней термической обработке по режиму старения при температуре, соответствующей максимальной температуре поршня в процессе работы. Однако при этом резко снижается твердость поршневого материала, что отрицательно отражается на его обрабатываемости резанием.

Таким образом, выбор режима термической обработки поршней представляет собой компромиссное решение, в обязательном порядке учитывающее теплонагруженность поршней в процессе работы на двигателе.

Цель настоящей работы – изучение влияния термической обработки на твердость отливок поршней из сплава АК12ММгН. В качестве объекта исследования использовался алюминиевый сплав АК12ММгН следующего состава (по ГОСТ 1583–89), %: кремний – 11 – 13, медь – 0,8 – 1,5, магний – 0,8 – 1,3, никель – 0,8 – 1,3, железо – до 0,7, из которого на Лидском литейно-механическом заводе было изготовлено в кокиле 30 отливок поршней № 53-1004015-20.

После отрезки прибыли и зачистки поверхности на ней замерялась твердость в исходном литом состоянии и после термообработки. Твердость поршней определялась прибором ТШ-2Б при нагрузке 10 кН, диаметре шарика 10 мм и времени выдержки под нагрузкой 30 с. Поршни в процессе термообработки нагревались в лабораторной муфельной электропечи сопротивления марки СНОЛ-1,6-2,5,1,9-И4. Температура в печи устанавливалась в соответствии с задачей эксперимента и автоматически поддерживалась на заданном уровне с точностью $\pm 2^\circ\text{C}$.

Кроме того, производился дополнительный контроль температуры в печи с помощью электронного прибора для термоанализа, разработанного

и изготовленного на кафедре «Металлургия литейных сплавов» БНТУ. Точность замера температуры – $\pm 0,5^{\circ}\text{C}$.

Результаты измерения твердости отливок поршней после литья спустя 2 недели после извлечения из кокиля (89,7 НВ) в сравнении с данными, полученными через 3,5 месяца естественного старения при комнатной температуре (95,0 НВ) и после дополнительного искусственного старения при рекомендуемой температуре 200°C в течение 9 ч (101,0 НВ), показали, что естественное старение приводит к незначительному повышению твердости отливок. Это связано с тем, что при литье в кокиль за счет высокой скорости охлаждения расплава происходит частичное пересыщение твердого раствора алюминия легирующими компонентами без специальной закалки. В результате естественного старения происходят структурные превращения, вызывающие увеличение твердости сплава. Дополнительное искусственное старение приводит к дальнейшему распаду твердого раствора и повышению твердости.

Учитывая большое влияние искусственного старения на повышение твердости сплава по отношению к естественному старению, были проведены исследования влияния различных режимов искусственного старения на твердость поршневого сплава. Температура старения принималась равной 200 , 210 и 220°C при времени изотермической выдержки от 1 до 9 ч. Твердость замерялась последовательно от минимальной до максимальной выдержки в печи. Время старения при этом суммировалось. Исходные литые заготовки также были испытаны через 2 недели после литья непосредственно перед искусственным старением.

Следует отметить, что 63% отливок поршней опытной партии имели твердость после литья менее 90 НВ. При максимальном увеличении их твердости за счет искусственного старения на 13% они приобретали твердость около 100 НВ. Так как по техническим условиям на отливку поршень должен иметь твердость в интервале 100 – 130 НВ, только искусственное старение не гарантирует получение в отливке требуемой твердости.

В связи с этим в следующей части работы исследовалось влияние закалки и старения на повышение твердости отливок из сплава АК12ММгН для разработки новых режимов термической обработки отливок поршней.

В работе [5] рекомендуемый режим Т6 для сплава АК12ММгН предусматривает закалку в горячей воде после выдержки при температуре $510 - 515^{\circ}\text{C}$ в течение 5 – 8 ч и искусственное старение при температуре $200 - 220^{\circ}\text{C}$ продолжительностью 12 – 16 ч.

В данной работе температура нагрева под закалку составляла 500 и 520°C с выдержкой от 1 до 6 ч и охлаждением в воде при температуре 60°C . После закалки производилось искусственное старение при температуре 200°C и выдержке 1 – 9 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Как следует из полученных данных, наиболее эффективным вариантом термообработки по режиму Т6 является закалка после нагрева до темпера-

туры 520°C и выдержки 2 – 3 ч с последующим старением в течение 2 – 3 ч. При этом твердость достигает 138 НВ.

Как отмечалось, упрочнение сплавов после закалки может происходить и без нагрева, т. е. при комнатной температуре. Для изучения влияния продолжительности естественного старения на повышение твердости опытных отливок осуществлялись замеры в течение первого часа после закалки, через день, два дня и 3,5 месяца. Исследования показали, что твердость при этом увеличивается с 84,9 НВ до 101,0 НВ (1 – 2-й день) и до 114,0 НВ (3,5 месяца).

Из результатов видно, что искусственное старение, вызываемое повторным нагревом отливок, можно не производить, если имеется технологическая возможность выдержки отливок после закалки в течение нескольких месяцев.

В литературе имеются сведения [4, 5], что при литье в кокиль можно осуществлять подкалку образцов, охлаждение их сразу после извлечения из формы в воде. Поэтому в данной работе исследовался и этот вариант термообработки. Его положительная реализация дает максимальную экономию энергии.

Учитывая, что средняя температура извлекаемых из кокиля отливок поршней составляет 350°C, поршни закаливались в воде от температур 250, 300, 350 и 400°C. Старение проводилось при температурах 180 и 200 °С в интервале 2 – 6 ч.

Моделирование процессов структурных превращений в поршнях, получаемых на кокильных машинах нагревом их от комнатной температуры до возможных температур извлечения из формы с последующими закалкой и старением, не дало положительных результатов; твердость даже снизилась, что связано, вероятно, с недостаточным временем для растворения упрочняющих элементов в твердом растворе алюминия и наличием более равновесного структурного состояния, чем в реальных условиях.

Совершенно иные результаты были получены после проведения экспериментов, сопровождающихся не нагревом поршней, а их охлаждением с более высоких (критических) температур до температур закалки. Нагрев в этом случае осуществлялся до 520°C, затем отливки выдерживались при этой температуре 3 ч, далее нагревались до 540°C, выдерживались 40 мин, извлекались из печи и охлаждались на воздухе до температур закалки. Для получения максимальной твердости использовалось старение при температуре 180°C вместо 200°C, принятых ранее.

Исследования, проведенные с использованием моделирования, имитирующего процессы структурных превращений при охлаждении поршней в кокиле, показали, что подкалка в воду горячих поршней при температуре их извлечения из формы в интервале 350 – 400°C может обеспечить получение после искусственного старения (180°C, 5 ч) твердости 114 – 128НВ, что в среднем на 57% выше исходного значения и позволяет от-

казаться от закалочных печей и печей старения (при естественном старении).

Заводские испытания подтвердили лабораторные исследования.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Гериман Г. Б., Ротенберг В. А., Бурхина А. Н.* Основные направления совершенствования литейных алюминиевых сплавов для ответственных деталей двигателей и тракторов. — М.: ЦУНИИТЭИтракторсельмаш, 1978. — 43 с.
2. *Bohrle M.* MTZ. — 1969. — № 9. 12. — С. 344, 472.
3. *Anderko K., Eisenblater I.* Giesserei. — 1973. — №11. — С.329.
4. *Аристова Н. А., Колобнев И. Ф.* Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1977. — 143 с.
5. *Колобнев И. Ф.* Термическая обработка алюминевых сплавов. — М.: Металлургия, 1961. — 413 с.

УДК 669.141.25

Н. Ф. НЕВАР, канд. техн. наук.
Ю. Н. ФАСЕВИЧ (БНТУ)

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК БОРА НА ТРЕЩИНОУСТОЙЧИВОСТЬ, СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ

Для получения высококачественных отливок при плавке и заливке легированных сталей необходимо разработать режимы обработки металла добавками, обеспечивающими существенное понижение пленообразования, получение равноосной структуры, минимальное содержание и равномерное распределение неметаллических включений, уменьшение кристаллизационных трещин и благоприятное распределение упрочняющей карбидной фазы.

В качестве добавок был выбран легирующий комплекс материалов, включающий бор. Опыты показали, что введение в металл 1 — 6% В приводит к понижению склонности металла к пленообразованию, что при обычной плавке и заливке металла в холодные песочно-глинистые формы дает возможность получить отливки без спаев и плен. При этом отмечается понижение степени загрязненности металла неметаллическими включениями. Наиболее эффективна в этом отношении совместная обработка металла кальцием (Ca), церием (Ce) и бором (B).

В сложнолегированных сталях кислород и азот находятся в связанном состоянии, поэтому анализ содержания газов методом вакуум-плавления характеризует главным образом загрязненность металла неметаллическими включениями.

При добавках бора образуются его оксиды, находящиеся в жидком состоянии при температурах раскисления и заливки и обладающие низким удельным весом. Продуктами взаимодействия церия в расплаве являются оксиды и нитриды с пониженной смачиваемостью металла, а также туго-

плавкие сульфиды церия. Для устранения образования неметаллических включений и их беспорядочного распределения в структуре отливок необходимо проводить дополнительное рафинирование металла [1].



Рис. 1. Микроструктуры сплавов с применением добавок бора:
а – 0,5 – 1,5% В; б – 2 – 4% В; в – 4 – 6% В

Макроструктура стали без добавок бора характеризуется крупным транскристаллическим строением. Добавки бора приводят к заметному изменению морфологии структуры стали. Так, при введении его в относительно небольших количествах (0,5 – 1,5%) структура представляет собой зерна феррита, по границам которых отдельными локальными участками располагается боридная эвтектика (рис. 1, а). Повышение содержания (в пересчете на чистый бор 2 – 3,5%) приводит к увеличению площади участков боридной эвтектики и смыканию их между собой. В данном случае наблюдается характерная для литого сплава дендритная структура. Увеличение содержания бора до 4% ведет к образованию в структуре сплава боридной эвтектики (рис. 1, б) с вкраплениями отдельных мелких зерен перлитного характера. Появление такой структурной составляющей объясняется вытеснением углерода из зон, занимаемых боридной эвтектикой, вследствие чего повышается его концентрация в аустените. В результате добавки бора до 6% в сплаве происходит образование структуры практи-

чески эвтектического состава, состоящей из боридов железа, перлита и технологических добавок необходимых элементов.

В перлит входит борцементитная фаза $Fe_3(C, B)$, в которой, согласно [2, 3], бор замещает до 70 – 80% углерода. Эвтектика в местах стыка имеет ячеистую структуру (рис. 1, в). Такое изменение характера строения локальных участков эвтектики можно объяснить выделением теплоты кристаллизации, уменьшением степени переохлаждения расплава и скорости кристаллизации в этих зонах [4]. Дальнейшие исследования показали, что наиболее существенное уменьшение зоны транскристаллизации и измельчение кристаллов наблюдается при комплексной добавке бора и церия – 2,5 и 0,15% соответственно.

При добавках бора в указанных выше количествах также отмечается наиболее последовательное и эффективное повышение трещиностойкости. На рис. 2 показано влияние добавок бора на трещиностойкость стали, определенную на кольцевой технологической пробе с тепловым узлом (рис. 3) путем анализа площади образующихся горячих трещин. Заливка технологических проб осуществлялась при температуре 1480 – 1520°C на металлических стержнях. Диаметр стержня для данной серии сплавов составляет 55 мм.

Анализ полученных результатов позволил установить, что трещиностойкость стали повышается настолько, что практически выходит за пределы чувствительности пробы [5]. Такое резкое повышение происходит за счет одновременного уменьшения содержания неметаллических включений, а также их более равномерного распределения и устранения скоплений карбидов по границам зерен [6].

Добавки бора оказывают положительное влияние на трещиностойкость при введении его в количествах 2 – 4%. Понижение трещиностойкости при введении бора в больших количествах вызвано крупными выделениями избыточной фазы по границам кристаллитов.

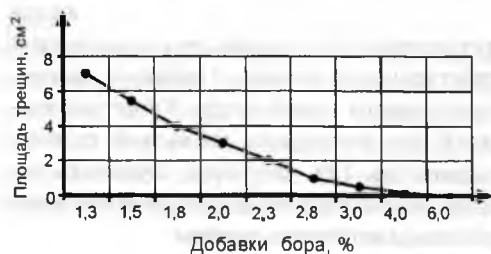


Рис. 2. Влияние добавок бора на трещиностойкость стали



Рис. 3. Кольцевая технологическая проба для определения склонности сплава к образованию трещин

На основании результатов исследований можно рекомендовать введение в расплав легирующего комплекса, состоящего из 0,1% Са, 0,15% Се и 2,5% В, как оптимального для комплексного улучшения структуры, литейных и эксплуатационных свойств литой стали. Наряду с применением ряда технологических мероприятий при заливке это дает возможность получать отливки сложной конфигурации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев Б. Б. Теория литейных процессов: Учеб. пособие для вузов. – Л.: Машиностроение, 1976. – 216 с.
2. Бор, его соединения и сплавы / Г. В. Самсонов, Л. Я. Марковский, А. Ф. Жигач, М. Г. Валяшко; Под общ. ред. Г. В. Самсонова. – Киев: АН УССР, 1960. – 590 с.
3. Гальдитейн Я. Е., Мизин В. Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
4. Винаров С. Н. Свойства конструкционной стали с бором. – М.: Оборонгиз, 1955. – 325 с.
5. Бабаскин Ю. З. Структура и свойства литой стали. – Киев: Наук. думка, 1980. – 240 с.
6. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов: Учеб. для вузов. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.

УДК 621.793

В. М. КОНСТАНТИНОВ, канд. техн. наук,
В. И. СОРОГОВЕЦ, канд. техн. наук,
Т. В. БОРОВИЦКАЯ (ПГУ*)

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЧУГУННЫХ ДЕТАЛЕЙ ДРОБЕМЕТНЫХ УСТАНОВОК ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАЗМЕННЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Детали дробеметных установок работают в жестких условиях ударного газообразивного изнашивания. Традиционным материалом для них являются белые износостойкие чугуны. Однако вследствие того что эти детали дорогостоящи и, как правило, изготавливаются в России, ряд предприятий предпочитает производить их собственными силами. Наиболее распространенным сплавом в этом случае является серый чугун. Катастрофически низкая стойкость таких деталей компенсируется их низкой стоимостью и большими объемами производства. Так, например, стойкость лопатки из серого чугуна, отлитой на Полоцком заводе сельхозоборудования (ПЗСО), составляет 3 – 6 ч работы, а стойкость дробеметной камеры, произведенной на ОАО «Минский подшипниковый завод» (ОАО МПЗ), – 2 – 3 смены. В то же время следует отметить, что применение серого чу-

* Полоцкий государственный университет.

гуна с технологической точки зрения оправданно благодаря высокой технологичности и низкой стоимости. Есть основание полагать, что значительная часть машиностроительных предприятий сталкивается с отмеченной задачей, решая ее доступными методами. Таким образом, проблема экономически и технически эффективного упрочнения чугуновых деталей дробетных установок весьма актуальна для литейных участков и производств Беларуси.

Классификация методов поверхностного плазменного упрочнения деталей. Важным резервом экономии материальных и трудовых ресурсов является применение поверхностного упрочнения концентрированными источниками нагрева, позволяющего резко повысить срок службы изделий, улучшить их эксплуатационные характеристики, снизить производственные затраты [1]. Распространенной технологией поверхностного упрочнения является лазерное, однако большой ее недостаток – высокая стоимость. В связи с этим актуальна разработка методов поверхностного упрочнения концентрированными потоками энергии, имеющими близкие к лазерным технические характеристики, но на порядок меньшую стоимость. К таким источникам следует отнести в первую очередь плазменное поверхностное упрочнение.

Основной отличительной особенностью методов поверхностного упрочнения концентрированными источниками нагрева является возможность получения скоростей нагрева и охлаждения материалов, на несколько порядков превышающих значения, характерные для традиционных методов упрочнения (печной закалки, закалки ТВЧ, газопламенной закалки и др.).

Классификация возможных способов упрочнения поверхностей деталей концентрированными источниками приведена в табл. 1.

Традиционно основное внимание исследователей сосредоточено на процессах плазменной закалки и химико-термической обработки стальных деталей (способы a_3 , c_3 , табл. 1). Оплавление поверхности детали при этом недопустимо и рассматривается как брак [2]. Значительно меньше работ посвящено плазменному переплаву поверхности. В этом случае локальное оплавление рабочей поверхности приводит к формированию на ней отбеленного слоя с дисперсной дендритной структурой (способ a_4 , табл. 1). При этом скорость охлаждения расплава составляет примерно 10^4 °C/с, что и обуславливает высокую степень дисперсности закристаллизовавшейся структуры. Следует отметить, что структуры оплавленной зоны при плазменном и лазерном упрочнении близки, что делает предпочтительным плазменное оплавление. Определенное применение нашли способы лазерного и плазменного оплавления газотермических покрытий (способы b_2 и b_4 , табл. 1). Однако сложность этой технологии ограничивает ее промышленное использование.

Наиболее эффективно, по мнению авторов, плазменное упрочнение с оплавлением чугуновых деталей (способ a_4 , табл. 1). В этом случае воз-

можно получение отбеленного слоя с высокой износостойкостью. Дополнительное легирование переплавляемого слоя (способ c_4 , табл. 1) открывает широкие возможности синтеза отбеленного слоя требуемого уровня свойств.

Таблица 1

Классификация способов воздействия концентрированных источников энергии на поверхности стальных и чугуновых деталей

Источник нагрева, характеристика воздействия (1, 2, 3, 4)		Объект воздействия (a, b, c)		
		Поверхностный слой детали без дополнительного легирования (a)	Нанесенное покрытие на детали (b)	Поверхностный слой детали с дополнительным легированием (c)
Лазерный луч	Быстрый нагрев и охлаждение без оплавления (1)	Лазерная закалка сталей и сплавов (a_1)	Лазерное термочаглощение наплавленных слоев (b_1)	—
	Нагрев с оплавлением поверхности (2)	Лазерное оплавление сталей и чугунов (a_2)	Лазерное оплавление газотермических порошковых покрытий (b_2)	Лазерное легирование поверхности сплавов (c_2)
Плазменная дуга	Нагрев и охлаждение без оплавления (3)	Плазменная закалка высокоуглеродистых сталей (a_3)	—	Плазменная химико-термическая обработка сталей (c_3)
	Нагрев с оплавлением поверхности (4)	Плазменный переплав поверхности сталей и чугунов (a_4)	Плазменное оплавление газотермических порошковых покрытий (b_3)	Плазменное оплавление с дополнительным легированием (c_4)

Исследование поверхностного плазменного оплавления чугуновых деталей без дополнительного легирования. Термическое воздействие на поверхность чугуновой детали высококонцентрированным источником энергии является сложным комплексным физико-химическим процессом. Неравновесная эвтектическая кристаллизация переплавленного слоя, структурные изменения в зоне термического влияния, высокий температурный градиент – все это обуславливает сложность процесса. В общем случае макроструктура полученного слоя состоит из двух основных зон: переплавленного эвтектического слоя и зоны термического влияния (рис. 1).

Из всех факторов плазменного оплавления наибольшее влияние оказывает сила тока плазменной дуги. Предварительные опыты позволили определить целесообразный диапазон исследований: 50 – 200 А при линейной скорости перемещения источника 13,5 – 200 мм/мин [3]. Установ-

лено, что при увеличении силы тока глубина и ширина модифицированного слоя возрастают. Величина проплавления серого слоя в изучаемом случае может достигать 20 мм (рис. 2). При больших токах и высоких скоростях перемещения плазмотрона процесс протекает крайне нестабильно. При увеличении скорости перемещения плазмотрона более 200 мм/мин он переходит в автоколебательный режим.

При металлографическом исследовании шлифов и изломов чугунных образцов различного состава после плазменного оплавления было установлено, что получение отбеленных слоев без трещин возможно при предварительном подогреве свыше 300°C. Переплавленный слой имеет твердость HV 550 – 600 и структуру, характеризующуюся большой гетерогенностью, состоящую из квазиледебурита, цементита, карбидов, мартенсита, остаточного аустенита, бейнита, сорбита, графита в различных соотношениях и количествах в зависимости от вида чугуна и режимов обработки.

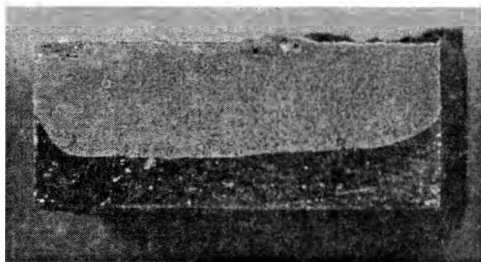


Рис. 1. Слой, полученный оплавлением поверхностного слоя чугуна СЧ-20 плазменной дугой

Зона термического влияния представляет собой разорванную цементитную сетку, мартенсит, остаточный аустенит, троостит, троостосорбит, переходящий в перлит (исходная структура). Микротвердость оплавленной поверхности составляет 6300 – 7000 МПа (оплавление с подогревом) и 7000 – 9000 МПа (без подогрева).

Проведенные исследования позволили определить оптимальный режим плазменного оплавления чугунных деталей: $I = 70 - 90$ А, $v = 100 - 150$ мм/мин. При этих режимах было выполнено упрочнение пар-

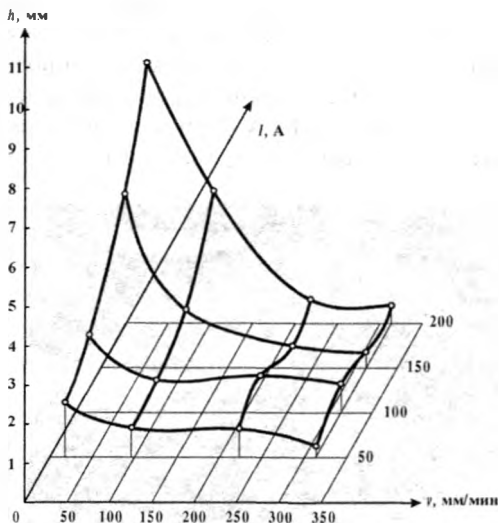


Рис. 2. Влияние силы тока и скорости перемещения плазмотрона на глубину зоны термического влияния

тии чугуновых дробеметных камер на МПЗ. Производственные испытания показали 10-кратное повышение срока службы (табл. 2).

Таблица 2

Технико-экономические показатели плазменного упрочнения дробеметной камеры на ОАО «Минский подшипниковый завод»

Показатель	Дробеметная камера без упрочнения	Дробеметная камера, упрочненная плазменным оплавлением поверхностного слоя
Твердость рабочей поверхности	200 – 250 НВ	50 – 65 HRC,
Период стойкости в условиях нормальной эксплуатации, сут.	3	30 – 45
Годовая потребность, шт.	400	30 – 40

Анализ изношенной поверхности упрочненных камер обнаружил следы хрупкого разрушения (рис. 3). Отбеленный слой обладает повышенной хрупкостью за счет формирования значительных внутренних напряжений, микротрещин и наличия цементитной структуры. Закономерным в этой ситуации представляется дополнительное легирование переплавленного слоя как карбидо- и боридообразующими элементами, так и аустиенизирующими.

