

Таким образом, проведенные исследования показали, что при ХТО сплава НЦУ в порошковых насыщающих смесях всех исследованных составов фазовый состав диффузионного слоя не изменяется и состоит из дилицида $NbSi_2$. Это позволяет утверждать, что изменение термостойкости силицидного слоя на сплаве НЦУ происходит в результате легирования дилицида ниобия переходными металлами и изменения его толщины. При этом между толщиной слоя и его термостойкостью нет даже качественной однозначной зависимости. Последнее позволяет предположить, что существует оптимальная толщина силицидного слоя на сплаве НЦУ, которая обеспечивает при прочих равных условиях его максимальную термостойкость.

Многокомпонентное легирование силицидного слоя на сплаве НЦУ позволяет повысить его термостойкость по сравнению с нелегированными до восьми раз.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Бурнышев, И. Н.* Диффузионное насыщение титановых сплавов в порошковых средах на основе кремния: дис. ... канд. техн. наук / И. Н. Бурнышев. – Свердловск, 1983.

2. *Ворошнина, О. Л.* Совершенствование технологии силицирования титана и ниобия / О. Л. Ворошнина, А. В. Никончик // *Металлургия*. – 1991. – Вып. 23. – С. 93–99.

УДК 691

В. М. КОНСТАНТИНОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
М. В. СЕМЕНЧЕНКО, **В. Г. ДАШКЕВИЧ**
(УО «Полоцкий государственный университет»)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ И НАПЛАВКЕ ДИФФУЗИОННО- ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ

Наряду с активно внедряемым в последние годы диффузионным легированием металлических порошков ведутся исследования диффузионного легирования стальной проволоки для наплавки и напыления. Переход от диффузионного легирования полидисперсных порошковых систем к легированию металлической проволоки

имеет ряд технологических преимуществ, обусловленных спецификой объекта. Это, в первую очередь, повышение равномерности обработки и простота последующего нанесения покрытия. Однако существуют определенные сложности, требующие исследований. Диффузионное легирование проволоки в традиционных порошковых насыщающих смесях трудоемко и энергозатратно. Предварительные расчеты свидетельствуют о том, что стоимость такой проволоки становится сопоставимой с традиционными наплавочными проволоками. Поэтому для получения конкурентоспособной наплавочной диффузионно-легированной (ДЛ) проволоки необходимо радикально ускорять процесс диффузионного легирования. Отдельного внимания требуют процессы структурообразования защитных покрытий из ДЛ проволоки.

Структурообразование при получении диффузионно-легированной проволоки. Традиционное диффузионное насыщение в печи характеризуется длительностью процесса, обусловленной применением внешнего источника с низкой скоростью нагрева. При данном способе насыщения, как правило, скорость адсорбции легирующего элемента на поверхность проволоки значительно превосходит скорость его диффузии в ненасыщенную основу ($V_a \gg \gg V_d$). Это способствует тому, что в поперечном сечении проволоки наблюдается значительный градиент концентрации легирующего элемента, направленный в глубь металла. Так, при традиционном диффузионном насыщении проволоки в печи бором в зависимости от состава, вида насыщающей среды и режимов насыщения диффузионный слой может быть трех структурных типов: двухфазный (FeV и Fe₂B), однофазный (борид Fe₂B) и боридные слои эвтектического типа. Диффузионный слой имеет характерное игольчатое строение (рис. 1) [1].

Цель диффузионного