Исследование процесса поверхностного плазменного легирования чугуна. Поверхностный переплав чугуна с легирующими порошками позволяет придать упрочняющему слою повышенные физико-механические свойства. Авторы работы [4] для этих целей предложили использовать чистые порошки Cr, Ni, V. Однако их высокая стоимость и отсутствие в Беларуси их собственного производства снижают эффективность упрочнения.

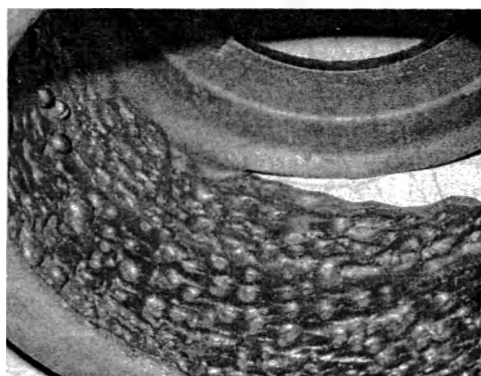


Рис. 3. Упрочненная поверхность дробеметной камеры после 30 суток эксплуатации

В работе в качестве легирующих порошков обмазки применяли самофлюсующийся порошок на никелевой основе ПГ-10Н-01 и порошок из стружки белого чугуна ИЧХ28Н2, диффузионно-легированный бором [5]. Первоначально было изучено влияние толщины легирующей обмазки на степень упрочнения слоя, показателем чего была его твердость. Установлен экстремальный характер влияния толщины обмазки на твердость переплавленного слоя.

Пики экстремума исследуемых порошков не совпадают. Первоначальное резкое повышение твердости обусловлено легирующим влиянием обмазки. В результате плазменного переплава в этом случае формируется слой белого чугуна, дополнительно легированного никелем и хромом.

При экстремальной твердости слоя его расчетный химический состав следующий, % (по массе): 10 – 15 Ni, 3 – 5 Cr, 0,5 – 1,0 Si, Fe – остальное. Дальнейшее уменьшение твердости слоя при повышении толщины обмазки обусловлено снижением доли железа и углерода при увеличении никеля. Начиная с толщины обмазки 0,4 мм, правомерно говорить не о легировании переплавленного слоя чугуна, а о традиционной наплавке слоя самофлюсующегося порошка. При этом резко возрастает расход порошка. Для порошка ПГ-10Н-01 оптимальная толщина легирующей обмазки составляет 0,1– 0,3 мм. Последующее увеличение толщины обмазки нецелесообразно как с технической, так и с экономической точки зрения. Для легирующей обмазки из порошка ИЧХ28Н2Р4 обнаружено смещение пика экстремума, обусловленное меньшим воздействием его легирующих элементов. Однако твердость слоя в области оптимальных толщин обмазки выше. Это связано с более высокой концентрацией карбидообразующих элементов, в частности хрома, в переплавленном слое. По химическому составу этот слой близок к хромистым износостойким чугунам. Оптимальная толщина обмазки в этом случае составляет 0,40 – 0,55 мм.

Получаемые структуры переплавленного слоя разнообразны – от доэвтектических до заэвтектических (рис. 4). Они зависят от количества и качества вводимого порошка. При минимальном количестве легирующего порошка формируется ледебуритная структура с ярко выраженным дендритным строением (рис. 4, б). Увеличение количества легирующего порошка изменяет структуру. Количество избыточных фаз увеличивается (рис. 4, а, б). Они имеют преимущественную ориентацию в направлении теплоотвода – перпендикулярно к подложке. В ряде случаев в структуре присутствуют фрагменты нерастворенного графита. Общая особенность анализируемых структур – высокая дисперсность структурных составляющих и метастабильность структуры. Карбидная фаза присутствует как в виде призматических обособленных борокарбидов, так и карбидной сетки.

Следующим этапом исследований стали производственные испытания изготовленных образцов в дробеметной камере Полоцкого завода сельхозоборудования.

Установлено, что уровень износостойкости упрочненных образцов, дополнительно легированных порошком ИЧХ28Н2Р4, в 1,4 раза выше, чем образцов с легированием порошком ПГ-10Н-01 (табл. 3).

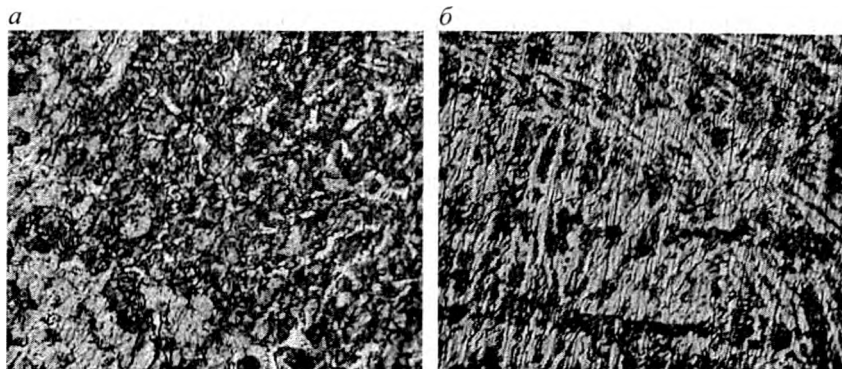


Рис. 4. Микроструктуры оплавленных покрытий плазменной дугой на сером чугуна при толщине переплавленного слоя:
 а – 0,6 мм; б – 0,8 мм

Таблица 3

Результаты испытаний образцов на износостойкость
 в дробеструйной камере ПЗСО, $t_{исп} = 28$ мин

Легированный порошок	Твердость HRC ₃	Потеря массы образцов Δm , г	ϵ , мин/г
ИЧХ28Н12	60±2	0,5207	53,77
	55±5	0,4078	68,66
	57±3	0,3687	75,94
	55±5	0,4652	60,19
	57±3	0,5306	52,77
	60±2	0,5503	50,88
	60±3	0,5489	51,01
	62±3	0,7416	37,36
ПГ-10Н-01	58±2	0,7897	35,46
	58±2	0,5899	47,46
	55±1	0,7195	38,92
	58±2	0,7717	36,28
	58±2	0,8849	31,65
	58±2	0,6386	43,85
	52±2	0,7842	35,17
	54±3	0,7045	39,74

Таким образом, плазменное легирование с оплавлением чугуновых деталей открывает широкие возможности синтеза износостойких слоев, аналогичных по свойствам белым износостойким чугунам. Регулируя качество и количество вводимого порошка, можно в широком диапазоне варьировать химический состав и уровень свойств слоя.

Применение в качестве присадочных материалов традиционных наплавочных порошков нецелесообразно. Перспективны для этих целей стружечные высоколегированные металлоотходы, дополнительно легированные диффузионным методом. Определенный интерес представляет использование ферросплавов.

Разработан и внедрен технологический процесс плазменного упрочнения чугуновых деталей дробеметных установок. Применение упрочненных дробеметных камер на МПЗ позволило повысить срок их службы в 10 раз при одновременном снижении потребности в них в 9 – 10 раз.

Работа выполнена по заданию 03.06.01 межвузовской программы фундаментальных исследований «Металлургические процессы».

ЛИТЕРАТУРА

1. *Спиридонов Н. В., Кобяков О. С., Куприянов И. Л.* Плазменные лазерные методы упрочнения деталей машин / Под ред. В. Н. Чачина. – Мн.: Выш. шк., 1988. – 155 с.
2. Плазменное поверхностное упрочнение / Л. К. Лещинский, С. С. Сомотучин, Н. И. Пирч, В. И. Комир. – Киев: Техника, 1990. – 109 с.
3. *Сороговец В. И.* Исследование процесса плазменного поверхностного переплава серого чугуна // Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин. – Новополоцк, 1999. – С.36 – 39.
4. Износостойкость слоя поверхностного переплава чугуна с легирующими порошками / В. И. Турыгин, А. Г. Клабукав, М. И. Мясин, Л. Ф. Глухова. – Деп. в ВИНТИ 12.03.91, № 1084-В91.
5. Пат. РБ № 3207, МКИ 6В22F 1/02, 9/16. Способ нанесения диффузионных покрытий на металлические порошки, преимущественно для наплавки.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.771.25.04.001.5

А. А. ГОРБАНЕВ, канд. техн. наук,
Б. Н. КОЛОСОВ, канд. техн. наук,
С. М. ЖУЧКОВ, д-р техн. наук,
В. В. ЖИГУЛИН, Б. Ф. МАРЦИНИВ, канд. техн. наук
(Институт черной металлургии НАН Украины)*

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЯ ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА 150*

Первый в отрасли проволочный стан 150 был построен в 1979 г. на Белорецком металлургическом комбинате, крупнейшем поставщике канатов, метизов и различной проволоки – кордовой, сварочной, инструментальной, пружинной, игольчатой из углеродистых сталей, а также легированных типа 70ХГФАШ, 60С2ХА, 51ХФА, 12Х13, Х18Н10Т, 20Г2Р, ШХ15 и других для изготовления деталей ответственного назначения.

Стан производил 450 тыс. т в год катанки диаметром 5,5 – 10 мм в мотках массой до двух тонн.

Оборудование было поставлено фирмой СКЕТ ГМБХ (Германия) по кооперации СЭВ в следующем составе: печь с шагающим подом, рассчитанная на нагрев заготовки сечением 200×200 мм, длиной 5,6 – 7,0 м, производительностью 60 т/ч (поставщик завод ДЗМО, г. Днепрпетровск).

Все основное оборудование расположено на отметке +5 м.

Головная часть стана – непрерывные, работающие в одну нитку группы, в состав которых входили:

- обжимная группа «650» – шесть клетей и две термофрезерные машины для зачистки заготовок (поставщик фирма ЖДЯС);
- черновая группа «450» – пять клетей;
- первая промежуточная группа «375» – шесть клетей;
- проходная роликовая печь для подогрева раскатов и накопления их для организации дальше по стану прокатки в две нитки;
- вторая промежуточная группа «315» – шесть клетей, прокатка в две нитки.

* В работе принимали участие: Е. А. Евтеев, А. Т. Филиппов, В. М. Беленко, И. В. Бутырский, А. М. Юнаков, А. П. Киселев, В. А. Пирогов, Р. Шмидт, Е. А. Мамыкин, А. Н. Хисматулин, М. И. Косарев, Н. А. Клековкина, С. А. Терских, В. В. Покачалов, В. И. Зюзин, Б. Г. Подольский и др.

Головная часть стана: маятниковые, разрывные, кривошипно-рычажные, кривошипные ножницы для зачистки концов заготовок и аварийной порезки, а также петлеобразователь и две стрелки для оперативной организации загрузки обеих ниток.

Хвостовая часть стана – две одноплеточные линии, каждая из которых имела следующее оборудование:

- чистой десятиклетевой блок 215/170 (специальный, вытяжка 5,6), рассчитанный на прокатку катанки 5,5 и 6,5 мм со скоростью до 50 м/с с петлеобразователем перед ним и блоком ножниц;

- линия водяного охлаждения катанки водой давлением 12 бар;

- ножницы для удаления заднего конца раската;

- трайбаппарат и виткоукладчик;

- линия воздушного охлаждения катанки «стандартный Стелмор», оснащенная сетчатым транспортером длиной 70 м без утеплительного тоннеля, на котором витки катанки, перемещаясь с регулируемой скоростью 0,1 – 1,0 м/с, охлаждались снизу вентиляторным воздухом, подаваемым по тоннелям на обе нитки от 10 расположенных последовательно вентиляторов суммарной мощностью 850 тыс. м³/ч с нерегулируемой частотой вращения приводов.

Передовая на то время технология, освоенная впервые в отрасли в начале 80-х годов, позволила получать канатную и конструкционную катанку из углеродистых сталей по ТУ 14-15-113-82 с качеством на уровне повышенных требований потребителей внутреннего рынка и достичь снижения затрат при ее переработке.

Несмотря на то что установки «стандартный Стелмор» предназначены только для ускоренного охлаждения катанки воздухом со скоростью 5 – 10 °С/с и дают удовлетворительные результаты по микроструктуре и механическим свойствам для катанки из углеродистой стали, комбинат, идя навстречу потребителям, производил на стане 150 катанку из сталей специального назначения, легированных кремнием, марганцем, хромом, требующих замедленного охлаждения. При этом требования потребителей по микроструктуре и механическим свойствам выполнялись с некоторыми оговорками, так как применение утеплителей сетчатого транспортера кустарного изготовления позволяло только незначительно понизить скорость охлаждения витков. Прокатка катанки из сталей 51ХФА, 60С2, СВ08Г2С, ШХ15 проводилась с потерей производства в 1,5 – 2,0 раза, поскольку сетчатый транспортер разогревался и удлинение сетки приводило к отказам в работе.

Традиционная технология охлаждения катанки по способу Стелмор, применяемая на современных проволочных станах, за 30 лет не претерпела существенных изменений. Появились линии «замедленный Стелмор» для охлаждения низкоуглеродистой катанки, имеющие большую протяженность, что потребовало увеличения капитальных и эксплуатационных затрат. Велись разработки линий небольшой длины, в которых для увели-

чения скорости охлаждения применяли инфразвук, однако эти установки можно использовать только для углеродистых сталей, требующих ускоренного охлаждения, т. е. на узкоспециализированных станах.

Анализ технологического оборудования, применяемого в других областях прокатного производства для охлаждения проката в защитной и восстановительной атмосфере, показал, что разработанные ВНИИМТ, Уралгипрометом и Стальпроектом установки охлаждения проката высокоскоростными газовыми струями успешно эксплуатируются при охлаждении труб в мотках на Первоуральском трубном заводе, полос на Верх-Исетском заводе и УЗПС, листа на ММК и других заводах. А это значит, что в случае разработки соответствующих конструкций для условий охлаждения витков катанки на роликовом транспортере появляется возможность осуществления ускоренного или замедленного охлаждения, необходимого для получения катанки различного назначения с заданными микроструктурой и свойствами.

Лабораторные исследования, проведенные на стендах ИЧМ, показали, что при использовании высокоскоростных газовых струй при соответствующих сопловой системе и конструкции блоков струйного охлаждения можно охлаждать катушку со скоростями от 1 до 50 °С/с, т. е. в более широких пределах, чем на существующих линиях Стелмор. Это открывает кроме всего прочего возможности получения катанки с новыми свойствами, например высокоуглеродистой катанки с высокими пределом прочности и пластическими свойствами для производства высокопрочной арматурной проволоки без промежуточного патентирования; катанки из низколегированной стали для холодной деформации, имеющей структуру ферритной матрицы с равномерно распределенными включениями мартенсита и низким отношением предела текучести к пределу прочности и т. д. Высокие скорости охлаждения воздухом позволяют снижать градиент падения температуры на линии водяного охлаждения и получать более равномерные свойства по сечению катанки и легкотравимую окалину, состоящую на 75 – 80% из FeO.

Учитывая технологические возможности охлаждения с применением высокоскоростных газовых потоков для широкого марочного сортамента стана, опыт ВНИИМТ в разработке вентиляторов, а также для экономии валютных средств при намеченной ранее реконструкции стана 150, комбинат принял решение установить на участке виткообразователь – виткосборник отечественное оборудование, разработанное с учетом особенностей технологии и расположения оборудования хвостовой части стана, приняв за аналог линию охлаждения стана 320/150 БМЗ [1]. Работы по реконструкции стана 150 были начаты комбинатом в 1992 г. совместно с ИЧМ, ВНИИМТ и Уралгипрометом, а также с генеральным проектировщиком – Челябингипрометом и поставщиком основного оборудования – фирмой СКЕТ ГМБХ (Германия).

Цель реконструкции – модернизация оборудования и совершенствова-

ние технологии, обеспечение производства 550 тыс. т в год катанки диаметром 5,5 – 10,0 мм и мелкосортного проката диаметром 10 – 16 мм высокого качества широкого марочного сортамента, который не освоен на высокоскоростных проволочных станах в СНГ и за рубежом. Стан остается двухниточным, рабочая скорость прокатки повышается до 70 м/с.

При реконструкции хвостовой части стана была предусмотрена установка нового технологического оборудования на участке от стрелки за второй промежуточной группой до шахты виткосборника включительно. Стан оснащается системой управления технологическим процессом через ЭВМ и персональные компьютеры.

Установка новых блоков фирмы СКЕТ (блок 6-го поколения) специального исполнения (суммарная вытяжка в 10 клетях – 5,6) позволяет решить две задачи:

- повысить работоспособность оборудования в условиях переработки сталей с различным сопротивлением деформации при высоких скоростях прокатки за счет конструктивных особенностей зубчатых передач и кинематической схемы привода;

- получить гарантированную точность размеров профиля готового проката в соответствии с требованиями ГОСТ 2590 – 88 для класса А (для катанки – $\pm 0,15$ мм при овальности до 0,15 мм) при условии съема около 400 т на один сошлифованный слой валковых шайб.

Оборудование новых линий воздушного охлаждения, разработанных с учетом особенностей сортамента и реальных площадей стана, позволяет выпускать продукцию, конкурентоспособную на мировом рынке, и избежать при этом затрат на приобретение импортного типового оборудования, которое заведомо не обеспечит требований потребителей на освоенную и новую продукцию в условиях современного рынка.

Отличительной особенностью новых линий являются камеры струйного охлаждения конструкции ВНИИМТ с блоками различного типа, в которых можно изменять интенсивность охлаждения от непрерывного ускоренного со скоростью до 50 °C/с до замедленного с изотермической выдержкой при температуре 550 – 650°C, что повышает их технологическую гибкость до уровня, не достигаемого даже на линиях «замедленный Стелмор» [2, 3].

Наличие конвективного термостата в камере струйного охлаждения (КСО) (5 блоков каждой линии оснащены специальными циркуляционными вентиляторами) в сочетании с блоками интенсивного и ускоренного охлаждения позволяет организовать процесс воздушного патентирования большинства видов продукции марочного сортамента стана. При этом охлаждение воздухом с высокими скоростями вначале обеспечивает требуемое переохлаждение аустенита и сохраняет мелкодисперсную структуру, а изотермическая выдержка обеспечивает отсутствие подкалки, а также:

- для низкоуглеродистой катанки, идущей на волочение, – низкий предел прочности и высокую пластичность;

- для двухфазных сталей типа СВ08Г2С – равномерную феррито-мартенситную структуру и отношение предела текучести к пределу прочности, равное 0,5 – 0,6, что повышает технологичность при переработке;

- высокие скорости охлаждения до начала структурных превращений при производстве катанки из стали ШХ15 сохраняют мелкодисперсную структуру и подавляют карбидную сетку, а изотермическая выдержка обеспечивает полный распад аустенита в сорбитообразный перлит и исключает возможность образования бейнита и мартенсита;

- изотермическая выдержка при заданных температурах эффективна также при производстве катанки из сталей с высокой устойчивостью аустенита, например 51ХФА, 70ХГФАШ и др.;

- при производстве катанки из углеродистых сталей (канатные и конструкционные) получение структуры сорбитообразного перлита. Кроме этого, возможность быстро проходить интервал температур 600 → 200°С при окончательном охлаждении способствует получению слоя окалина на поверхности, состоящего из вюстита, который легко удаляется при подготовке катанки к волочению.

Наличие более интенсивного охлаждения в начале линии (блоки 1 – 3) открывает возможность производства продукции со свойствами, не достижимыми на действующих линиях:

- для катанки диаметром 5,5 – 8,0 мм из сталей 75 – 85 получать предел прочности до 1300 Н/мм², что позволяет производить высокопрочную арматурную проволоку по ГОСТ 7348 – 81, пружинную проволоку и другую продукцию, минуя патентирование;

- для катанки из коррозионно-стойких сталей аустенитного класса типа Х18Н10Т повысить пластические свойства и уменьшить предел прочности за счет последеформационной выдержки (охлаждение с высокой температуры начиная с блока № 3) и закалки (ускоренное охлаждение всеми остальными блоками линии).

Схема расположения оборудования линий двухстадийного охлаждения катанки после реконструкции стана 150 показана на рис. 1.

Оборудование линий воздушного охлаждения проката учитывает необходимость повышения равномерности микроструктуры и механических свойств по длине мотка. Для этого сопловые доски блоков № 1 – 3 КСО обеспечивают дифференцированную подачу воздуха по ширине транспортера (больше к местам скопления витков), а система управления приводом роликового транспортера имеет возможность регулировки скорости рельгангов по секциям, что обеспечивает растягивание спирали витков и смешение «горячих точек» в местах перекрещивания последних.

Технологическое задание на реконструкцию хвостовой части стана 150 БМК с использованием камер струйного охлаждения выдано ИЧМ 15.06.1992 г. Производительность стана после реконструкции – 550 тыс. т в год; размерный сортамент – катанка диаметром 5,5 – 9,0 мм и мелко-сортный прокат диаметром 10 – 16 мм; скорость прокатки – до 75 м/с; точность готового профиля – в соответствии с классом А и Б (ГОСТ 2590 – 88).

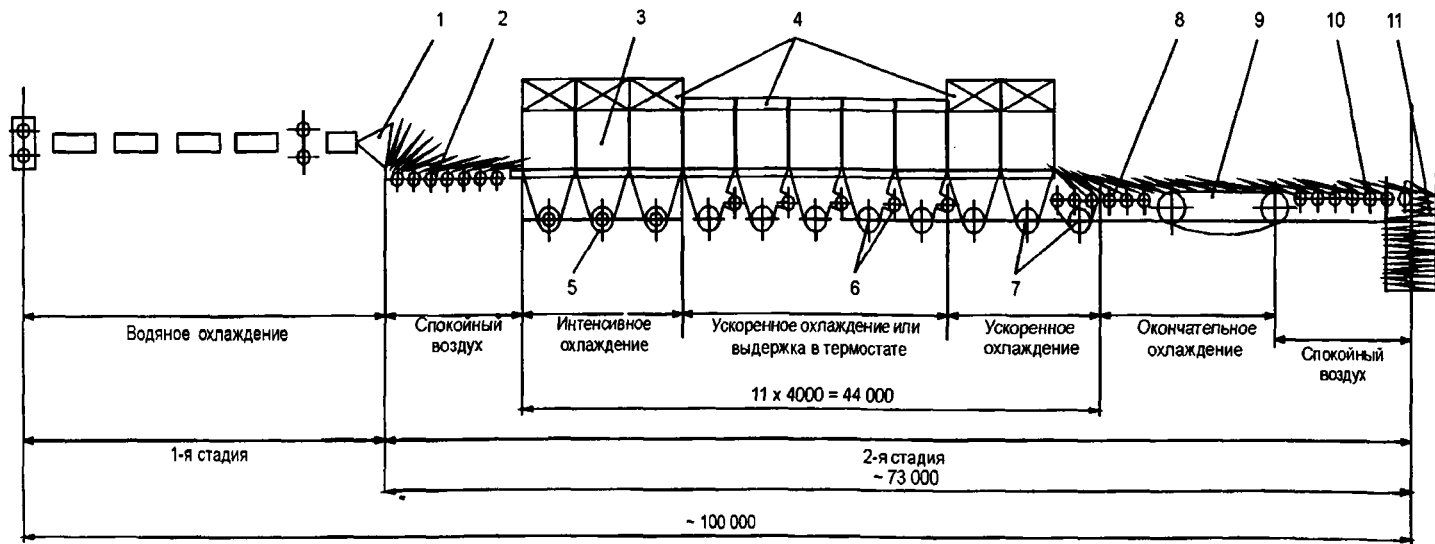


Рис. 1. Линия двухстадийного охлаждения проката стана 150 БМК после реконструкции:

1 – виткоукладчик; 2 – приемный стол; 3 – камера струйного охлаждения (КСО), состоящая из 11 блоков с роликовым транспортером; 4 – крышки блоков КСО; 5 – вентиляторы интенсивного дутья; 6 – вентиляторы комбинированного дутья; 7 – вентиляторы ускоренного охлаждения; 8 – передающая секция рольганга; 9 – сетчатый транспортер; 10 – рольганг подачи витков в шахту; 11 – шахта виткосборника

При проектировании должен быть учтен весь накопленный мировой опыт, в том числе и отечественный (теперь опыт СНГ), с тем, чтобы новая технология охлаждения катанки и оборудования для ее реализации, обладая элементами новизны и обеспечивая требования потребителей по уровню свойств готовой продукции, сама могла стать предметом продажи на мировом рынке.

Реконструкция стана 150 готовилась и протекала перманентно, что объясняется перипетиями финансовых отношений в СНГ в 1992 – 1998 гг. Строительно-монтажные работы, оборудование для которых было готово заранее, начались только в августе 1999 г. и выполнялись ступенчато, так как (помимо отсутствия достаточного финансирования) необходимо было сохранить загрузку сталепроволочно-канатного производства, принимая во внимание, что стан 150 является производственно образующим агрегатом комбината.

Температурно-скоростные параметры прокатки и охлаждения катанки из сталей основного марочного сортамента стана 150 (табл. 3.1 ТИ-173-464-97 с изм. № 1 – 4) разработаны на основании опыта промышленных исследований технологии производства катанки на станах 150 БМК и Макеевского металлургического комбината, лабораторных экспериментов ИЧМ по изучению влияния скорости охлаждения высокоскоростными газовыми струями на свойства катанки, а также экспертного учета взаимосвязи следующих объективных факторов:

- марка стали, диаметр, скорость прокатки и назначение продукции;
- требуемая интенсивность охлаждения до начала превращений для подавления нежелательных явлений (роста зерна, карбидной сетки, игольчатого феррита, мартенсита и др.), а также минимальное количество и требуемые свойства оксидов на поверхности проката в каждом конкретном случае;
- фактическая температура начала превращения для данной марки стали при определенной интенсивности охлаждения, продолжительность распада аустенита и пр., т. е. требуемые температура и продолжительность изотермической выдержки;
- технологические паузы, темп прокатки для минимизации сбоев работы шахт виткосборника и рольгангов линии охлаждения;
- пожелания потребителя по механическим свойствам и микроструктуре с учетом технологичности катанки при переработке (в рамках требований НД).

При многообразии вариантов комбинаций величин частоты приводов вентиляторов интенсивного охлаждения (блоки № 1 – 3), обуславливающих температуру входа витков в зону термостата, основными рабочими приняты частоты 15 – 25 Гц, которые соответствуют 20 – 60 м/с истечения воздуха из сопел. Это в свою очередь обеспечивает требуемую микроструктуру и механические свойства основных сталей сортамента, что подтверждено экспериментально при продувке на стенде ИЧМ воздушными

струями со скоростями от 0 до 100 м/с. При этом требуемая плотность укладки витков, т. е. скорость транспортирования витков при определенной скорости прокатки и необходимой температуре витков в зоне блоков № 3 – 4, находилась также экспериментально для каждого диаметра канатки в реальных условиях на стане 150.

Освоение линии охлаждения продолжалось с декабря 1999 г. по сентябрь 2000 г., при этом левая нитка стана работала по старой технологии (без вентиляторов), а правая – по новой.

В течение трех месяцев была освоена технология прокатки и охлаждения канатки из углеродистых сталей. При поставке этой продукции по ТУ 14-15-113-82 (канатные и конструкционные стали), ГОСТ 30136-95 (рядовые), ТУ 14-173-94-93 (SAE1008) обеспечивалось выполнение показателей прочности с вероятностью 1,0, а показатели пластичности превышали требуемые на 3 – 8 % (абс.) В микроструктуре канатки присутствует сорбитообразный перлит 1-го балла по ГОСТ 8233-56 до 100 %. Имеется возможность получать более мягкую канатку при меньшем количестве перлита 1-го балла, т. е. технологические особенности новой линии обеспечивают получение требуемых свойств углеродистой канатки в рамках процесса термообработки от нормализации до ускоренного охлаждения с разной интенсивностью.

Анализ слаточных испытаний всего марочного сортамента за этот период показал, что применение изотермической выдержки при охлаждении низкоуглеродистой канатки снижает ее прочностные и повышает пластические свойства. Охлаждение с изотермической выдержкой следует применять также для канатки, требующей замедленного охлаждения, – СВ08Г2С, сталей для холодной высадки типа 20Г2Р, спецсталей для производства пружин – 70ХГФА1Д 60С2ХАШ, 51ХФА, 9ХС, 60Г – 70Г и др. по ГОСТ 14959-79, а также для шарикоподшипниковой канатки из сталей ШХ10 – ШХ15 – ГОСТ 801-78.

Снижение прочности и повышение пластических свойств канатки при охлаждении с изотермической выдержкой в термостате объясняются следующим. После охлаждения вентиляторным воздухом низкоуглеродистой канатки выделенный феррит перенасыщен углеродом, который существует в виде промежуточного твердого раствора на дислокациях или образует тонкие выделения в ферритных зернах. В процессе волочения происходят растворение метастабильных соединений и осаждение углерода, что приводит к повышению обрывности, поэтому при охлаждении низкоуглеродистой канатки необходимо выделить углерод в стабильную фазу – цементит в виде пластин при формировании перлитных участков. Перемещение углерода является диффузионным процессом, который ускоряется при изотермической выдержке с температурой около 500°C. Ферритные зерна в большей степени освобождаются от избыточного углерода, чем при обычном замедленном охлаждении, что снижает их прочность и по-

вышает пластичность. Этому также способствует более крупнозернистая структура феррита на поверхности катанки, полученной после изотермической выдержки.

Что касается охлаждения сталей специального назначения, легированных кремнием, хромом, марганцем и имеющих повышенную устойчивость аустенита, при их охлаждении применение изотермической выдержки в термостате не вызывает сомнения, особенно для катанки диаметром 5,5 – 7,0 мм.

В процессе освоения стана 150 после реконструкции неоднократно возникал вопрос о преимуществах новой технологии и степени приближения ее к «серийному» процессу патентирования, традиционно используемому на комбинате при переработке катанки.

Оборудование новых линий двухстадийного охлаждения в потоке стана 150 позволяет реализовать процесс термообработки катанки, принципиально воспроизводящий основные моменты процесса патентирования в расплавах свинца или селитры. Так, необходимую температуру аустенизации обеспечивает линия водяного охлаждения, попутно фиксируя образование окалины на поверхности проката. Быстрое охлаждение витков катанки до температур 425 – 550°C обеспечивает участок интенсивного охлаждения, на котором за счет применения спецвентиляторов со скоростью воздушных струй до 75 м/с на выходе из сопел достигается требуемое переохлаждение аустенита. Изотермическую выдержку при нужной температуре обеспечивают блоки конвективного термостатирования при замедленном охлаждении. При ускоренном охлаждении изотермическое превращение в зоне блоков № 4, 5 обеспечивается за счет регулировки положения дросселей на вентиляторах, т. е. дифференцированной подачи воздуха с учетом плавного снижения температуры движущихся витков катанки.

Различные процессы воздушного патентирования в потоке проволочного стана и патентирования в расплавах на патентировочных агрегатах состоит в том, что традиционный процесс происходит «в нитку», а новый – продуванием воздуха через пакет витков различной плотности, что может приводить к большей разности механических свойств по длине мотка.

Периодические замеры, проводимые в процессе освоения технологии, показали, что механические свойства по длине мотка для различных марок стали и диаметров катанки различны. С вероятностью 0,95 разность величин предела прочности не превышала:

- на катанке диаметром 5,5 мм из стали БСт1сп – 50 Н/мм²;
- на катанке диаметром 6,5 мм из стали 75 – 50 Н/мм²;
- на катанке диаметром 8.0 мм из стали 70ХФАШ – 50 Н/мм².

Итак, новая технология позволила улучшить такие показатели качества, как равномерность структуры по сечению катанки, механические свойства по длине мотка, пластичность высокоуглеродистой катанки и катанки из сталей специального назначения, а также получить новый вид продукции – катанку, идущую на волочение в метизных цехах, минуя патентирование.

Ниже приводятся результаты промышленных исследований по освоению производства проволоки диаметром 3,0 мм по ГОСТ 7348–81 из катанки диаметром 6,5 мм (сталь М75), минуя патентирование, которые, по нашему мнению, являются главным результатом настоящей работы.

Основные требования, предъявляемые к катанке из стали 75 под высокопрочную арматуру, – повышенные прочностные и пластические свойства, отсутствие подкалки (предел прочности более 1150 Н/мм²).

Механические свойства высокоуглеродистой катанки определяются в основном условиями охлаждения на 2-й стадии. Увеличением интенсивности охлаждения витков воздухом в начале транспортера фиксируется мелкодисперсная структура аустенита, при этом в связи с меньшими скоростями охлаждения по сравнению с водяным охлаждением исключается подкалка поверхности (отпущенный мартенсит). При последующем перлитном превращении в условиях ускоренного охлаждения в зоне вентиляторов № 4 – 8 получается высокодисперсная структура сорбитообразного перлита с высокими значениями σ_b , σ_T и высокой пластичностью, на уровне 38 – 40% относительного сужения.

Ниже приводятся данные масштабной проверки новой технологии при производстве высокопрочной арматурной проволоки, проведенной в августе 2000 г. на серийной плавке стали 75, прокатанной на стане 150 в катанку диаметром 6,5 мм по технологии, основные положения которой описаны выше, и переработанной в цехе № 16 в проволоку диаметром 3,0 мм по ГОСТ 7348–81. Плавка 702752 (г. Новотроицк), 31 моток, содержание основных элементов: С – 0,77%; Mn – 0,71; Si – 0,35%, прокатана в катанку диаметром 6,5 мм, скорость прокатки – 50 м/с, охлаждение водой до 980°C, воздушное охлаждение – ускоренное при скорости рольганга на приемном столе 0,3 м/с, температура витков на выходе на сетчатый транспортер – 30 – 50°C. Количество окалины на поверхности – 5 кг/т. Фазовый состав: FeO – 73%; Fe₂O₃ – 0; Fe₃O₄ – 27%.

В табл. 1 приводятся результаты экспресс-испытаний, которые показывают, что с вероятностью 0,95 разность величин предела прочности по длине мотка не превышает 100 Н/мм².

Таблица 1

Результаты испытаний механических свойств катанки диаметром 6,5 мм по длине мотка (сталь М75), плавка 702752 (12 мотков в состоянии поставки)

Место отбора образцов от мотка	Средние величины и квадратичные отклонения			
	σ_b , Н/мм ²		ψ , %	
	\bar{X}	S_{n-1}	\bar{X}	S_{n-1}
Начало	1195	22	36	1,5
Середина	1174	18	37	2,3
Конец	1187	25	36	2,7

Аналогичные результаты получены и при анализе данных по равномерности свойств по периметру витков на транспортере, где максимальная разность предела прочности не превышает 88 Н/мм^2 (табл. 2).

Таблица 2

Результаты испытаний механических свойств катанки диаметром 6,5 мм (сталь М75), по ширине пакета витков на роликовом транспортере (плавка 702752)

Место отбора проб по ширине пакета витков на транспортере		Средние величины и квадратичные отклонения			
		$\sigma, \text{ Н/мм}^2$		$\psi, \%$	
		\bar{X}	S_{n-1}	\bar{X}	S_{n-1}
Моток № 1, $n = 10$	Край	1170	14	41	1,4
	Середина	1170	6,7	41	0,7
Моток № 2, $n = 10$	Край	1200	23	39	0
	Середина	1190	6,7	39	1,2
Моток № 3, $n = 10$	Край	1173	16	42	1,0
	Середина	1157	20	41	2,0
По трем моткам, $n = 30$	Край	1180	22	40	1,5
	Середина	1171	17	40	1,7

Микроструктура катанки плавки 702752 при оценке методом оптической металлографии: сорбит с редкими участками или обрывками сетки феррита характеризуется высокой дисперсностью и однородностью, т. е. катанка сорбитизированная.

На образцах сорбитизированной катанки диаметром 6,5 мм из стали 75 был проведен количественный анализ микроструктуры пластинчатого перлита методом стереометрической металлографии по методике БМК (рис. 2).

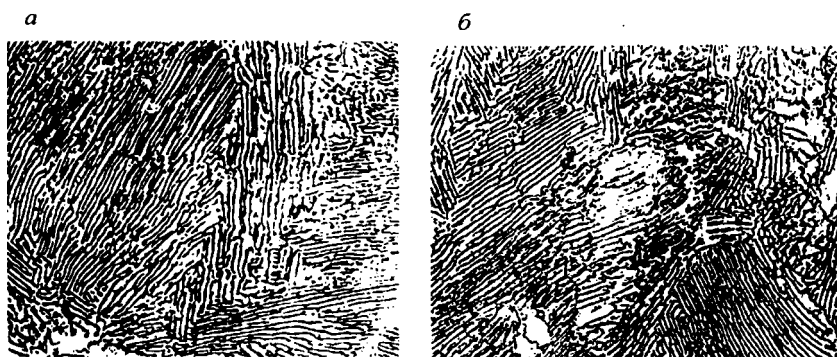


Рис. 2. Микроструктура катанки диаметром 6,5 мм из стали 75 (ПЭМ, угольные реплики, $\times 6000$), плавка 702752:

а – сорбитизированная в КСО (воздушное патентирование); б – серйная, патентированная в селитре

При анализе микроструктур получены следующие данные: дисперсность перлита может быть разложена на ряд кривых в интервале 0,08 – 0,20 мкм, при этом 95% не выходит за верхний предел 0,15 мкм. Преобладают кривые в интервале 0,077 – 0,10 мкм. Структура – сорбит с небольшой долей феррита (4,3%) – подобная индексу 11 при свинцовом патентировании, когда межпластиночные расстояния находятся в пределах 0,10 – 0,08 мкм.

Катанка плавки 702752 после воздушного патентирования на стане 150 подвергалась переработке в арматурную проволоку диаметром 3,0 мм по ГОСТ 7348 – 81 (в цехе 16) по действующей технологии, исключая операцию патентирования.

Сорбитизированная катанка со стана 150 быстро травилась: 3 – 5 мин вместо 30 – 40 мин для катанки серийного производства.

Протяжка катанки 6,5 → 3,0 мм осуществлялась в 6 приемов и проходила без замечаний.

В табл. 3 приведены сравнительные данные о свойствах готовой проволоки (после отпуска). Для сравнения взята случайная проволока текущего производства. Видно, что по уровню свойств проволока из сорбитизированной на стане 150 катанки близка к проволоке, полученной из патентированной на печах цеха 16. Однако у проволоки, полученной путем воздушного патентирования, заметна большая нестабильность параметра удлинения δ_{100} . По показателю δ_{100} проволока имеет более низкое среднеарифметическое значение (3,7%), более высокое среднеквадратичное отклонение (1,0 %), а вероятность удовлетворения нормы составляет 36%. У проволоки из патентированной катанки эти значения соответственно равны 4,0%, 0,5 и 50,8%. Причину этого различия следует искать прежде всего в структурной неоднородности по сечению катанки вследствие замены среды охлаждения. Известно, что параметр удлинения во многом контролируется также неоднородностью свойств материала по сечению.

Вопрос качества готовой продукции после реконструкции хвостовой части стана 150 имеет несколько аспектов, обусловленных многообразием взглядов при сопоставлении следующих объективных факторов: физического и морального износа оборудования стана, объемов и стоимости работ, а также необходимости внесения изменений в существующую технологию переработки катанки, связанных с изменением уровня ее качества, появлением больших диаметров в сортаменте стана и нового вида продукции – катанки, идущей в переработку, минуя патентирование. Так, явное повышение пластичности углеродистой катанки по ГОСТ 30136 – 95 и ТУ 14-15-113–82 осталось незамеченным в связи с тем, что и до реконструкции потребитель привык к довольно высокому качеству катанки, особенно канатной и конструкционной, являющейся основной частью продукции стана. Примерно такое же положение и при производстве катанки диаметром 6,5 – 10,0 мм из сталей специального назначения, которые в процессе переработки проходят предварительный отжиг или сдаются по-

Таблица 3

Свойства арматурной проволоки диаметром 3,0 мм из заготовки диаметром 6,5 мм (плавка 702752) после различной структурной подготовки

Статистические характеристики	Воздушное патентирование на стане 150				Патентирование в расплаве солей в цехе № 16			
	Усилие разрыву $P, Н$	Усилие текучести, $P_{02}, Н$	$\delta_{100}, \%$	Число гибов ($d = 30 \text{ мм}$)	Усилие разрыву $P, Н$	Усилие текучести $P_{02}, Н$	$\delta_{100}, \%$	Число гибов ($d = 30 \text{ мм}$)
Норма по ГОСТ 7348 (не менее)	12600	10600	4	8	12600	10600	4	8
Объем выборки	50	51	49	48	90	50	48	50
Минимальное значение	12900	10893	1	8	12000	10958	3	7
Максимальное значение	14500	12900	6	32	14000	12681	6	37
Среднее арифметическое	13400	12092,3	3,7	18,8	12752,8	11661	4,0	21,7
Среднеквадратичное отклонение	324	386,5	1,0	5,3	91,3	588,6	0,5	6,8
Коэффициент вариации	0,02	0,03	0,27	0,28	0,05	0,05	0,12	0,31
Вероятность удовлетворения нормам	99,6	99,99	36	98,2	60,3	96,4	50,8	97,8
Верхняя доверительная граница	14198,8	12973,5	5,9	30,9	14101	13002,9	5,2	37,2
Нижняя доверительная граница	12721,2	11211,1	1,4	6,6	11404,5	10319	2,9	6,3

требителю по результатам испытаний на термообработанных образцах, например катанка для изготовления пружин по ГОСТ 14959 – 79.

Необходимость замены оборудования у службы эксплуатации не вызвала сомнения, так как оно выработало свой ресурс, кроме того, модернизация стана повышает его работоспособность и расширяет сортамент.

Дискуссия о качестве катанки после реконструкции приобретет значимость, если учитывать реальное повышение качества катанки и расширение сортамента в комплексе с отдачей комбинату от устранения патентирования в метизном переделе при производстве ряда видов продукции. При этом решаются не только вопросы экономики, но и остро стоящие проблемы охраны окружающей среды.

Уровень качества катанки, производимой на стане 150 по старой технологии, анализировался ранее. Статистическая обработка данных сдаточных испытаний 495 плавок катанки диаметром 6,5 и 8,0 мм из стали марок 50, 65, 70, 75, 80 и 85 по ТУ 14-15-113–82 проведена в январе – декабре 1998 г. При этом фактические данные сопоставлялись с расчетными по уравнениям регрессии (прогноз), разработанным в статье [4].

Из проведенного анализа видно, что для катанки из стали марок 60, 65, 70 и 75 показатели временного сопротивления, относительного удлинения и сужения с вероятностью 99 % соответствовали требованиям НД как при расчетах по прогнозу, так и при испытаниях на разрыв. Для катанки из сталей 80 и 85 вероятность соответствия предела прочности и относительного удлинения составляла до 95%, а относительного сужения – до 77 и 56% соответственно, что подтверждает необходимость управления свойствами катанки, охлаждаемой по способу «стандартный Стелмор» (старая технология), как это и указывалось в той же работе [4].

В качестве иллюстрации факта повышения пластичности катанки по новой технологии приводим результаты аналогичных исследований за период с 1 мая по 31 июня 2000 г. Выборка сделана по результатам сдаточных испытаний 216 плавок катанки диаметром 6,5 и 8,0 мм по ТУ 14-15-113–82, проведенных по новой технологии (изм. № 3). Показатели механических свойств, в том числе и относительного сужения, для сталей 80 и 85 стабильно высокие, при соответствии НД не ниже 97%.

Аналогичная картина и по другим маркам стали, прокатанным по ГОСТ 30136 – 95, ТУ 14-1-1881–76 (корд), ГОСТ 14959 – 79, СТП 173.05-01 – 99, ГОСТ 535 – 88, ГОСТ 1050 – 88 и др.

Новая технология прокатки и охлаждения обеспечивает широкие возможности регулировки процесса, при этом вероятность соответствия показателей качества требованиям НД обеспечивается с вероятностью 95 – 99%.

При анализе качества катанки после реконструкции следует особо отметить, что как для углеродистых сталей, так и для сталей специального назначения новая технология охлаждения обеспечивает возможность получения микроструктуры сорбитообразного перлита, равномерной по по-

перечному сечению, что не всегда оговаривается НД, но, безусловно, повышает технологичность катанки при волочении, даже при наличии промежуточной термообработки в метизных цехах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Производство углеродистой катанки / В. В. Филиппов, А. Б. Стеблов, С. А. Исаков // Литье и металлургия. – 2000. – № 1. – С. 65 – 75.
2. Новая технология двухстадийного охлаждения проката на стане 150 после реконструкции / А. А. Горбанев, Е. А. Евтеев, Б. Н. Колосов и др. // Сталь. – 1997. – № 10. – С. 56 – 59.
3. Зюзин В. И. Освоение технологии воздушного патентирования катанки на стане 150 // Сталь. – 2001. – № 6. – С. 84 – 87.
4. Управление свойствами катанки на современном проволочном стане / В. С. Емченко, Е. А. Евтеев, А. А. Горбанев и др. // Черметинформация. – 1993. – № 11. – С. 24 – 27.

УДК 621.762

Ю. Л. БОБАРИКИН, канд. техн. наук,
Н. В. СЕЛИВОНЧИК, С. В. ШИШКОВ,
А. М. УРБАНОВИЧ (ГГТУ им. П. О. Сухого)

КРИТЕРИЙ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННОГО СОЕДИНЕНИЯ СЛОЕВ ПРОКАТЫВАЕМОГО БИМЕТАЛЛА

Процесс плакирования прокаткой стальной основы другими металлами позволяет получать композиционный многослойный материал, используемый при изготовлении подшипников скольжения, изделий с защитными покрытиями и т. п. Способ заключается в совместной прокатке стальной полосы и плакирующего порошкового покрытия, наносимого на поверхность основы, и в последующей термообработке для спекания порошкового слоя и его окончательного закрепления на поверхности полосы. Этот метод нанесения на металлическую основу покрытия плакированием или совместной пластической деформацией основы и порошкового плакирующего материала достаточно перспективен вследствие высокой производительности и малой энергоемкости. Основная проблема заключается в получении качественного соединения слоев, так как именно оно во многом обеспечивает эксплуатационные характеристики композиционного материала. Для качественного соединения необходимо выполнение следующего условия на стадии совместной прокатки:

$$t_{\text{д}} \geq t_{\text{а}} \geq t_{\text{р}}, \quad (1)$$

где $t_{\text{д}}$ – время совместной пластической деформации или перемещения контактных точек через зону деформации в процессе прокатки, с; $t_{\text{а}}$ –

время активации процессов схватывания в зоне соединения, с; t_p – время релаксации остаточных напряжений, с.

Время совместной пластической деформации

$$t_d = l_d / \dot{\vartheta}_{II}, \quad (2)$$

где l_d – длина очага деформации при прокатке, определяемая зависимостью $l_d = \sqrt{R\Delta h}$ (R – радиус валков; Δh – абсолютное обжатие полосы); $\dot{\vartheta}_{II}$ – скорость деформирования прокатки.

Для определения времени активации используется зависимость [1]

$$t_a = Lb / \dot{\epsilon} S, \quad (3)$$

где L – путь движения дислокации до барьера, равный $\rho^{-1/2}$ (ρ – плотность дислокаций в зоне контакта, $1/m^2$), м; b – вектор Бюргера для материала менее пластичной основы, м; $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации металла в зоне соединения, s^{-1} ; S – изменение площади активного центра в месте выхода дислокаций к зоне соединения, m^2 , которое равно [1]:

$$S = \pi r^2, \quad (4)$$

r – радиус активного центра, м:

$$r^2 = 1/4 \rho. \quad (5)$$

Скорость деформации металла в зоне соединения

$$\dot{\epsilon} = \epsilon_i / t_d, \quad (6)$$

где ϵ_i – интенсивность поверхностной деформации основы:

$$\epsilon_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \gamma_i. \quad (7)$$

Интенсивность сдвиговой деформации можно найти по формуле, определяющей γ_i в декартовой системе координат:

$$\gamma_i = \frac{2}{3} \sqrt{(E_x - E_y)^2 + (E_y - E_z)^2 + (E_z - E_x)^2 + \frac{3}{2} (\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)}, \quad (8)$$

где E_x, E_y, E_z – относительные удлинения; $E_x + E_y + E_z = 0$; $\gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$ – относительные сдвиги.

Для формулы (8) относительные удлинения и сдвиги определяются по формулам:

$$E_x = \frac{\partial U_x}{\partial x}; E_y = \frac{\partial U_y}{\partial y}; E_z = \frac{\partial U_z}{\partial z}; \quad (9)$$

$$\gamma_{xy} = \frac{\partial U_x}{\partial y} + \frac{\partial U_y}{\partial x}; \gamma_{yz} = \frac{\partial U_y}{\partial z} + \frac{\partial U_z}{\partial y}; \gamma_{zx} = \frac{\partial U_z}{\partial x} + \frac{\partial U_x}{\partial z}; \quad (10)$$

$$\frac{\partial^2 E_x}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 E_z}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 \gamma_{zx}}{\partial x \partial z},$$

где U_x, U_y, U_z – проекции перемещения точек, находящихся на контактной поверхности с инструментом в очаге деформации.

Таким образом, главной задачей при установлении интенсивности сдвиговой деформации на контактной плоскости деформируемой основы является определение выражений перемещений точек поверхности, движущихся по этой плоскости в очаге деформации от начала пластической деформации, и затем дальнейшее дифференцирование этих выражений. Интенсивность сдвиговой деформации определяет величину пластического сдвига в очаге деформации, где происходит совместная пластическая деформация основы и плакирующего слоя. Анализируя перемещения точек на дуге контакта при прокатке полосы (рис. 1), получим следующие зависимости:

для зоны отставания

$$\begin{aligned} U_x &= -(1 - S_{II})AR \cos\left(\frac{B}{2}\right) - \frac{A^2}{2(\alpha - \alpha_{II})} R \cos\left(\frac{B}{2}\right); \\ U_z &= -(1 - S_{II})AR \sin\left(\frac{B}{2}\right) - \frac{A^2}{2(\alpha - \alpha_{II})} R \sin\left(\frac{B}{2}\right); \end{aligned} \quad (11)$$

для зоны опережения

$$\begin{aligned} U_x &= -(\alpha_{II} - \varphi) R \cos\left(\frac{C}{2}\right) - \frac{S_h D^2}{2\alpha_{II}} R \cos\left(\frac{C}{2}\right); \\ U_z &= -(\alpha_{II} - \varphi) R \sin\left(\frac{C}{2}\right) - \frac{S_h D^2}{2\alpha_{II}} R \sin\left(\frac{C}{2}\right), \end{aligned} \quad (12)$$

где $A = \alpha - \arcsin \frac{x}{R}$; $B = \alpha + \arcsin \frac{x}{R}$; $C = \alpha_{II} + \arcsin \frac{x}{R}$;

$D = \alpha_{II} - \arcsin \frac{x}{R}$; S_{II} – отставание; S_h – опережение; R – радиус валков; α – угол прокатки; α_{II} – нейтральный угол.

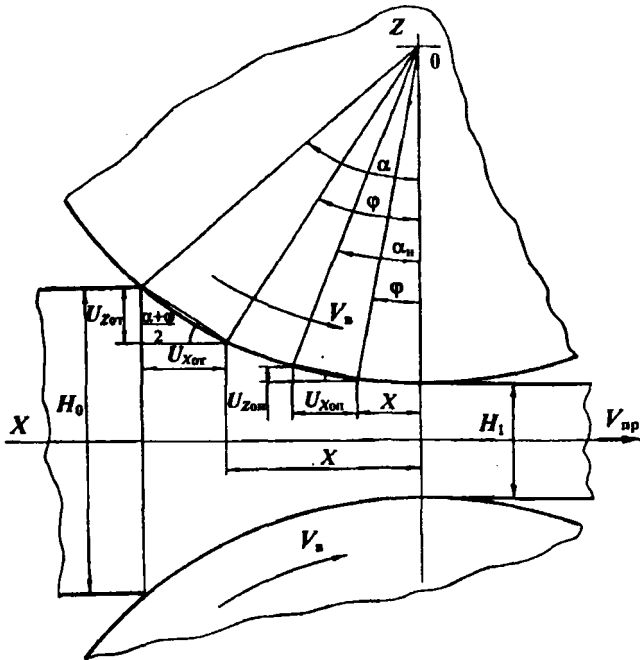


Рис. 1. К расчету величины интенсивности сдвиговой деформации

Для получения γ , следует, используя (9), определить относительные удлинения и сдвиги путем дифференцирования. Из (9), (11) и (12) видно, что $E_y = \gamma_{xy} = \gamma_{yz} = 0$; $E_x = E_z$. Для определения E_x необходимо в (11) выражение для U_x продифференцировать по x . Произведя необходимые преобразования, получим:

для зоны отставания

$$E_y^{or} = (1 - S_n) \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{R^2}}} \left[\cos \frac{B}{2} - \frac{A}{2} \sin \frac{B}{2} + \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{R^2}}} \frac{A}{(\alpha - \alpha_n)} \left[\cos \frac{B}{2} - \frac{A}{2} \sin \frac{B}{2} \right] \right]; \quad (13)$$

для зоны опережения

$$E_x^{on} = \frac{Sh}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{R^2}}} \left[1 - \frac{\arcsin \frac{x}{R}}{\alpha_n} \right] + \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{R^2}}} \left[\cos \frac{C}{2} - \frac{D}{2} \sin \frac{C}{2} \right]. \quad (14)$$

Относительные сдвиги:
для зоны отставания

$$\gamma_{zx}^{от} = (1 - S_n) \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{R^2}}} \left[\sin \frac{B}{2} - \frac{A}{2} \cos \frac{B}{2} + \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{R^2}}} \frac{A}{(\alpha - \alpha_n)} \left[\sin \frac{B}{2} - \frac{A}{2} \cos \frac{B}{2} \right] \right]; \quad (15)$$

для зоны опережения

$$\gamma_{zx}^{он} = \frac{Sh}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{R^2}}} \left[1 - \frac{\arcsin \frac{x}{R}}{\alpha_n} \right] + \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{x^2}{R^2}}} \left[\sin \frac{C}{2} - \frac{D}{2} \cos \frac{C}{2} \right]. \quad (16)$$

Интенсивность сдвиговой деформации при прокатке для зоны отставания в соответствии с (8) равна

$$\gamma_i^{от} = \frac{2}{3} \sqrt{4 \left(E_y^{от} \right)^2 + \frac{3}{2} \left(\gamma_{zx}^{от} \right)^2}; \quad (17)$$

для зоны опережения

$$\gamma_i^{он} = \frac{2}{3} \sqrt{4 \left(E_x^{он} \right)^2 + \frac{3}{2} \left(\gamma_{zx}^{он} \right)^2}. \quad (18)$$

Значения компонентов, входящих в выражения для определения интенсивности сдвига, тем больше, чем меньше отставание S_n , больше опережение S_h и меньше значение текущей координаты x , т.е. чем ближе рассматриваемая точка находится к выходу из валков. В соответствии с этим при нанесении тонких лакирующих покрытий для наибольшего сдвига в зоне деформации необходимо увеличивать зону опережения и соответственно уменьшать зону отставания. Максимальная интенсивность сдвиговой деформации достигается на выходе из валков, где суммируется сдвиг, достигнутый в конце зоны отставания со сдвигом, полученным в конце зоны опережения, при этом для зоны отставания в формулу (17) необходимо подставлять $x = R \sin \alpha_n$, а в формулу (18) $x = 0$, т.е.

$$\gamma_i = \gamma_i^{от} + \gamma_i^{он}. \quad (19)$$

Время релаксации определяется согласно [1]

$$t_p = t_0 \exp \left(\frac{U}{kT} \right), \quad (20)$$

где t_0 – период собственных колебаний атомов около равноосного положения ($t_0 = 10^{-13}$, с); k – постоянная Больцмана ($k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К); T – температура в очаге деформации, К; U – энергия активации процесса, контролирующего релаксацию внутренних напряжений.

Энергия активации процесса определяется согласно [6] для процессов, протекающих при $T \leq 0,5T_{пл}$, как энергия термически активируемых процессов (поперечное скольжение, пересечение дислокаций, трение в решетке, обусловленное силами Пайерлса), а для процессов при $T \leq 0,5T_{пл}$ – как энергия активации самодиффузии.

Изменение температуры металла в процессе формоизменения зависит от затрачиваемой на деформацию работы и интенсивности теплоотвода от заготовки в окружающее пространство.

Уравнение теплового баланса заготовки в процессах плакирования имеет следующий вид:

$$Q_i = Q_1 + Q_2 + Q_3 + Q_4 + Q_5. \quad (21)$$

Здесь Q_1 – мощность, затрачиваемая на нагрев заготовки,

$$Q_1 = c\gamma V (T - T_0), \quad (22)$$

где c – удельная теплоемкость материала основы, Дж/(кг·К); γ – плотность материала основы, 1/м², м³; $V = blh_{cp}$ – объем очага деформации, м³

(рис. 1) (l – протяженность очага деформации: $l = \sqrt{R\Delta h - \left(\frac{\Delta h}{2}\right)^2}$;

$h_{cp} = \frac{h_0 + h_1}{2}$); T_0 – начальная температура, К; T – средняя температура металла в очаге деформации, К;

Q_2 – мощность, выносимая из очага деформации конвекцией:

$$Q_2 = c\gamma S_k \vartheta_n (T - T_0), \quad (23)$$

где S_k – площадь пятна контакта очага деформации с воздухом, м² (рис. 1): $S_k = 2l(h_{cp} - l_d)$;

Q_3 – тепловая мощность, отдаваемая заготовкой инструменту:

$$Q_3 = \alpha S_k^I (T - T_0), \quad (24)$$

где S_k^1 – площадь пятна контакта очага деформации с инструментом, м² (рис. 1): $S_k^1 = 2bl_d$ (b – ширина очага деформации, м); α – коэффициент теплоотдачи от очага деформации инструменту;

Q_4 – тепловая мощность, выносимая из очага деформации в недеформируемую часть заготовки:

$$Q_4 = \alpha S_k^{11} (T - T_0), \quad (25)$$

где S_k^{11} – площадь пятна контакта очага деформации с недеформируемой частью заготовки, м² (рис. 1): $S_k^{11} = b(h_0 + h_1)$;

Q_5 – тепловая мощность упругой деформации:

$$Q_5 = 0,1Q_i; \quad (26)$$

Q_i – полная тепловая мощность деформации, которая определяется через тепловую мощность пластической деформации и тепловую мощность сил контактного трения:

$$Q_i = Q_T + Q_{II}, \quad (27)$$

где Q_T – тепловая мощность сил контактного трения:

$$Q_T = A_T \dot{\epsilon}, \quad (28)$$

A_T – работа сил контактного трения; $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации, которая определяется по зависимости (6); Q_{II} – тепловая мощность пластической деформации:

$$Q_{II} = A_{II} \dot{\epsilon}, \quad (29)$$

A_{II} – работа пластической деформации.

Сумма работ пластической деформации A_{II} и сил контактного трения A_T определяет работу деформирующих сил при пластической деформации A_p , т. е.

$$A_p = A_{II} + A_T. \quad (30)$$

Величину A_{II} можно найти по формуле

$$A_{II} = \iiint_V k \gamma_i dV, \quad (31)$$

где k – постоянная пластичности; γ_i – интенсивность деформаций сдвига в деформируемом объеме.

Величина интенсивности деформаций сдвига в деформируемом объеме для процесса прокатки определяется по зависимости

$$\gamma_i = \ln \left(1 - \frac{\Delta h}{h_0} \right). \quad (32)$$

Подставляя выражение для V и уравнение (32) в (31) и проинтегрировав, получим формулу для работы пластической деформации процесса прокатки

$$A_{\text{п}} = klbh_{\text{ср}} \ln \left(1 - \frac{\Delta h}{h_0} \right). \quad (33)$$

Величину $A_{\text{т}}$ можно определить по формуле

$$A_{\text{т}} = \iint_F \left(\tau_{\text{к}}^x U_x + \tau_{\text{к}}^y U_y + \tau_{\text{к}}^z U_z \right) dF, \quad (34)$$

где F – площадь контакта, на которой действуют силы трения; $\tau_{\text{к}}^x, \tau_{\text{к}}^y, \tau_{\text{к}}^z$ – проекции элементарных сил трения на оси прямоугольной системы координат; U_x, U_y, U_z – перемещения точек по контактной поверхности вдоль осей координат.

В выражении (34) необходимо найти величину контактного касательного напряжения $\tau_{\text{к}}$. Существует несколько вариантов его определения. Однако с учетом того, что рассматривается процесс плакирования и в очаге деформации присутствуют нормальные контактные напряжения значительной величины, представляется возможным принять положение Э. Зибеля

$$\tau_{\text{к}} = 2fk, \quad (35)$$

где f – коэффициент контактного трения.

С учетом этого получено выражение для работы сил контактного трения процесса прокатки

$$A_{\text{т}} = 2bfk \left[\int_{l_n}^l \left(\cos \left(\arcsin \left(\frac{x}{R} \right) \right) U_x^{\text{от}} + \frac{x}{R} U_z^{\text{от}} \right) dx - \int_0^{l_n} \left(\cos \left(\arcsin \left(\frac{x}{R} \right) \right) U_x^{\text{он}} + \frac{x}{R} U_z^{\text{он}} \right) dx \right], \quad (36)$$

где l_n – протяженность зоны опережения, м; $U_x^{\text{от}}, U_z^{\text{от}}, U_x^{\text{он}}, U_z^{\text{он}}$ – величины перемещений точек по контактной поверхности вдоль осей координат, полученные по зависимостям (11) и (12).

После подстановки уравнений (22) – (30) в выражение (21) и соответствующих упрощений получим формулу для определения средней температуры в очаге деформации для прокатки

$$T = T_0 + \frac{0,9\epsilon A_p}{c\gamma(bh_{cp} + 2\vartheta_{II}(h_{cp} - l_a)) + 2\alpha b(l_a + h_{cp})} \quad (37)$$

Для достижения достаточного уровня прочности при холодной деформации необходимо иметь также достаточное условие активации схватывания. Причем если активация достаточна, т. е. успевает произойти в полной мере, то уровень падения остаточных напряжений может быть невелик. На основании экспериментальных исследований определен достаточный и транспортабельный уровень адгезии. Для этого уровня необходимо найти время релаксации и уровень падения остаточных напряжений, который можно оценить величиной kt_p (k – коэффициент, определяющий уровень падения остаточных напряжений). Определив k , можно рекомендовать соблюдение условия прокатки, обеспечивающее достаточный уровень адгезии:

$$t_a \geq kt_p \quad (38)$$

Для пары сталь – медный порошковый слой минимально допустимым углом перегиба при испытании на прочность через перегиб является угол 35° . Ниже этого значения при дальнейшем спекании остаточные напряжения разрушают соединение. Прочность, соответствующая углу 35° , получена при прокатке с режимами:

$$\vartheta_{II} = 40,28 \text{ мм/с}; h_0 = 1,6 \text{ мм}; h_1 = 0,86 \text{ мм}; \epsilon = 0,52.$$

При расчете с учетом указанных режимов по формулам (3) и (20) время активации $t_a = 0,056$ с, а время релаксации $t_p = 1,755 \cdot 10^6$ с. Тогда для получения устойчивого значения заданной прочности необходимо соблюдение равенств: $t_a = kt_p$, $k = 0,056 / 1,755 \cdot 10^6 = 3,191 \cdot 10^{-8}$.

Для других вариантов плакирования с иными деформационно-скоростными режимами прокатки этих материалов необходимо соблюдение условия

$$t_a \geq 3,191 \cdot 10^{-8} t_p \quad (39)$$

Величина должна экспериментально определяться для каждой пары биметалла.

В результате проведенных исследований разработаны критерии получения качественного соединения прокаткой плакируемой основы с плакирующим покрытием, который учитывает влияние термомеханических воздействий на обрабатываемые материалы. Найденный критерий позволяет назначать режимы прокатки в соответствии с условием (1), параметры кото-

рого определяются по формулам (2), (3) и (20). Соблюдение полученного условия достигается варьированием технологических режимов плакирования: интенсивностью деформации, скоростью деформации, геометрией очага деформации и начальной температурой соединяемых материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каракозов Э. С., Орлова Л. М., Пешиков В. В. Диффузионная сварка титана. – М.: Металлургия, 1977. – 272 с.
2. Громов А. В. Теория обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1978. – 360 с.
3. Сторожев М. В., Попов Е. А. Теория обработки металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1977. – 423 с.
4. Бобарикин Ю. Л., Стригель Н. И., Урбанович А. М. Основные закономерности плакирования стали прокаткой металлическими порошками // *Материалы, технологии, инструменты.* – Т. 5 (2000). – № 1. – С. 62 – 65.
5. Изотермическое деформирование металлов / С. З. Фиглин, В. В. Бойцов, Ю. Г. Калпин и др. – М.: Машиностроение, 1978. – 239 с.
6. Гарафало Ф. Законы ползучести и длительной прочности металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1968. – 304 с.

УДК 621.778

В. В. ФИЛИПОВ, канд. техн. наук (РУП БМЗ),
А. В. СТЕПАНЕНКО, академик (ФТИ НАНБ),
А. В. ВЕДЕНЕЕВ, и **И. И. КРЫМЧАНСКИЙ** (РУП БМЗ),

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ КРИВИЗНЫ И КРУЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ ПОСЛЕ СВИВКИ В МЕТАЛЛОКОРД

Свитые в канат (металлокорд) проволоки испытывают внешнее воздействие со стороны соседних проволок в слое и соседних слоев. Уровень упругих напряжений, обусловленных этими внешними воздействиями, существенно влияет на эксплуатационные характеристики витых изделий. Для правильного подбора параметров свивки (величина натяжения проволок при размотке, деформации в торсионном устройстве и преформаторе и т. д.) важно знать соотношение остаточной упругопластической деформации проволок и деформации, вызванной отмеченными воздействиями.

Авторами работы [1] предложена методика аналитического определения деформаций проволок после свивки с использованием аппарата тензорного исчисления. Но для такого расчета необходимо определить действующие при свивке натяжения, а также соотношение полной и остаточной деформаций при совместном действии растяжения, изгиба и кручения. Решение этих задач само по себе проблематично.

При сегодняшнем уровне развития теории вряд ли возможно выполнение достаточно точных расчетов без привлечения эмпирических данных.

Так, Б. А. Бирюков [2, 3] предложил для определения остаточных деформаций проволок при сложном нагружении использовать результаты опытов, выполненных при различных видах простого нагружения (чистый изгиб, кручение и т. д.). Такой подход основан на предположении об отсутствии взаимозависимости составляющих. На самом же деле имеет место сложное взаимодействие напряжений и деформаций растяжения, изгиба и кручения. Как показал В. Г. Хромов [4], замена сложного нагружения при свивке последовательным суммированием составляющих дает погрешность расчетов 200 – 500%.

Более корректно, на наш взгляд, определять упругую деформацию проволоки под действием внешних сил по изменению ее кривизны и кручения после выплетения из изделия. Один из способов определения остаточной кривизны проволоки, выплетенной из металлокорда, предложен авторами работы [5]. Он основан на передвижении лазера вдоль образца с определением изменения координаты фиксированной точки на поверхности проволоки в двух плоскостях. После прохождения лучом лазера вдоль проволоки расстояния, равного шагу спирали, координата точки на проволоке совмещается с точкой отсчета. Такая методика дает возможность довольно точно определить остаточную кривизну проволоки. Однако свивочная машина не позволяет определить полную деформацию отдельно взятой проволоки, что затрудняет использование полученных данных в последующих расчетах.

Для точного определения параметров остаточной деформации проволоки на Белорусском металлургическом заводе разработан испытательный стенд, общий вид которого приведен на рис. 1.

Принцип работы стенда заключается в навивке исследуемой проволоки на цилиндрический сердечник (центральную проволоку) при одновременном воздействии натяжения, величина которого задается подвешенным

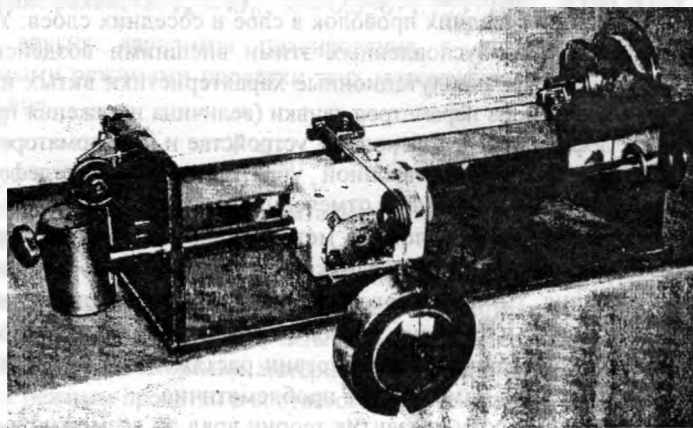


Рис. 1. Общий вид опытного стенда для имитации условий свивки

грузом. Подбор величины груза, диаметра сердечника и шага укладки позволяет реализовать любое заданное сочетание деформации растяжения, изгиба и кручения. Замер параметров спирали проволоки, навитой на сердечник, дает возможность определить ее полную деформацию, а параметров спирали после разгрузки – остаточную деформацию.

Замер параметров навитой на сердечник проволоки не вызывает каких-либо затруднений. Диаметр и шаг спирали после разгрузки достаточно точно можно найти по изображению ее продольной проекции на плоскости. На оптическом проекторе изображение получается нечетким из-за дифракции. Поэтому лучше использовать фотографии, сделанные на сканирующем электронном микроскопе.

Фронтальная проекция винтовой линии представляет собой косинусоиду

$$y = R \cos \omega x, \quad (1)$$

где R – радиус спирали (амплитудное значение x); ω – круговая частота.

Для получения коэффициентов уравнения (1) на изображение фронтальной проекции накладывают координатную сетку, определяют координаты $(x_i; y_i)$ ряда точек линии и рассчитывают уравнение регрессии.

Кривизна K и кручение T спирали связаны с R и ω соотношениями [6]:

$$K = \frac{R}{R^2 + t^2 / (4\pi^2)}; \quad (2)$$

$$T = \frac{t}{2\pi R^2 + t^2 / (2\pi)}, \quad (3)$$

где t – шаг спирали ($t = 2\pi / \omega$).

В качестве примера на рис. 2 и 3 приведены результаты, полученные при исследовании проволоки диаметром 0,175 мм с временным сопротивлением разрыву 3750 Н/мм².

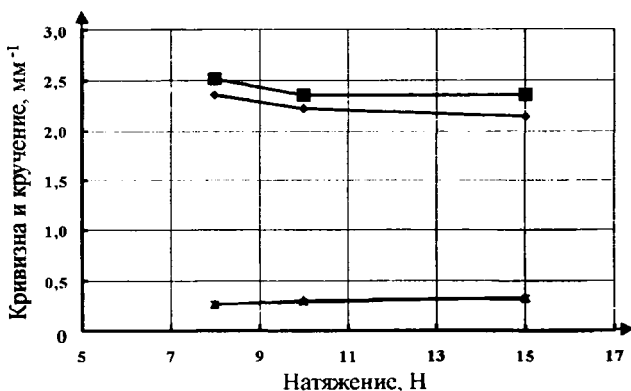


Рис. 2. Зависимость кривизны и кручения проволоки от натяжения (диаметр сердечника 0,5 мм)

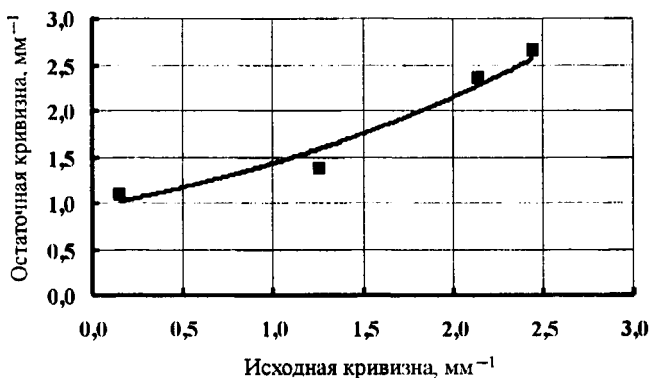


Рис. 3. Зависимость остаточной кривизны от исходной (натяжение при навивке 15 Н)

Построив серию кривых аналогично рис. 2 и 3, можно затем расчетным путем определить упругие деформации и напряжения проволоки в канате под действием внешних сил при тех или иных параметрах свивки.

Разработаны испытательный стенд и методика измерения для определения остаточной деформации проволоки после свивки в зависимости от параметров свивки. Экспериментальные данные могут быть использованы при инженерных расчетах параметров свивки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Nawrocki A., Labrosse M., Conway T. A new specific finite element model for cables-Pat I: Theory // Wire J. Inter. – 2000. – October. – P. 120–128.
2. Бирюков Б. А., Павлюченко А. П., Озерова Л. Ф. Способ производства витых проволочных изделий. Пат. 000130 В1, 30.06.98.
3. Бирюков Б. А. Условия предварительной деформации элементов металлокорда открытой конструкции // Литье и металлургия. – № 3. – 1999. – С. 35–38.
4. Хромов В. Г. Проблемные вопросы теории в области проектирования процессов изготовления многопроволочных изделий // Рубрика СПИ. – Севастополь, 1988. – 12 с.
5. De Vos Xavier, Van Giel Frans. Open steel cord structure // Pat. № US 5687557 (Bekaert SA NV). – 1997.
6. Веденеев А. В., Желтков А. С., Филиппов В. В. Анализ деформаций элементов витых структур и их влияние на потери прочности при производстве металлокорда // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2000. – № 3. – С. 23–27.

В. А. ТИЩЕНКО (РУП БМЗ),
А. А. ГОРБАНЕВ, канд. техн. наук, С. М. ЖУЧКОВ, д-р техн. наук
(Институт черной металлургии НАН Украины),
А. Б. СТЕБЛОВ, д-р техн. наук (РУП БМЗ)

КОЭФФИЦИЕНТ ПЛЕЧА МОМЕНТА ПРИ ПРОКАТКЕ В ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ЧИСТОВЫХ БЛОКАХ ПРОВОЛОЧНЫХ СТАНОВ

На современных проволочных и мелкосортно-проволочных станах для производства катанки используют непрерывные чистовые группы, выполненные в виде блоков клетей. Прокатка в блоках производится с небольшими межклетьевыми усилиями в раскате. В качестве рабочих валков используются дисковые твердосплавные шайбы диаметром 150 – 210 мм. Применяемая система калибровки валков: круг – овал – круг. Скорость прокатки катанки в таких блоках достигает 100 – 120 м/с.

При расчетах энергосиловых параметров прокатки необходимо знание коэффициента плеча момента ψ' , который вычисляется по формуле

$$\psi' = a/l, \quad (1)$$

где a – плечо равнодействующей сил, приложенных к металлу в очаге деформации; l – длина очага деформации.

В технической литературе имеется большое количество публикаций, посвященных теоретическому и экспериментальному определению плеча равнодействующей и коэффициента плеча момента при горячей деформации в различных системах калибров [1 – 11].

Точка приложения равнодействующей при прокатке без натяжения зачастую находится как центр тяжести объема, ограниченного эпюрами давлений и площадью контакта металла с валками. С небольшой погрешностью можно вместо равнодействующей в радиальном направлении определять силу прокатки P и затем рассчитывать коэффициент плеча момента ψ' . В данном случае речь идет об упрощенном представлении, так как в основу расчета крутящего момента положено не действительное распределение давления по контактной площади, а его проекция на горизонтальную плоскость [1 – 4,6].

Аналитические значения плеча равнодействующей давления металла на валки a для различных законов контактных напряжений приведены в работах [4 – 6] и др. В работе [9] рассмотрено влияние натяжений на коэффициент плеча момента при горячей прокатке на мелкосортных станах. Известны экспериментальные данные по коэффициенту плеча момента для различных случаев прокатки [6 – 11].

При прокатке в круглых и овальных калибрах блока чистовых клетей ширина раската соизмерима с длиной дуги контакта, поэтому на коэффициент плеча момента оказывает заметное влияние уширение. В результате равнодействующая давления металла на валки приближается к плоскости выхода металла из валков и коэффициент плеча момента несколько снижается. При этом на последний влияют силы трения, возникающие между металлом и стенками калибров, а также изменение ширины очага деформации по длине дуги контакта. При прокатке в круглых калибрах влияние сил трения на стенках калибра и изменения ширины полосы на величину коэффициента плеча момента больше, чем при прокатке в овальных калибрах.

В работе [2] на основании экспериментальных исследований процесса горячей прокатки стали в овальных и круглых калибрах без натяжения З. Вусатовским получены значения коэффициента плеча момента $\psi' = 0,38 - 0,44$. При этом меньшие значения относятся к температуре 1000°C , а большие – к температуре 1200°C . В работах А. П. Чекмарева и др. [9 – 11] на основании экспериментальных данных при прокатке круга в овальном калибре рекомендуется принимать $\psi' = 0,35 - 0,5$, а при прокатке овала в круглом калибре $\psi' = 0,7 - 0,8$.

В приведенных источниках коэффициенты плеча момента получены без учета особенностей процесса прокатки в высокоскоростных блоках чистовых клетей современных проволочных станов. Массовые силы и межклетьевые усилия, воздействуя на момент прокатки и давление металла на валки в клетях блока [12], оказывают влияние и на коэффициент плеча момента. До настоящего времени влияние массовых сил и межклетьевых усилий на коэффициент плеча момента с учетом особенностей процесса прокатки в высокоскоростных блоках чистовых клетей современных проволочных станов глубоко не исследовалось.

Отдельные результаты были получены при исследовании деформационных и энергосиловых параметров прокатки в блоке стана 150 Белорецкого металлургического комбината (БМК). Здесь в первой и третьей клетях экспериментальные значения коэффициента плеча момента составили 0,44 и 0,60, во второй и четвертой – 0,56 и 0,52. Однако блок чистовых клетей стана 150 БМК имеет несколько меньшие значения общего (суммарного) коэффициента вытяжки по сравнению с блоком стана 150 БМЗ – соответственно $\mu_\Sigma = 6,06$ и $\mu_\Sigma = 9,03$. Ввиду этого более глубокое исследование влияния динамического эффекта (массовых сил) на коэффициент плеча момента весьма актуально, особенно для условий прокатки в высокоскоростных блоках чистовых клетей современных проволочных станов.

Аналитически коэффициент плеча может быть определен из выражения

$$\psi' = \frac{4kf'RF_1}{\Delta h p_{cp} S_K} \left(\mu - 2 \frac{F_{II}}{F_I} + 1 \right) - \frac{kRF_1}{p_{cp} S_K l} (\psi_1 - \psi_0) (1 + S) + \frac{\rho RF_1}{2 p_{cp} S_K l} \left(\frac{\mu + 1}{2\mu} \right) V_1^2 \ln \mu, \quad (2)$$

где k – сопротивление чистому сдвигу; f' – показатель сил трения; R – катающий радиус; F_n , F_1 – площадь поперечного сечения раската в нейтральном сечении и на выходе из клетки соответственно; Δh – абсолютное обжатие по центру калибра; μ – коэффициент вытяжки; $p_{ср}$, S_k – среднее давление прокатки и контактная площадь; l – длина очага деформации; $\psi_1 = \sigma_1 / (2k)$ и $\psi_0 = \sigma_0 / (2k)$ – коэффициенты переднего и заднего натяжений соответственно (σ_1 и σ_0 – удельное переднее и заднее натяжения соответственно); S – опережение; ρ – плотность металла; V_1 – скорость металла на выходе из клетки (вычисляются по уравнениям, приведенным в работе [12]).

Первое слагаемое в уравнении (2) определяет влияние продольных усилий в раскате на коэффициент плеча момента в данной клетке блока, второе слагаемое – влияние массовых сил, т. е. скорости прокатки.

Массовые силы увеличивают коэффициент плеча момента, что объясняется в основном увеличением момента прокатки. Изменение среднего давления прокатки оказывает значительно меньшее влияние.

С увеличением скорости прокатки, т. е. скорости металла на выходе из последней клетки блока, коэффициент плеча момента увеличивается. Чем больше коэффициент вытяжки металла в клетке, тем больше коэффициент плеча момента и тем большее влияние на него оказывает скорость прокатки. По мере перемещения в направлении от последней клетки блока к первой (против хода прокатки) на коэффициент плеча момента слабее воздействуют массовые силы. Так, при прокатке катанки диаметром 5,5 мм в чистовом блоке БМЗ увеличение скорости прокатки от 50 до 150 м/с практически не оказывает влияния на коэффициент плеча момента в пяти первых клетках. В предпоследней клетке он увеличивается на 16%, в последней – на 27%. Таким образом, влияние массовых сил на коэффициент плеча момента при скорости прокатки катанки на выходе из блока до 150 м/с обязательно следует учитывать в двух-трех последних клетках блока.

На рис. 1 показаны расчетные кривые коэффициента плеча момента в последней клетке современного блока в зависимости от скорости прокатки и вытяжки, при этом межклетьевые усилия равны нулю.

С увеличением отношения α / f' возрастает влияние массовых сил на коэффициент плеча момента; заднее натяжение его увеличивает, переднее – уменьшает.

При прокатке с натяжением равнодействующая сил давления валков на металл смещается по длине дуги контакта и отклоняется (по условиям равновесия сил) в сторону, обратную направлению натяжения [9].

Оба фактора – смещение равнодействующей и ее наклон – оказывают различное влияние на величину плеча момента. При переднем натяжении

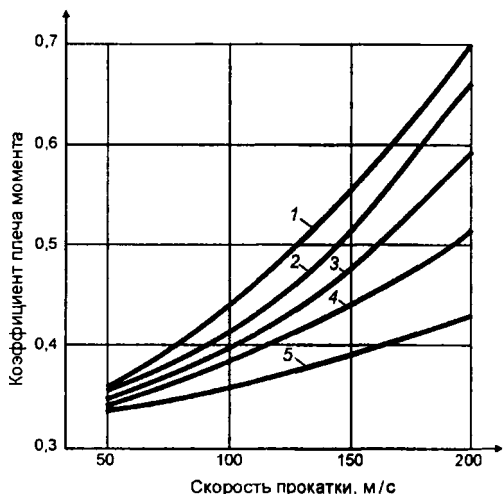


Рис. 1. Влияние скорости прокатки и вытяжки на коэффициент плеча момента в последней клетке чистового блока (катанка диаметром 6,5 мм из стали 70, $\psi_1 = \psi_0 = 0$):

1 - $\mu = 1,5$; 2 - $\mu = 1,4$; 3 - $\mu = 1,3$; 4 - $\mu = 1,2$; 5 - $\mu = 1,1$

величина плеча при заднем натяжении будет тогда, когда равнодействующая направлена по касательной к валку; в этом случае плечо момента равно катающему радиусу валка.

При одновременном действии переднего и заднего натяжений (подпоре) в клетке блока величина плеча момента определяется соотношением величин продольных усилий. При $\psi_1 = \psi_2 = 0$ (режим свободной прокатки без продольных усилий) или $\psi_1 = \psi_2$ второе слагаемое в уравне-

или заднем подпоре расстояние точки приложения равнодействующей от плоскости оси валков увеличивается, а наклон равнодействующей уменьшает плечо момента. При заднем натяжении или переднем подпоре точка приложения равнодействующей смещается в сторону выхода металла из валков, а наклон равнодействующей увеличивает плечо момента (рис. 2).

При прокатке с большим передним натяжением или задним подпором, когда плечо равнодействующей равно радиусу трения в подшипниках валков, крутящий момент в отдельной клетке равен нулю. Максимальной

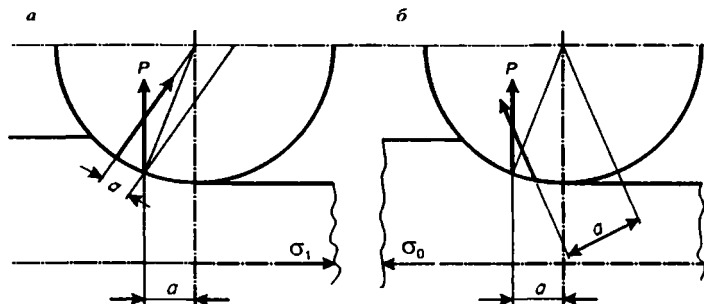


Рис. 2. Схема действия сил в клетке чистового блока при прокатке с межклетьевыми усилиями:

а - переднее натяжение (задний подпор); б - заднее натяжение (передний подпор)

нии (2) обращается в нуль и межклетьевые усилия не оказывают влияния на коэффициент плеча момента.

Практически во всех конструкциях чистовых блоков, изготовленных различными фирмами, наблюдаются случаи неравномерного распределения межклетьевых усилий не только по величине, но и по знаку. Нечетные клетки чаще работают с задним натяжением и передним подпором, четные – с передним натяжением и задним подпором. В этом случае совместное влияние межклетьевых усилий и массовых сил на коэффициент плеча момента в большей степени сказывается в нечетных клетях блока, что необходимо учитывать при расчете энергосиловых параметров прокатки.

Таким образом, установлено, что:

1) при определении коэффициента плеча момента необходимо учитывать влияние динамического эффекта (массовых сил), особенно для условий прокатки в высокоскоростных блоках чистовых клетей современных проволочных станов. Получено аналитическое выражение для коэффициента плеча с учетом массовых сил и межклетьевого натяжения;

2) массовые силы увеличивают коэффициент плеча момента вследствие увеличения момента прокатки; изменение среднего давления прокатки оказывает значительно меньшее влияние;

с увеличением скорости прокатки и коэффициента вытяжки металла в клетки коэффициент плеча момента растет, причем чем больше коэффициент вытяжки металла в клетки, тем большее влияние на коэффициент плеча момента оказывает скорость прокатки;

с увеличением отношения α/f' растет влияние массовых сил на коэффициент плеча момента, при этом заднее натяжение увеличивает коэффициент плеча момента, переднее – уменьшает;

3) влияние массовых сил на коэффициент плеча момента при скорости прокатки катанки на выходе из блока до 150 м/с обязательно следует учитывать в двух-трех последних клетях блока;

совместное влияние межклетьевых усилий и массовых сил на коэффициент плеча момента в большей степени сказывается в нечетных клетях блока, что необходимо учитывать при расчете энергосиловых параметров прокатки.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Eimicke O.* Kalt und Warmwalzen von Leichtmetallblechen / Z.VDI, Bd. 87. – 1943. – S. 435 – 438.
2. *Вусатовский З.* Основы прокатки. – М.: Металлургия, 1967. – 581 с.
3. *Королев А. А.* Конструкция и расчет машин и механизмов прокатных станов. – М.: Металлургия, 1969. – 461 с.
4. *Спиридонов Н. П.* Графоаналитический метод определения плеча полной равнодействующей // Прокатное производство: Сб. науч. тр. ИЧМ. – Киев. – 1956. – Т. 10. С. 39 – 48.

5. *Кирилин Н. М.* Аналитическое определение положения равнодействующей металла на валки при простом процессе прокатки // Изв. вузов. Машиностроение. – 1959. – № 11. – С. 46 – 48.

6. Теория прокатки: Справ. / А. И. Целиков, А. Д. Томленов, В. И. Зюзин и др. – М.: Металлургия, 1982. – 335 с.

7. *Рокотян Е. С.* Исследование прокатных станов с целью повышения их производительности // Прокатные станы и технология прокатки: Сб. науч. тр. ВНИИМетМаш. – М.: Машгиз, 1955. – С. 127 – 166.

8. *Валквист Г.* Исследование энергосиловых параметров при горячей прокатке металла / Под ред. Е. С. Рокотяна. – М.: Metallurgizdat, 1957. – 112 с.

9. Прокатка на мелкосортных станах / А. П. Чекмарев, В. П. Гречко, В. В. Гетманец и др. // М.: Металлургия. – 1967. – 363 с.

10. *Цоухар Г.* Силовые воздействия при прокатке в вытяжных калибрах. – М.: Металлургия. – 1963. – 207 с.

11. *Хензель А., Шпиттель Т.* Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением: Справ./ Под. ред. В. П. Полухина. – М.: Металлургия. – 1982. – 380 с.

12. Давление и момент прокатки в высокоскоростных чистовых блоках с учетом массовых сил в зонах деформации/ А. А. Горбанев, В. В. Филиппов, С. М. Жучков и др. // Литье и металлургия. – 2001. – № 3. – С. 70 – 74.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.18.046.5

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (БНТУ),
С. С. БРОДСКИЙ, канд. техн. наук
(Ассоциация сталеплавильщиков Украины),
А. Д. ШЕВЧЕНКО, канд. техн. наук (РУП БМЗ),
В. Ю. БОЛОТОВ, канд. техн. наук,
О. И. ПАВЛЮЧЕНКОВ (ДГТУ),
Д. К. ГРИБОК (БНТУ), В. А. ТРУСОВ (ДМК им. Дзержинского)

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННОЙ ПРОДУКЦИИ И СНИЖЕНИЯ ЗАТРАТ СЫРЬЕВЫХ РЕСУРСОВ

Комплексная внепечная обработка металла (так называемая «ковшевая металлургия»), широко используемая в зарубежной и отечественной практике, по существу стала неотъемлемым этапом сталеплавильного производства и считается самым мощным и эффективным средством стабилизации химического состава, глубокого очищения металла от вредных примесей, повышения свойств и качества металлопродукции, ресурсосбережения в черной металлургии и металлопотребляющих отраслях. Большой интерес среди внепечных процессов микролегирования, модифицирования и доводки стали по химическому составу представляет технология обработки металла в ковше, наполненном порошковыми проволоками [1 – 4].

По сравнению с конкурирующим методом глубокого вдувания метод доводки плавки проволокой имеет следующие преимущества [4 – 8]:

- простота – отсутствие требований к квалифицированному обслуживанию;
- большая гибкость процесса – возможность обработки различных масс металла (в изложницах, ковшах), в то время как вдувание производится преимущественно в ковши большой вместимости;
- повышение стабильности перехода в металл легирующих и модифицирующих элементов;
- уменьшение капиталовложений (примерно в 10 раз) и эксплуатационных расходов (при незначительных переделках данная технология может вписаться в условия любого цеха в кратчайший срок);
- более высокая экологическая чистота процесса из-за отсутствия балластных газов;

- низкая скорость падения температуры расплава, не превышающая скорости падения температуры металла при продувке аргоном.

С учетом изложенного, несмотря на более высокую стоимость вводимого материала, технология корректировки химического состава расплава порошковой проволокой предпочтительнее по сравнению с вдуванием материалов. Данная технология позволяет уменьшить капитальные затраты и эксплуатационные расходы, кроме того, улучшаются экологические условия труда [6, 9]. Например, при вводе силикокальция в виде порошковой проволоки по сравнению с инъекционным способом его применения для модифицирования стали достигается снижение приведенных затрат с 9,09 до 6,4 у. е./т [1].

По данным [5, 8 – 11], ковшевая доводка стали и чугуна порошковой проволокой с разными наполнителями внедрена на большинстве крупных металлургических предприятий СНГ, производящих продукцию ответственного назначения. При этом обеспечено повышение технического уровня производства стали до мировых стандартов, достигнуто снижение себестоимости металлопродукции на 0,5 – 2,3 у. е./т [10].

Впервые массовая поставка порошковых проволок была организована фирмами «Валурек» (Франция), «Хитачи» (Япония), «Пфицер» (США) [1]. В настоящее время во Франции, Германии, Италии, Ирландии, Австрии, Швеции, США, Японии, Чехии, Словакии, Болгарии, России, Украине производят порошковую проволоку с наполнителями, содержащими кальций, редкоземельные металлы, углерод, марганец, кремний, хром, титан, ванадий, ниобий, бор, барий, свинец, магний, теллур и другие элементы [4, 11, 12]. В Украине порошковую проволоку выпускает ОАО «Завод “Универсальное оборудование”» – крупнейший поставщик ее в страны СНГ; годовая мощность составляет 20 тыс. т. Причем по требованию заказчиков завод может производить порошковую проволоку из любых материалов или композиций [12]. Наиболее широко применяются порошковые проволоки прямоугольного и круглого сечения с одним или двумя замковыми соединениями, диаметром (размером) 8 – 20 мм и толщиной стальной оболочки 0,2 – 0,5 мм [1, 4, 11, 12].

Порошковая проволока успешно используется на АО «Северсталь» для корректировки содержания в стали углерода [5]. Применение проволоки с графитовым наполнителем для науглероживания конвертерной стали исключает выделение угарного газа, повышает степень усвоения углерода металлом до 95% и обеспечивает его стабильное содержание в готовом продукте с минимальным колебанием результатов анализа между отдельными плавками. Усвоение углерода из порошковой проволоки существенно выше, чем при его вдувании в металл по действующей технологии коксиком на установках доводки металла, когда степень усвоения 45 – 60%. В работе [5] показано также, что технологический процесс обработки чугуна магниевой проволокой позволяет по сравнению с продувкой чу-

гуна гранулированным магнием через погружную фурму снизить на 30 – 40% расход магния.

В конвертерном производстве ОАО «Северсталь» впервые в мировой практике разработана и внедрена технология внепечного микролегирования стали ниобием и ванадием из порошковых проволок, обеспечивающая 85 – 90% усвоения ниобия и 90 – 95% ванадия, при этом выдерживается требуемый уровень механических и других свойств проката [5]. Это позволило, в частности, за счет снижения энергетических и материальных затрат повысить экономическую эффективность легирования по сравнению с использованием для этой цели кускового феррониобия.

В работе [8] показано, что при выплавке металла на ОАО «Днепро-спецсталь» без обработки на установке печь-ковш усвоение кальция из Si – Ca проволоки составило 14 – 18%, при обработке почти столько же – 13 – 23%. В то же время использование кускового Si–Ca в ковше дает усвоение кальция не более 5%.

Возможность использования на НЛМК при производстве качественной низколегированной трубной стали порошковой проволоки с наполнителем из силикокальция позволила в 2 – 2,5 раза снизить расход порошка силикокальция по сравнению с технологией его ввода в сталь с помощью пневмонасосов и существенно улучшить экологию процесса: количество пыли над ковшом снизилось более чем в 16 раз [9].

На основе анализа опытно-промышленных данных по внедрению технологии обработки расплавов проволоками подтверждается факт, что изложенная технология эффективнее конкурирующих (вдувание порошков, ввод кусковых добавок в ковш или при выпуске плавки).

К настоящему времени разработаны и применяются два способа ввода порошковой проволоки в металл [4, 12]:

1) инерционный метод подачи – проволока подается в ковш с вращающейся шпули;

2) безынерционная подача с неподвижного бунта.

Второй метод получил более широкое распространение, так как исчезла необходимость применения тормозящего устройства при размотке шпули и не тратится время на замену пустой шпули в разматывающем устройстве.

Технология ввода проволоки под уровень расплава хотя и не является слишком сложной, однако характеризуется некоторыми особенностями. Авторами работ [5, 8, 9, 13 – 15] показано, что для улучшения усвоения вводимой в расплав добавки и ее равномерного распределения в объеме ковша, а также обеспечения десульфуризирующего эффекта силикокальция необходима одновременная обработка ковшевой ванны аргоном. Обработка расплава проволокой осуществляется как во время донной продувки через пористые пробки, так и верхней через погружную фурму.

Скорость ввода проволоки в расплав и угол ее отклонения от вертикали при вводе являются существенной особенностью технологии, поскольку в значительной мере определяют глубину погружения проволоки под

уровень расплава и, как следствие, степень и качество усвоения добавки [16]. ОАО «Завод “Универсальное оборудование”» постоянно проводит работы по усовершенствованию конструкций трайб-аппаратов, предназначенных для подачи проволоки. В зависимости от вида подаваемой проволоки и условий обработки (емкость ковша, постановочное место) потребителю поставляются трайб-аппараты необходимой модификации и с оптимальным диапазоном скоростей подачи проволоки [12]. Характеристики проволоки, такие как диаметр, толщина стальной оболочки, вид наполнителя и степень заполнения наполнителем, являются первоопределяющими факторами кинетики плавления проволок в расплаве и должны выбираться в зависимости от других условий обработки.

Место ввода проволоки на зеркале металла при аргонной продувке ковша в значительной мере обуславливает степень и качество усвоения добавки. Во-первых, определяют ввод проволоки либо через слой шлака, либо в область оголенного металла, во-вторых – возможность расплавления добавки в восходящем или нисходящем потоке металла, от чего существенно зависят продолжительность ее усреднения в объеме ковша и возможность выноса расплавленной добавки в шлак восходящими потоками металла.

Таким образом, видно, что на степень и качество усвоения добавок проволоки все перечисленные выше технологические параметры обработки (характеристики проволоки, скорость и место ввода на зеркале металла, размеры и объем ковша, угол отклонения от вертикали при вводе, температура металла, наличие шлака в месте ввода проволоки, интенсивность и вид продувки) оказывают комплексное влияние, и только взаимный учет всех параметров обработки может позволить установить рациональные и эффективные режимы обработки расплавов проволоками. Следует также принимать во внимание, что качество и продолжительность усвоения проволоки в ковше определяются рядом теплофизических и физико-химических процессов при плавлении или растворении проволоки и наполнителя, поскольку кинетика их протекания обуславливает продолжительность плавления добавки.

К настоящему времени для получения информации о степени и качестве усвоения добавок проведено достаточно большое количество обработок опытных плавок проволоками на УКДМ [1, 3, 5 – 10, 13, 15 – 18]. В работе [15] отмечено, что по технологии внепечной обработки металла проволоками на предприятиях Украины, России, Беларуси, Молдовы порошковыми проволоками производства ОАО «Завод “Универсальное оборудование”» обработано более 18 млн т чугуна и стали, что в значительной степени позволило обобщить накопленный промышленный опыт. В работах [5, 9, 10, 15 – 18] отмечено, что данные, полученные в результате обширных промышленных исследований, позволили выработать принципиальную концепцию оптимальной технологии внепечной обработки металла порошковыми проволоками с кальциевыми наполнителями. На ос-

нове накопленного опыта в работе [15] предложена формула для скорости ввода проволоки с кальциевым наполнителем в зависимости от высоты ковша, температуры стали, диаметра и толщины оболочки проволоки. Однако в этой же статье отмечено, что, несмотря на накопленные эмпирические знания по применению порошковых проволок в расплавах и достаточно широкое использование данной технологии, на разных предприятиях результаты обработки далеко неоднозначны как по количеству вводимого кальция, так и по его усвоению и остаточному содержанию.

Порошковая проволока представляет собой сложный многофазный объект, включающий одну и более твердую фазу, а также газообразную – воздух. При нагреве проволоки могут иметь место следующие процессы [19]:

- плавление реагентов внутри стальной оболочки, протекающее с эндотермическим тепловым эффектом;
- образование растворов или химических соединений между компонентами проволоки, сопровождающееся либо экзотермическим, либо эндотермическим тепловым эффектом;
- взаимодействие расплавленного реагента с материалом оболочки;
- окисление реагентов кислородом воздуха, находящегося внутри проволоки, и образование нитридов – экзотермические реакции;
- испарение реагентов в случае использования наполнителя на основе кальция, магния и т. д. – эндотермический процесс.

Таким образом, при введении в сталь порошковой проволоки с высокоактивными реагентами, обладающими большим сродством к кислороду (кальций, магний, силикокальций, титан, силикобарий, РЗМ и др.), можно ожидать повышенной скорости растворения за счет внутреннего источника теплоты.

При вводе порошковой проволоки с силикокальцием СК-30 и алюминиевой катанки за основополагающие режимы приняты следующие факторы:

- добавки кальция должны вводиться на максимально возможную глубину для обеспечения повышения степени его усвоения, при этом температура освободившихся от оболочки проволоки частиц силикокальция должна быть как можно более низкой, что объясняется особенностями процесса усвоения кальция железоуглеродистым расплавом;
- процесс обработки расплава проволокой для введения необходимого количества добавки должен производиться за минимальный промежуток времени, что обуславливается строгой ограниченностью во времени процессов внепечной обработки металла [4]. Технологические режимы ввода проволоки должны полностью исключать аварийные ситуации запутывания проволоки или ее выход на поверхность шлака;
- продолжительность усреднения в объеме ковша расплавленной добавки должна быть минимальной для уменьшения продолжительности продувки и снижения расхода аргона на продувку ковша.

В настоящее время на РУП БМЗ применяется порошковая проволока, изготавливаемая по ТУ 05400783-006–97. Материал оболочки – сталь

08Ю, ПП-10А-2-130 диаметром 10 мм, с массой в одном метре 130 г, заполненная силикокальцием (ГОСТ 4762–71), и ПП-10Б-1.2.3.4-37-30-20-15 диаметром 10 мм с массой в одном метре магния гранулированного – 37 г (ТУ 48-10-54–78), силикокальция – 30 г (ГОСТ 4762 – 71), ферротитана – 20 г (ГОСТ 4761 – 91), ферросилиция – 15 г (ГОСТ 4763 – 79).

Ввод пруткового алюминия и порошковой проволоки производится вертикально к зеркалу металла для исключения аварийных ситуаций выхода проволоки на поверхность ковша. Проволока вводится у борта сталеразливочного ковша, чтобы нисходящие потоки металла в этой зоне не способствовали ее выносу на поверхность. Это содействует исключению аварийных ситуаций выхода проволоки на поверхность ковша в виде петли.

Следует отметить, что результаты опытно-промышленных исследований технологических параметров обработки расплавов проволоками хотя и обеспечивают усвоение добавок, но не являются унифицированными, т. е. они получены для определенных температур стали, масс металла, характеристик проволоки. Существенный недостаток накопленных опытных данных: они не отражают комплексного взаимовлияния технологических параметров на степень и качество усвоения добавки.

Высокая температура, непрозрачность и агрессивность жидкого металла, а также дорогостоящие натурные эксперименты не позволяют достаточно эффективно в промышленных условиях исследовать процессы усвоения проволоки, поэтому для их изучения необходимо использование методов математического моделирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Квессир А., Буссард Р.* Применение проволок с наполнителем при внепечной обработке // СІТ. Revue de Metallurgie. – 1984. – № 8-9. – С. 641 – 650.
2. *Вихлевицук В. А., Харахулах В. С., Черевко В. П.* Внепечная обработка конвертерной стали: Достижения и перспективы развития // Металл и литье Украины. – 1995. – № 7-8. – С. 7 – 9.
3. Внепечная обработка в конвертерном цехе комбината им. Ильича / Э. П. Шебаниц, А. А. Ларионов, А. В. Побегайло и др. // Металл и литье Украины. – 1997. – № 10. – С. 21 – 23.
4. *В. А. Вихлевицук, В. С. Харахулах, С. С. Бродский.* Ковшевая доводка стали // Системные технологии. – Днепропетровск, 2000. – 190 с.
5. Обработка металла в ковшах порошковой проволокой с различными составами наполнителей / А. Ф. Каблуковский, С. И. Ябуров, А. П. Никулин и др. // Тр. 4-го конгр. сталеплавильщиков. – М.: ОАО «Черметинформация», 1997. – С. 273 – 277.
6. Технология обработки стали в ковше порошковой проволокой с углеродсодержащим наполнителем / Д. А. Дюдкин, В. П. Онищук, В. В. Сисиленко и др. // Сталь. – 1998. – № 9. – С. 16 – 18.

7. *Faris F., Gibbins P.C., Graham C.* Comparison of different calcium infection for production of aluminium – treated steels for billet casting 2 iron making and steel making. – 1982. – Vol. 13. – № 1. – P. 26 – 31.

8. Повышение качества электростали при использовании Si – Ca порошковой проволоки / В. В. Лоза, С. С. Казаков, Л. Н. Король и др. // Тр. 5-го конгр. сталеплавильщиков. – М.: ОАО «Черметинформация», 1999. – С. 345 – 346.

9. Опыт обработки металлических расплавов порошковыми проволоками на металлургических предприятиях СНГ / Ю. И. Бать, Д. А. Дюдкин, В. М. Титиевский, В. П. Онищук // Тр. 4-го конгр. сталеплавильщиков. – М.: ОАО «Черметинформация», 1997. – С. 281 – 284.

10. *Дюдкин Д. А., Бать Ю. И., Онищук В. П.* Обработка стали порошковой проволокой и порошкообразными материалами // Тр. 5-го конгр. сталеплавильщиков. – М.: ОАО «Черметинформация», 1999. – С. 337 – 342.

11. Порошковая проволока для внепечной обработки металла / А. Ф. Каблукowski, С. И. Ябуров, А. Н. Никулин и др. // Электromеталлургия. – 1998. – № 3. – С. 24 – 28.

12. Освоение промышленного производства порошковых проволок для обработки металлургических расплавов / В. М. Титиевский, Д. А. Дюдкин, Ю. Т. Шевченко и др. // Тр. 4-го конгр. сталеплавильщиков. – М.: ОАО «Черметинформация», 1997. – С. 279 – 281.

13. Эффективность различных способов внепечного рафинирования стали порошкообразным силикокальцием / В. А. Вихлевщук, А. С. Стороженко, В. П. Пиптюк, С. Г. Мельник // Теория и практика металлургии. – 1999. – № 5. – С. 21 – 22.

14. *Edheth G., Diener A., Pluschkell W.* Model computations on the injection of an aluminum wire into a steel melt // Arch. f.d. Eisenhüttenwes. – 1978. – 49. – P. 563 – 568.

15. Повышение качества металла обработкой расплава порошковой проволокой / Д. А. Дюдкин, Ю. И. Бать, В. П. Онищук // Тр. 5-го конгр. сталеплавильщиков. – М.: ОАО «Черметинформация», 1999. – С. 337 – 342.

16. Технология микролегирования и модифицирования стали порошковой алюмокальциевой проволокой / Д. А. Дюдкин, В. В. Кисиленко, В. П. Онищук и др. // Тр. 5-го конгр. сталеплавильщиков. – М.: ОАО «Черметинформация», 1999. – С. 348 – 349.

17. Технология обработки стали порошковой проволокой в сталеразливочном ковше / В. А. Вихлевщук, В. М. Черногрицкий, Г. Г. Подопрigора и др. // Черн. металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». – 1991. – Вып. 12. – С. 39 – 40.

18. Эффективность использования порошковой проволоки для обработки стали в сталеразливочном ковше / В. А. Вихлевщук, В. М. Черногрицкий, В. М. Жолоб и др. // Сталь. – 1993. – № 8. – С. 29 – 30.

19. *Никулин А. Ю., Девятков Д. Х., Алфимова Н. А.* Математическая модель процесса растворения порошковой проволоки в жидкой стали при внепечной обработке в ковше // Черная металлургия стран СНГ в XXI веке. – М.: Металлургия, 1978. – Т. 3. – С. 65 – 69.

НЕКОТОРЫЕ ЗАДАЧИ ОПТИМАЛЬНОГО УПРАВЛЕНИЯ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Развитие современного общества характеризуется подъемом технического уровня, усложнением организационной структуры управления производством, что в конечном итоге позволяет успешно преодолевать постоянно возрастающие требования потребителей к повышению качества выпускаемой металлургической продукции, снижению ее себестоимости.

Среди конкретных практических задач металлургической промышленности, требующих срочного решения, следует выделить:

1) оптимальное отраслевое регулирование (прогнозирование развития и размещения предприятий отрасли; оптимизация размеров производства и т. д.);

2) ассортимент выпускаемой продукции (определение оптимального плана производства продукции на действующем оборудовании при имеющихся ограничениях на наличные ресурсы);

3) оптимальное управление запасами (определение объемов поставок, периодичности заказов сырья и материалов, наличия и величины страхового запаса для уменьшения издержек хранения запасов и потерь от дефицита);

4) оптимизация промышленных смесей (формирование состава оптимальной шихты);

5) задачи экономии сырьевых и энергетических ресурсов (минимизация топливно- и энергопотребления; снижение окалинообразования и обезуглероживания металла и т. д.);

6) выпуск продукции с заданными свойствами (наиточнейший нагрев – достижение заданной технологической температуры и уменьшение температурного перепада по толщине слитка в момент выгрузки его из печи; получение стали определенного химического состава и т. д.).

Первые три задачи относят к задачам экономического анализа [1], остальные – к задачам технологической оптимизации.

При разработке новых технологических режимов работы промышленного оборудования необходимо ориентироваться на повышение эффективности предлагаемых решений по сравнению с действующими технологиями. Методы оптимального проектирования и управления подтверждают априорный факт объективного существования двух постановок исследуемой задачи: необходимо получить продукцию заданной стоимости с наилучшими свойствами или выпустить продукцию с заданными свойствами, но наименьшей стоимости. Какая-либо другая постановка невозможна. Ввод в задачу технологических ограничений (снижение возникающих температурных напряжений по сечению нагреваемого слитка, нагрев с заданной скоростью) никоим образом не изменяет ее сути.

Зачастую решение одной поставленной проблемы приводит к улучшению некоторых других показателей: наискорейший нагрев металла не только сокращает продолжительность производственного процесса (что ведет к повышению производительности действующего оборудования), но и уменьшает удельный расход топлива; технологические режимы, оптимальные по окислению, являются рациональными по топливопотреблению [2].

Оценить эффективность новых разрабатываемых технологических режимов работы исследуемых систем можно одним из трех способов.

1. Провести промышленные эксперименты на действующем оборудовании. Однако работа технических агрегатов по неоптимальным тепло-технологиям может привести к ощутимому экономическому ущербу для предприятия. Поэтому проведение многовариантных опытных экспериментов в условиях реального производства крайне затруднительно.

2. Отталкиваться от имеющихся данных (результаты промышленных экспериментов, проведенных ранее или в условиях других технологических режимов работы оборудования). Однако в этом случае трудно воспроизвести все факторы и условия, влияющие на результат. Кроме того, следует учитывать случайные возмущения («шум») входных параметров, вносящих свой вклад в динамику исследуемого процесса.

3. Разработать математическую модель рассматриваемого процесса и реализовать ее на ЭВМ. После настройки модели представляется возможным проводить многовариантные компьютерные эксперименты. Анализ результатов подобных расчетов дает возможность выработать рекомендации по повышению эффективности существующих или оценке действенности разрабатываемых технологических режимов.

Таким образом, математическое моделирование представляется нам наиболее приемлемым подходом к решению задач оптимального управления технологическими процессами. Математическое моделирование имеет неоспоримые преимущества: позволяет быстро получить результат решения сформулированной задачи (реальный процесс длится существенно дольше); дает возможность выполнить серию многовариантных численных расчетов (подобное экспериментирование на конкретном промышленном объекте практически невозможно). При построении математической модели следует учитывать главные характеристики исследуемого объекта, пренебрегать его второстепенными свойствами, отделять главные свойства от второстепенных.

Все методы решения задач оптимизации подразделяются на аналитические и численные. Выбор того или иного метода определяется видом и характером целевой функции, наличием и типом накладываемых ограничений. Зависит он также от математического описания самого объекта оптимизации.

Технологический процесс нагрева металла как исследуемый объект представляет собой единую систему, поведение которой описывается ря-

дом параметров. В качестве управляющих параметров подобной системы могут выступать температура поверхности нагреваемого образца, величина теплового потока, температура печи, газа, кладки, расход топлива, теплота его сгорания и др. К фазовым координатам системы можно отнести распределение температуры по сечению слитка, величину окисленного металла, толщину обезуглероженного слоя, возникающие термические напряжения и др.

В случае, когда поведение управляемой системы описывается известными закономерностями, а фазовые координаты суть однозначные функции управляющих параметров (детерминированная система), динамика ее состояния описывается дифференциальными уравнениями. Когда же управляющие координаты системы беспорядочно изменяются произвольным образом, исследуемый процесс описывается статистико-вероятностными уравнениями. Например, динамика изменения температуры металла по заданному технологическому режиму печи является процессом детерминированным, а температура пламени при факельном сжигании топлива – стохастическим.

Если параметры изучаемого объекта изменяются в пространстве и во времени [3] (термически массивные тела), то поведение такой системы описывается дифференциальным уравнением с частными производными (дифференциальным уравнением с распределенными параметрами), если только во времени [4] (термически тонкие тела) – обыкновенными дифференциальными уравнениями (дифференциальными уравнениями с сосредоточенными параметрами).

В задачах оптимального управления целевая функция (критерий оптимизации), как правило, исследуется на минимум (максимум) или должна принимать определенное значение. Например, требуется минимизировать расход топлива или достичь заданной технологической температуры при нагреве металла. Ограничения же показывают, в каких пределах изменяются значения независимых переменных (например, предельно допустимый диапазон изменения температуры печи или величины расхода топлива). Целевая функция и имеющиеся ограничения могут носить как линейный, так и нелинейный характер.

Аналитическому решению задачи оптимального управления поддаются лишь в простейших случаях (при принятии ряда ограничений и допущений). Для решения более сложных задач, учитывающих целый спектр технологических особенностей исследуемого объекта, как правило, требуется использование современных быстродействующих компьютеров. Численные же методы являются наиболее универсальными при решении задач оптимизации в теплотехнике. В работе [5] представлены достоинства и недостатки основных методов оптимизации промышленных теплотехнологий, описан круг задач оптимального управления нагревом металла, показаны преимущества метода магистральной асимптотической оптимизации по сравнению с другими методами. Статья [2] обобщает главные

результаты применения метода магистральной оптимизации для решения задач оптимального нагрева металла.

Несмотря на то что результаты, изложенные в работе [2], касаются преимущественно разработки оптимальных температурных режимов работы печи, нельзя оставлять без внимания и ряд других факторов, способных оказать существенное влияние на ход исследуемого процесса [6].

В заключение следует отметить: многолетний практический опыт исследований по разработке и внедрению рациональных режимов работы металлургических агрегатов показывает, что повышение общей экономической эффективности производства осуществимо лишь при комплексном подходе путем оптимизации теплотехнологий обработки металла, использования современных конструкций нагревательных устройств и автоматизации тепловых процессов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Экономико-математические методы и модели / Н. И. Холод, А. В. Кузнецов, Я. Н. Жихар и др. – Мн.: БГЭУ, 2000. – 412 с.
2. Решение задач управления нагревом металла на основе метода магистральной асимптотической оптимизации / В. И. Тимошпольский, С. М. Козлов, В. Б. Ковалевский и др. // *Литье и металлургия*. – 2000. – № 4. – С.103 – 108.
3. Разработка рациональной теплотехнологии нагрева кордовой стали в проходной печи стана 850 РУП «БМЗ» / В. В. Филиппов, В. И. Тимошпольский, В. А. Тищенко и др. // *Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. Энергетика*. – 2001. – № 2. – С. 80 – 86.
4. Разработка высокоэффективных режимов термической обработки кордовой стали в печах патентирования / В. И. Тимошпольский, В. В. Филиппов, А. Н. Савенок и др. // *Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. Энергетика*. – 2001. – № 4. – С. 61 – 67.
5. Основные методы оптимизации режимов нагрева металла / С. М. Козлов, В. И. Тимошпольский, В. Б. Ковалевский и др. // *Литье и металлургия*. – 2000. – № 3. – С. 68 – 71.
6. Влияние различных факторов на процесс окисления сталей при нагреве в пламенных печах / С. М. Козлов, В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова и др. // *Литье и металлургия*. – 2001. – № 2. – С. 127 – 129.

УДК 621.74: 628.517

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, д-р техн. наук,
Т. А. ТАВГЕНЬ (БНТУ)

ОЦЕНКА ИНТЕНСИВНОСТИ ИНФРАКРАСНОГО (ТЕПЛОВОГО) ОБЛУЧЕНИЯ РАБОТАЮЩИХ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Один из основных параметров микроклимата рабочих мест литейных цехов – интенсивность инфракрасного (теплового) излучения.

Проведенные исследования параметров микроклимата рабочих мест литейных цехов различных отраслей промышленности показали, что фак-

тические значения интенсивного теплового излучения в большинстве случаев превышают допустимые величины (табл. 1). Поэтому на стадии проектирования или реконструкции литейных цехов необходимо оценивать возможные величины интенсивности теплового облучения. При определении расчетного уравнения оценки интенсивности теплового облучения рабочих мест литейных цехов исходили из того, что на работающих воздействуют тепловые потоки от нескольких источников инфракрасного излучения. Таким образом, при воздействии нескольких источников в любой точке B рассматриваемой поверхности (рис. 1) возникает облученность от каждого источника в отдельности, которая, согласно [1, 2], равна

$$E_i = \frac{E_{\text{изл } i} \cos \varphi_i}{\pi r_i^2}, \quad (1)$$

где r_i – расстояние от i -го источника, м; $E_{\text{изл } i}$ ($\text{Вт}/\text{м}^2$) определяется уравнением

$$E_{\text{изл } i} = \varepsilon_i C_0 \left(\frac{T_{\text{изл } i}}{100} \right)^4; \quad (2)$$

ε_i – степень черноты поверхности i -го источника излучения; C_0 – коэффициент излучения абсолютно черного тела, равный $5,67 \text{ Вт}/\text{м}^2$; $T_{\text{изл } i}$ – температура i -го источника излучения, К. В формуле (2) нами не учтена составляющая $\left(\frac{T_0}{100} \right)^4$, так как температура облучаемой поверхности тела человека ($T_0 = 37 \text{ }^\circ\text{C}$) значительно меньше температуры источников излучения теплоты.

Из рис. 1, a определяем:

$$\cos \varphi_i = \frac{R_i}{\sqrt{R_i^2 + b_i^2}}; \quad r_i = \sqrt{R_i^2 + b_i^2}, \quad (3)$$

где R_i – расстояние от i -го источника излучения до поверхности облучения, м; b_i – расстояние по горизонтали от вертикальной оси источника излучения до рассматриваемой точки, м.

В случае, если источник расположен на некоторой высоте Z_i от рабочей поверхности, расстояние до него будет определяться согласно рис. 1, b .

Учитывая, что интенсивность излучения зависит от площади излучающей поверхности, вводим в уравнение также величину F_i .

Тогда с учетом (2) и (3) и изложенного выше уравнение (1) по определению интенсивности теплового облучения рабочего места от одного источника излучения примет следующий вид:

Интенсивность инфракрасного (теплого) облучения на рабочих местах литейщиков

Участок цеха, рабочее место, оборудование	Интенсивность, Вт/м ²
<i>Плавильно-заливочный участок</i>	
Сушка ковшей на стенде	350 – 1050
Электродуговая печь:	
у пульта	70 – 350
при чистке летки	1400 – 2100
подготовка ванны к загрузке шихты (правка печи)	7000 – 7700
при загрузке шихты	1050 – 1500
у печи при плавке	350 – 700
загрузка флюса	4200 – 5600
наполнение ковша металлом	3000 – 4500
Заливка форм металлом	3500 – 5600
Стенд разливочный	4200 – 6300
Слив остатков металла в шлаковни	3500 – 4500
Вагранка:	
у летки	1050 – 1800
у летки при выпуске металла	2100 – 3500
наполнение раздаточного ковша металлом	2800 – 4200
счистка шлака из ковша	4200 – 5600
Печь индукционная:	
загрузка шихты	1400 – 2100
наполнение ковша металлом	700 – 1050
снятие шлака	4900 – 5600
у пульта печи	350 – 1050
<i>Стержневой участок</i>	
Сушило вертикальное:	
при загрузке стержней	210 – 420
при выгрузке стержней	650 – 1200
Съем и передача высушенных стержней	140 – 280
Автомат стержневой (по нагреваемой оснастке):	
от стержневого ящика	210 – 490
от извлекаемых стержней	280 – 910
Сушило проходное для подсушки окрашенных стержней	280 – 490
<i>Выбивной участок</i>	
Решетка выбивная	210 – 350
Извлечение отливок из опок	1400 – 2100
Навеска отливок на навесной конвейер	2100 – 3500
<i>Термообрубной участок</i>	
Печь обжига:	
при загрузке отливок в печь	1050 – 2800
при выгрузке отливок из печи	350 – 700
<i>Шихтовый двор</i>	
Сушило барабанное	280 – 1050

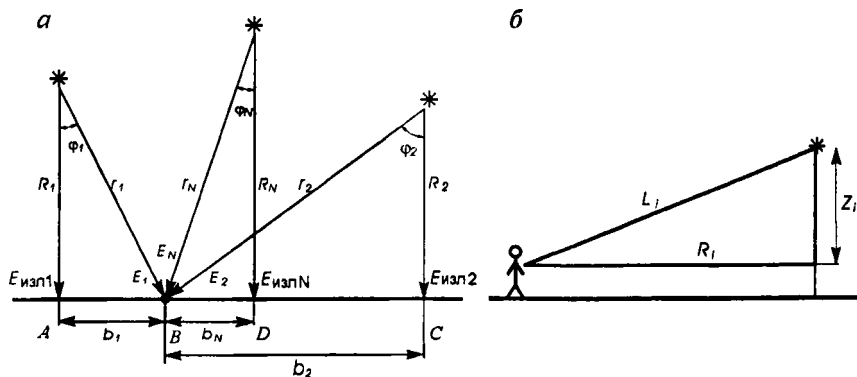


Рис. 1. Схема расчета интенсивности теплового облучения от нескольких источников излучения:
 а – при расположении на уровне рабочей поверхности; б – при расположении на высоте от рабочей поверхности

$$E_i = \frac{E_{\text{изл } i} \cos \varphi_i F_i}{\pi r_i^2} = \frac{\varepsilon_i C_0 \left(\frac{T_{\text{изл } i}}{100} \right)^4 \frac{R_i}{\sqrt{R_i^2 + b_i^2}} F_i}{\pi \sqrt{R_i^2 + b_i^2}} = \frac{\varepsilon_i C_0 R_i F_i \left(\frac{T_{\text{изл } i}}{100} \right)^4}{\pi \sqrt{R_i^2 + b_i^2}} \quad (4)$$

А так как интенсивность теплового облучения в точке В определяется суммой тепловых потоков от нескольких источников $E_B = E_1 + E_2 + \dots + E_n$, с учетом уравнения (4) получим

$$E = 1,8 \sum_{i=1}^n \frac{\varepsilon_i R_i F_i \left(\frac{T_{\text{изл } i}}{100} \right)^4}{(R_i^2 + b_i^2)^{3/2}} \quad (5)$$

Величина этой суммарной интенсивности теплового облучения замеряется приборами на рабочих местах литейщиков.

Уравнение (5) было использовано при разработке программы расчета интенсивности теплового облучения рабочих мест литейных цехов с применением ЭВМ [4]. На рис. 2 приведена расчетная схема для любого участка цеха, имеющего источники теплового излучения. Задавая в исходных данных программы величину шага по длине и ширине помещения, в результате расчета получаем величину облученности в точках по всему участку.

На основании рассчитанных значений интенсивности теплового облучения в программе предусмотрены распечатка данных расчета в виде таблицы и построение карты распределения интенсивности теплового облучения по рассматриваемому помещению, что позволяет наглядно оценить тепловой режим участка цеха в сравнении с нормативными величинами.

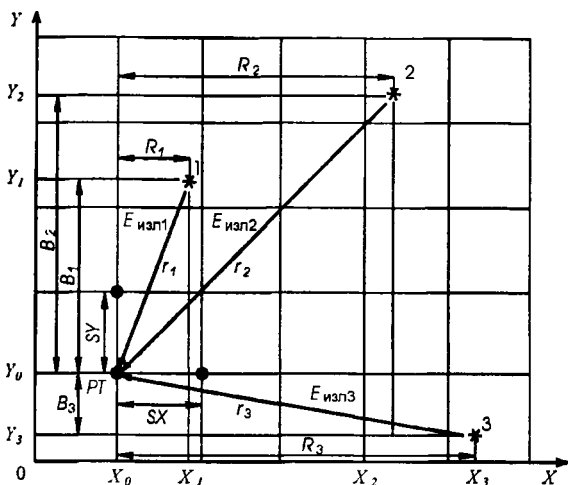


Рис. 2. Схема расчета интенсивности теплового облучения на рабочих местах с использованием ЭВМ:

* – источники теплового излучения; PT – расчетная точка; r_1, r_2, r_3 – расстояние от источников тепла до расчетной точки; $X_1, X_2, X_3, Y_1, Y_2, Y_3$ – координаты источников тепла; X_0, Y_0 – координаты начальной расчетной точки; SX, SY – величина шага по оси X и оси Y ; $E_{изл1}, E_{изл2}, E_{изл3}$ – интенсивность излучения источников тепла

Согласно нормам, интенсивность теплового облучения работающих от открытых источников (нагретый металл, открытое пламя) не должна превышать 140 Вт/м^2 при облучении не более 25 % поверхности тела и обязательном использовании средств индивидуальной защиты, в том числе средств защиты лица и глаз. Кроме сравнения расчетных значений с этой величиной программой проводится классификация интенсивности теплового облучения по времени, в течение которого организм человека может переносить тепловую радиацию. Степень переносимости человеком тепловой радиации указана в табл. 2 [3].

В качестве примера на рис. 3 приведена карта распределения интенсивности теплового излучения по участку литейного цеха, полученная в результате расчета. При этом расчет проводился для участка одного из литейных цехов, выбранных в качестве объектов для исследований, где на рабочих местах уже измерялась интенсивность тепловых потоков, чтобы сопоставить теоретические и экспериментальные данные. Сравнение полученных результатов показало их хорошую сочетаемость, а значит, и возможность объективной оценки интенсивности теплового облучения рабочих мест участков литейных цехов с использованием разработанной программы расчета.

Были также выполнены расчеты по разработанной программе для построения номограммы по определению интенсивности теплового облуче-

Степень переносимости человеком тепловой радиации

Интенсивность тепловой радиации, Вт/м ²	Переносимость (время)
560	Неопределенно долго
840	До 6 мин
1400	2,5 – 5 мин
2100	40 – 60 с
2800	30 – 40 с
3500	10 – 30 с
7000	5 – 11 с
8750	3 – 8 с
10 500	3 – 7 с
14 000	1 – 5 с

ния работающих в зависимости от расстояния до источника теплоты и его температуры (рис. 4), которую можно использовать при определении интенсивности теплового облучения для конкретного рабочего места без выполнения расчетов.

Таким образом, предложенная методика оценки интенсивности инфракрасного (теплового) облучения литейщиков может быть использована проектировщиками литейных цехов на стадии проекта новых или реконструируемых производств.

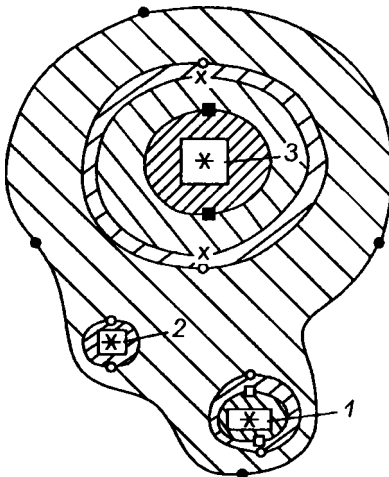


Рис. 3. Карта распределения интенсивности теплового облучения по участку литейного цеха:

* – источники теплового излучения;
 1 – электродуговая печь; 2 – печь для плавки алюминия; 3 – заливка кокилей бронзой;

—•— 141 – 560 Вт/м²;

—•— 561 – 840;

—x— 841 – 1400;

—□— 1401 – 2100;

—■— 2101 – 2800 Вт/м²

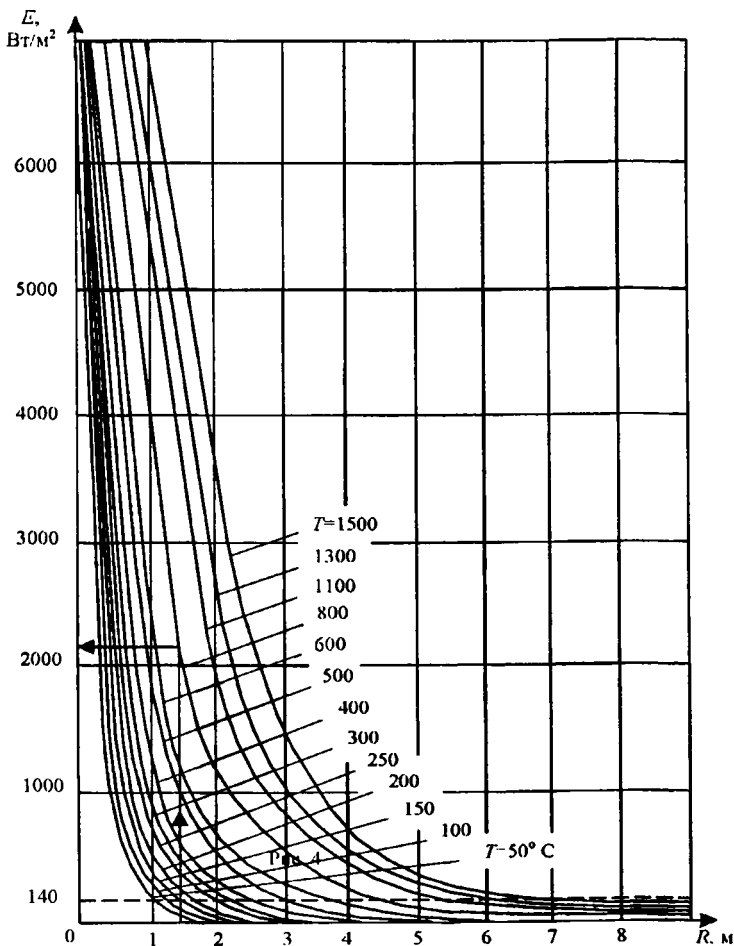


Рис. 4. Номограмма по определению интенсивности теплового облучения рабочих мест в зависимости от расстояния до источника тепла (R , м) и его температуры (T , °С)

ЛИТЕРАТУРА

1. *Бабалов А. Ф.* Расчет равномерности потоков облучения методом эппор // Сб. науч. тр. НИИОТ ВЦСПС, – М., 1961. – № 4. – С. 47 – 52.
2. *Бабалов А. Ф.* Промышленная теплозащита в металлургии. – М.: Металлургия, 1971. – 359 с.
3. *Глушков Л. А.* Защита от перегревов в горячих цехах металлургических заводов. – М.: Metallurgizdat, 1963. – 216 с.
4. *Лазаренков А. М., Хорева С. А.* Комплексное исследование параметров микроклимата литейных цехов // Литье и металлургия: Информ. бюл. – 1997. – № 7-9. – С. 13 – 19.

**ВОПРОСЫ ЭКОЛОГИИ ДЛЯ АГРЕГАТОВ И ОБОРУДОВАНИЯ,
ФУНКЦИОНИРУЮЩИХ В УСЛОВИЯХ РУП «БЕЛОРУССКИЙ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД»**

Республиканское унитарное предприятие «Белорусский металлургический завод» – крупнейшее в Республике Беларусь и одно из самых современных предприятий черной металлургии на европейском пространстве. По степени автоматизации технологических процессов выработки стали, проката, метизов и по качеству выпускаемой продукции оно является уникальным в своем роде металлургическим производством. Его проектная мощность рассчитана на ежегодный выпуск более 1 млн 400 тыс. т стали, около 900 тыс. т сортового и конструкционного проката с марочным составом более 50 легированных, низколегированных, конструкционных и углеродистых марок стали, 90 тыс. т металлокорда для армирования автомобильных шин и проволоки различного назначения.

Удачное географическое положение, высокий уровень технологических процессов и действующая с 1994 г. система обеспечения качества продукции по стандарту ИСО 9002 предопределили успешное развитие завода. География потребителей продукции Белорусского металлургического завода охватывает практически все континенты и постоянно расширяется. Ведущие производители шин Австрии, Германии, Швеции, Венгрии, Македонии, Словении, Польши, Люксембурга и США являются основными потребителями нашей продукции. Среди постоянных клиентов такие всемирно известные фирмы, как Goodyear (США – Люксембург), Michelin (Франция), Continental (Германия), Cooper (США), Pirelli (Италия), Sumitomo (Япония), Alfa Gommo (Италия), Semperit (Австрия).

Достижения Белорусского металлургического завода в области организации производства, качества продукции и ведения бизнеса неоднократно отмечались международными дипломами и сертификатами. Главную задачу коллектив и руководство предприятия видят в удовлетворении запросов самых взыскательных заказчиков, гарантируя при этом высокое качество продукции, оперативность и надежность в процессе деловых взаимоотношений.

Наряду с требованиями к качеству продукции, предъявляемыми потребителями, серьезным инструментом сохранения, укрепления и расширения рынков сбыта являются экологические показатели, характеризующие работу предприятия, экологическая оценка производства продукции, а также системы управления им. Этой проблеме уделяется большое внимание. Дирекция отдает себе отчет в том, что металлургическое производство, как и другие виды производственной деятельности, приводит к из-

менениям в окружающей среде, что несет в себе потенциальную угрозу здоровью работников завода, населению города и района. Исходя из этого, экологическая безопасность, главным образом здоровье детей и их будущее, а также исключение последствий от воздействия на природу для будущих поколений определяют необходимость эффективной природоохранной работы.

Охрана окружающей среды – обязательная составная часть любого технологического процесса. В частности, из 367 источников выбросов загрязняющих веществ, расположенных на промышленных площадях Белорусского металлургического завода, 100 оснащены пылегазоочистительным оборудованием, из них 76 – итальянского и австрийского производства. В качестве установок очистки газа на заводе используются рукавные фильтры «Lurgi», «Intenziv Filter», «Berth Puls», «Шойх», скруббера мокрой очистки газов, угольные и тканевые фильтры, циклоны, гидрофильтры, сепараторы и др. Реализованы организационно-технические мероприятия по уменьшению выбросов загрязняющих веществ в атмосферу, а именно: установлены системы дожига монооксида углерода (CO) после дуговых электросталеплавильных печей электросталеплавильных цехов, известково-обжигательных печей копрового цеха. Эффективность работы топливотребляющего оборудования предприятия, а вместе с этим и химический состав выбросов загрязняющих веществ в атмосферу, образующихся в результате сжигания топлива, находятся под контролем специалистов режимно-наладочной лаборатории ОГЭн. В результате ежегодного проведения режимно-наладочных испытаний энергетических котлов, нагревательных печей, термических колодцев, установок сушки и другого топливотребляющего оборудования завода достигнуто 50–60%-е содержание загрязняющих веществ от уровня нормативов предельно допустимых выбросов в атмосферу. Ведутся работы по рециркуляции дымовых газов на водогрейном котле котельной завода «Северная».

Реализована система оборотного водоснабжения. Промышленные сточные воды очищаются на оборудовании участков водоподготовки энергетического цеха и участках регенерации травильных растворов сталепроволочных цехов завода. Технологические схемы предприятия, предназначенные для очистки промышленных стоков, состоят из последовательных циклов:

- предварительная очистка стоков (известково-содовая, обессоливание с коагуляцией, флокуляцией, фильтрацией);
- обратный осмос (физико-химическое обессоливание);
- выпаривание концентратов – продуктов очистки обратноосмотических установок; очистные и обессоленные воды возвращаются в производство.

Внедрена система контроля за образованием, учетом, движением отходов производства. На балансе предприятия находятся полигон промыш-

ленных отходов, площадки складирования сталеплавильных шлаков, огнеупорного и бетонного лома. В составе цехов завода успешно функционируют участки по переработке сталеплавильных шлаков и огнеупорного лома, позволяющие повторно использовать в производстве перечисленные отходы. Находят своего потребителя за пределами завода и другие отходы производства, такие как пыль аспирационных установок, окалина прокатного производства, осадки очистных сооружений гальванопроизводства. Налажены централизованный сбор и передача на переработку люминесцентных ртутьсодержащих ламп, отходов картона и упаковки, автомобильных шин и аккумуляторов, а также взаимовыгодное сотрудничество с дорожно-строительным трестом № 2 (г. Гомель), позволяющее успешно использовать электросталеплавильный шлак в дорожном строительстве.

Техническое перевооружение и реконструкция предприятия, которые широкомасштабно ведутся в настоящее время, затрагивают все производство (технологические переделы): сталеплавильное, прокатное, метизное. Вместе с обновлением и усовершенствованием технологических процессов предусмотрен комплекс природоохранных мероприятий, направленных на значительное снижение воздействия производственных процессов на окружающую среду.

В частности, ряд мероприятий предусматривает реконструкцию существующих и установку новых систем отведения и очистки газовых выбросов от технологических установок на производственных участках электросталеплавильных и сталепроволочных цехов, цеха ремонта электрического оборудования и ремонтно-строительного цеха, автотранспортного цеха и строительно-монтажного управления «Металлургстрой».

Реализация на Белорусском металлургическом заводе обязательств, принятых Республикой Беларусь по выполнению Монреальского протокола по веществам, разрушающим озоновый слой, осуществляется посредством отказа от использования в производстве озоноразрушающих веществ, таких как фреон-13, -113, -12, -22 и др., и перевода холодильного оборудования и систем газового пожаротушения на озонобезопасные вещества.

Реконструкция существующих и сооружение дополнительных мощностей по переработке промышленных сточных вод, строительство и ввод в эксплуатацию установок регенерации серной кислоты из СтПЦ-1 с ПМК и деминерализации воды в ЦИГиПК позволят решить вопрос по основному на заводе энергоресурсу – воде.

Внедрение технологии по вдуванию железосодержащих пыли и окалины в сталеплавильные печи даст возможность вторично использовать отходы производства и экономить сырье, а установки по брикетированию пыли ПГУ сталеплавильных печей облегчат реализацию этого отхода внешним потребителям.

Бюджет перечисленных мероприятий исчисляется миллионами долларов США, а следствием их реализации будет не только улучшение эколо-

гической обстановки, но и получение экономического эффекта от их внедрения.

Однако на Белорусском металлургическом заводе не ограничиваются только техническими решениями. Руководство предприятия приняло решение (что продиктовано и текущим моментом) сертифицировать существующую административную систему экологического управления. На Белорусском металлургическом заводе приступили к подготовительным работам по проведению сертификации системы менеджмента окружающей среды в соответствии с требованиями Международного стандарта ISO 14001. Была создана Рабочая группа для определения основных задач, проведения контроля и координации работы подразделений завода в данном направлении.

Состав Рабочей группы:

технический директор – главный инженер;
директор по обеспечению качества;
заместитель главного инженера по экологии;
начальник планово-экономического отдела;
начальник научно-технического управления;
начальник управления сбыта и маркетинга;
начальник отдела окружающей среды и промышленной санитарии.

На совещании Рабочей группы был определен ряд мероприятий, направленных на приведение существующей административной системы экологического управления в соответствие с требованиями стандарта ISO 14001.

Руководством завода разработана, утверждена и принята «Экологическая политика» – один из основных документов системы менеджмента окружающей среды, в котором определены главные принципы и направления деятельности предприятия в области охраны окружающей среды.

Основные направления «Экологической политики» Республиканского унитарного предприятия «Белорусский металлургический завод»:

- принимать все возможные меры для предотвращения загрязнения окружающей среды в источнике образования вредных веществ; в случае, когда образования отходов избежать нельзя, завод обязуется в соответствии с экономическими возможностями использовать их вторично или перерабатывать и ликвидировать приемами, которые наиболее благоприятно влияют на воздух, воду и землю;

- вовлекать весь персонал в природоохранную деятельность;
- рационально применять природные ресурсы во всех сферах, начиная с производства продукции и заканчивая утилизацией отходов;

- способствовать сотрудничеству и согласованности действий производителей и органов надзора для достижения общей цели – предотвращения загрязнения окружающей среды;

- соблюдать требования законодательства, регламентирующего вопросы охраны окружающей среды;
- активно внедрять в производство группу стандартов ISO 14000 «Системы управления окружающей средой».

Настоящий документ был размножен и доведен до сведения всех работников завода, населения города и района через заводскую газету «Металлург», районную газету «Новый день»; он имеется в каждом кабинете, на каждом участке в цехах и подразделениях предприятия, на экологическом стенде.

Для выполнения задач, определенных «Экологической политикой», в подразделениях завода назначены соответствующие лица на уровне заместителей начальников цехов, служб, управлений, призванные в тесном взаимодействии с Рабочей группой реализовывать на местах необходимые процедуры системы менеджмента окружающей среды.

Обучению работников предприятия, их подготовке и вовлечению в природоохранную деятельность, а также определению их целей и задач в общей системе менеджмента окружающей среды уделяется большое внимание. Для переподготовки специалистов, повышения квалификации, а также обучения вновь поступивших на работу в программы обучения включены двухчасовые лекции по охране окружающей среды, разъяснению политики руководства в области экологии.

Определены специалисты для более углубленного обучения вопросам экологического менеджмента. Основная нагрузка по разработке документации системы менеджмента окружающей среды легла на отдел охраны окружающей среды и промышленной санитарии. В связи с этим в отделе организовано бюро менеджмента окружающей среды, которое занимается разработкой и документальным оформлением необходимых процедур, предусмотренных стандартом ISO 14001.

Уже сейчас можно сказать, что система менеджмента окружающей среды на заводе работает успешно. Это подтверждается результатами деятельности. Так, например, по итогам за 2000 г. удельный валовой выброс загрязняющих веществ в атмосферу по сравнению с 1999 г. снижен с 3,19 до 2,89 кг на 1 т выплавленной стали, в том числе:

- по монооксиду углерода – с 2,53 до 2,3 кг/т;
- по диоксиду азота – с 0,37 до 0,34 кг/т;
- по диоксиду серы – с 0,084 до 0,043 кг/т.

Такой показатель, как потребление технической воды на производственные нужды, характеризуется следующим образом: годовое потребление технической воды за 1999 г. составило 2 101 200 м³; за 2000 г. – 1 958 800 м³, или 1,26 м³/т выплавленной стали в 2000 г. против 1,49 м³/т в 1999 г. с учетом роста производства. Годовой объем потребления питьевой воды в 2000 г. также уменьшился на 3,5% по сравнению с предыдущим годом.

Программой «Энергосбережение», разработанной специалистами завода, предусмотрен ряд мероприятий, направленных на снижение энергоёмкости выпускаемой продукции, экономию топливно-энергетических ресурсов, использование вторичных энергоресурсов в производстве, основанных на разработках и внедрении новых энергосберегающих технологий, материалов и оборудования, применении приборов регулирования и учета энергоносителей, внедрении автоматических систем управления.

Сертификация систем менеджмента окружающей среды на соответствие требованиям стандарта ISO 14001 «набирает обороты». Так, по сведениям ТК 207, на 1 июля 2000 г. в мире было выдано 12 300 сертификатов 14001. Лидирует Япония (2531), затем следуют Германия (1460), Великобритания (1001), Швеция (850). Беларусь в списке стран, в которых получены сертификаты соответствия требованиям стандарта ISO 14001, пока отсутствует.

Системы менеджмента окружающей среды, основанные на стандартах серии 14000, соответствуют тому минимально необходимому уровню требований, который обязателен для предприятий, работающих на мировом рынке.

Руководство Республиканского унитарного предприятия «Белорусский металлургический завод» уверено, что внедренная и успешно работающая система менеджмента окружающей среды как составная часть единой административной системы управления предприятием принесет положительные результаты: материальные выгоды от экономии сырья, материалов, энергоносителей, уменьшение размеров экологического налога, штрафных санкций со стороны органов Министерства природных ресурсов и охраны окружающей среды; укрепление благоприятного имиджа завода, основанного на экологической ответственности и состоятельности; дополнительные возможности для укрепления и расширения позиций на международных рынках сбыта продукции; укрепление взаимоотношений с органами местной власти и государственного контроля в области природных ресурсов и охраны окружающей среды, а также с населением и общественными организациями республики. Все это, безусловно, будет способствовать уменьшению нагрузки на окружающую среду.

УДК 669.715

Б. М. НЕМЕНЕНОК, д-р техн. наук (БНТУ),
В. И. ГУТКО («Институт БЕЛНИИЛИТ»)

ПРОБЛЕМЫ ПЕРЕРАБОТКИ ЛОМА И ОТХОДОВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Ежегодно промышленность Беларуси потребляет около 30 тыс. т алюминиевых сплавов различных марок. Не имея месторождений алюминия, республика удовлетворяет свои потребности за счет импорта сырья из стран ближнего и дальнего зарубежья, в первую очередь из России.

Основными потребителями алюминиевых сплавов являются предприятия машиностроения.

В то же время в республике образуется 5000 т лома и отходов алюминиевых сплавов различных марок, около 1000 т стружки и 1000 т съемов и шлаков. Переработку лома и отходов алюминиевых сплавов ведет достаточно большое количество предприятий и организаций различной формы собственности. Одни производят готовые изделия и полуфабрикаты (т. е. отливки или готовые изделия), другие специализируются на переплаве лома в чушку.

Для переплава лома и отходов существует большое количество разнообразных технологий, зависящих от вида лома, его размеров, а также от объемов переработки. Основное их различие определяется типом используемых плавильных агрегатов: электрические тигельные печи сопротивления; электрические тигельные индукционные печи с сердечником; электрические канальные печи для плавки алюминия; электродуговые печи для плавки алюминия; электрические печи сопротивления отражательного типа (типа САН); тигельные топливные печи; топливные плавильные печи отражательного типа различной вместимости и некоторые другие.

Применение того или иного типа плавильной печи обусловлено в первую очередь объемами производства и производительностью печи (тонн жидкого металла в час), а также видом перерабатываемого лома и его засоренностью другими металлами.

При больших потребностях в жидком металле в основном используют топливные (коммерческие структуры) и индукционные (государственные предприятия) печи.

Топливные печи, разработанные в последнее время, имеют в своей конструкции большой оплавочный стол, позволяющий плавить лом, засоренный иными металлами (головки блоков цилиндров со шпильками и втулками, поршни и т. п.).

При плавке лома в таких печах расплав алюминия стекает в ванну, лом иных металлов (имеющих температуру плавления выше алюминия) остается на столе, а после полного оплавления алюминиевых сплавов они просто удаляются скребками в тару.

Такая конструкция печи дает возможность значительно снизить трудозатраты на разделку и сортировку засоренного лома и не позволяет алюминиевым сплавам насыщаться железом и другими примесями. Кроме того, факел, направленный на зеркало металла или расположенный над самим зеркалом, передает теплоту расплаву непосредственно излучением и конвекцией и создает в печи восстановительную или нейтральную атмосферу, что препятствует окислению расплава.

Однако все эти технологии и большая часть оборудования предназначены для переработки кускового лома или чушки и непригодны для переработки мелкого лома, стружки и отходов

На предприятиях машиностроения при механической обработке деталей образуется достаточно большое количество стружки различной величины, а при изготовлении деталей штамповкой образуется высечка. До недавнего времени почти все эти отходы вывозились за пределы республики на переработку. Сейчас картина начинает меняться.

Переработка стружки налажена не в полном объеме, и часть ее вывозится за пределы республики. В то же время в Беларуси имеются технологии и определенный практический опыт переработки стружки и отходов алюминиевых сплавов с выходом годного металла до 80 – 82% (по сплаву АК5М2).

Технологии по переработке стружки подразделяются также в зависимости от плавильных агрегатов, размера стружки и вида ее предварительной подготовки.

В настоящее время на Минском моторном заводе осуществляется монтаж линии по подготовке стружки к переплаву (разработка РУП «Институт БЕЛНИИЛИТ») (рис. 1). Линия состоит из приемного бункера 1, откуда стружка через дробилку 11 попадает на скребковый конвейер 7, подающий ее в загрузочную камеру 3, затем стружка по вибрлотку попадает в барабанное сушило 4. Выгрузка сухой стружки происходит через нижнюю часть топки 5 на скребковые конвейеры 8, 9, которыми стружка подается в бункер-накопитель 2. При движении конвейера с помощью подвешенного электромагнита 10 производится магнитная сепарация стружки. Дожигание отходящих газов происходит в камере дожигания б.

Печь (на рисунке не показана) для плавки – топливная с верхней загрузкой.

Для очистки расплава от неметаллических включений спроектирована и в настоящее время изготавливается установка для продувки расплава инертными газами с возможностью ее модернизации для ввода смесей сухих солей для модифицирования (рис. 2). Установка состоит из опорной колонны 1, на которой смонтирован привод подъема – опускания

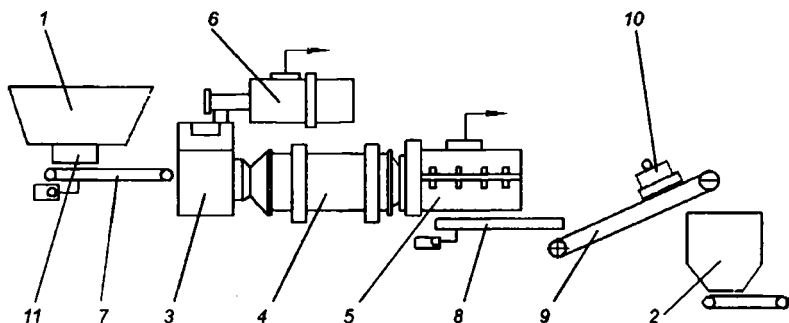


Рис. 1. Принципиальная схема линии сушки стружки, монтируемой на Минском моторном заводе

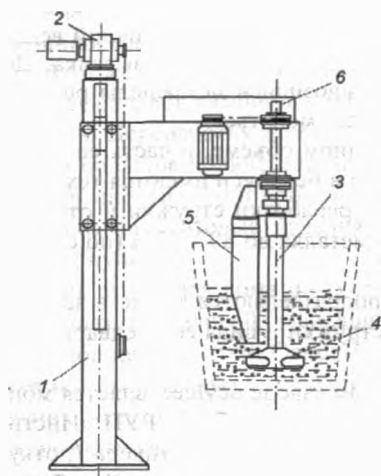


Рис. 2. Принципиальная компоновка установки для продувки (стационарный вариант)

подвижной траверсы 2. На подвижной траверсе в опорах вращается вал 3 с ротором 4. Для предотвращения раскручивания расплава в раздаточной печи или в разливочном ковше на траверсе установлена пластина 5. Аргон или азот подается в ротор через отверстия внутри вала посредством муфты 6.

Помимо этого способа плавка стружки осуществляется в тигельных электропечах сопротивления по так называемому «сэндвич-процессу» — переслоение слоев стружки и флюса.

После расплавления капли стекают вниз через слой жидкого флюса. После полного расплавления и доведения расплава до нужной температуры шлак скачивают и наводят новый. Металл потребляют по мере необходимости.

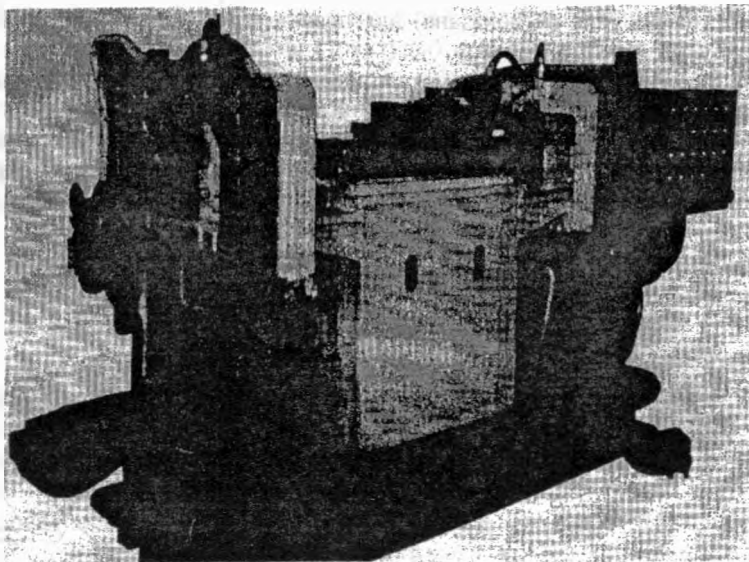


Рис. 3. Кокильная машина для литья поршней с наклоняющейся рамой

В автомобильной промышленности алюминиевые сплавы используют для производства ответственных и высоконагруженных деталей: поршней, головок блоков цилиндров и т. д. Для достижения необходимых свойств деталей к материалам предъявляют очень высокие требования как по химическому составу, так и по чистоте сплавов – наличию в сплавах неметаллических включений. Всего этого можно добиться только при плавке и соответствующей обработке расплавов. Не последнее место в получении необходимых свойств отливок занимает и оборудование, на котором производится это литье. Для промышленных предприятий в РУП «Институт БЕЛНИИЛИТ» спроектировано и изготовлено большое количество оборудования по всем переделам литейного производства.

Последние образцы поршневых комплексов позволяют производить отливки поршней с нирезистовой и термоупрочняющей вставками и композиционными материалами одновременно. На них возможно также изготовление поршней с кольцевыми каналами для масляного охлаждения, получаемых с помощью солевых водорастворимых стержней.

На рис. 3 представлена кокильная машина для литья поршней с наклоняющейся рамой.

СОДЕРЖАНИЕ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

<i>Тимошпольский В. И., Филиппов В. В., Тищенко В. А., Маточкин В. А., Трусова И. А., Кабишов С. М.</i> Освоение нагревательной печи новой конструкции в линии прокатного стана 150 РУП БМЗ	3
<i>Филиппов В. В., Тимошпольский В. И., Анисович Г. А., Нумеранова И. Л., Мандель Н. Л., Ленартович Д. В.</i> Освоение и перспективы производства белорусской шарикоподшипниковой стали	7
<i>Тимошпольский В. И., Постольник Ю. С., Козлов С. М., Зинченко Ю. Н., Ратников П. Э., Трусов В. А.</i> Математическое моделирование нагрева термически массивных тел в условиях теоретического противоточного теплообмена излучением	12
<i>Ковалевский В. Б., Тимошпольский В. И., Савенок А. Н., Ромадан Г., Сухан В. В.</i> Определение расхода топлива на основе теплового баланса при нагреве тонких тел применительно к печам патентирования	19
<i>Бондаренко И. А., Носовец В. М., Горбаба Д. Н., Носовец А. И.</i> Применение в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей периклазоуглеродистых изделий различных производителей	24
<i>Постольник Ю. С., Тимошпольский В. И., Черный О. А., Трусов В. А.</i> Радиационно-конвективный нагрев неограниченной призмы	30
<i>Желтков А. С.</i> Оценка вида кривой усталости холодотянутой латунированной проволоки при изгибе с вращением, роли чистоты стали по включениям и факторов тонкого волочения в обеспечении ее выносливости	41
<i>Ковалевский В. Б., Малькевич Н. Г., Пионик М. Г., Ромадан Г., Сухан В. В.</i> Решение задачи параметрической идентификации модели процесса нагрева металла при теплообмене излучением	49

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

<i>Трубицкий Р. Э., Альхименко В. А., Слуцкий А. Г., Довнар Г. В.</i> Экономнолегированный чугун для гильз цилиндров автотракторных двигателей	53
<i>Худокормов Д. Н., Худокормов Д. А., Слуцкий А. Г.</i> Влияние процесса графитизации на теплопроводность чугуна	57
<i>Андреев Г. Ф.</i> Применение комплексных легкоплавающих модификаторов при производстве отливок с повышенной склонностью к отбелу и в процессах позднего модифицирования	61
<i>Кукуй Д. М., Скворцов В. А., Андрианов Н. В., Крутилин Н. Б.</i> Методика исследования структуры и свойств жидкого стекла и модифицированных силикатных связующих	66

<i>Мемененок Б. М., Бежжок А. П.</i> Исследование процесса растворения стронциевых лигатур в алюминиевом расплаве	70
<i>Каледин Б. А., Слуцкий А. Г., Альхименок В. А.</i> Применение комплексного обобщающего показателя для оптимизации механических свойств чугунов с шаровидным графитом при использовании сфероидизирующих модификаторов	74
<i>Барановский К. Э., Калинин А. С., Кезик В. Я., Воронин Е. А.</i> Литые композиционные материалы – перспективы развития направления	77
<i>Земсков И. В., Столярова Г. И., Филинович И. К., Королев К. В.</i> Рециклинг жаропрочной стали 35X23H7C	83

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ, МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

<i>Ковалевский В. Н., Фигурин К. Б., Фигурин Б. Л.</i> Исследование эмиссионных процессов в плазме тлеющего разряда и их адаптация к магнетронным распылительным системам	87
<i>Щербаков Э. Д., Сметкин В. А., Борисов В. Г., Маховиков О. К., Лапин В. П.</i> Исследование и разработка технологии изготовления и алитирования ТЭНов с оболочкой из стали 08КП взамен стали 12X18H10T	91
<i>Сметкин В. А., Борисов В. Г., Щербаков Э. Д., Бессараб А. В.</i> Оптимизация получения жаростойких Cr–Al–Si диффузионных покрытий на стали ХН35ВТЮ	95
<i>Голубцова Е. С., Каледин Б. А.</i> Влияние лазерной обработки на структуру и свойства сиалоновой керамики	101
<i>Клецнак Г. И., Стефанович В. А., Ливенцев В. Е., Клецнак О. Г.</i> Экономнолегированная сталь для рабочего слоя штампов горячего деформирования, восстановленных методом электрошлакового обогрева	112
<i>Горанский Г. Г.</i> О повышении при механоактивации температурной стабильности аморфных сплавов на основе железа	119
<i>Довнар Г. В., Слуцкий А. Г., Трубицкий Р. Э.</i> Термическая обработка отливок поршней из сплава АК12ММгН	124
<i>Невар Н. Ф., Фасевич Ю. Н.</i> Влияние добавок бора на трещиностойкость, структуру и свойства стали	129
<i>Константинов В. М., Сороговец В. И., Боровицкая Т. В.</i> Повышение износостойкости чугунных деталей дробеметных установок поверхностным плазменным упрочнением	132

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

<i>Горбанев А. А., Колосов Б. Н., Жучков С. М., Жигулин В. В., Марциниев Б. Ф.</i> Совершенствование технологии и оборудования проволочного стана 150	140
<i>Бобарикин Ю. Л., Селивончик Н. В., Шишков С. В., Урбанович А. М.</i> Критерий получения качественного соединения слоев прокатываемого биметалла	154
<i>Филиппов В. В., Степаненко А. В., Веденев А. В., Крымчанский И. И.</i> Методика	

определения кривизны и кручения проволоки после свивки в металлокорд	163
<i>Тищенко В. А., Горбанев А. А., Жучков С. М., Стеблов А. Б.</i> Коэффициент плеча момента при прокатке в высокоскоростных чистовых блоках проволочных станов	167

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

<i>Тимошпольский В. И., Бродский С. С., Шевченко А. Д., Болотов В. Ю., Павлюченков О. И., Грибок Д. К., Трусов В. А.</i> Обработка металла порошковой проволокой для получения качественной продукции и снижения затрат сырьевых ресурсов	173
<i>Козлов С. М.</i> Некоторые задачи оптимального управления в металлургических технологиях	180
<i>Лазаренков А. М., Тавгень Т. А.</i> Оценка интенсивности инфракрасного (теплого) облучения работающих в литейном производстве	183
<i>Мироевский С. В., Пирогов А. А., Панковец А. И.</i> Вопросы экологии для агрегатов и оборудования, функционирующих в условиях РУП «Белорусский металлургический завод»	190
<i>Немененок Б. М., Гутко В. И.</i> Проблемы переработки лома и отходов алюминиевых сплавов	195

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 26

Редакторы *А. П. Берлина, Е. В. Мальшева*
Художественный редактор *В. А. Ярошевич*
Технический редактор *Л. И. Счисленок*
Корректоры *В. И. Аверкина, Т. К. Хваль, В. П. Шкредова*
Компьютерная верстка *С. В. Шнейдер*

Подписано в печать с диапозитивов издательства «Высэйшая школа» 26.11.2002. Формат 60×90/16.
Бумага газетная. Гарнитура «Таймс» Офсетная печать. Усл. печ. л. 12,75. Уч.-изд. л. 12,97. Тираж 200 экз.
Заказ 3322.

Республиканское унитарное предприятие «Издательство "Высэйшая школа"». Лицензия ЛВ № 5
от 22.12.2002. 220048, Минск, проспект Машерова, 11.

Типография «Победа». 222310, Молодечно, ул. Тавлая, 11.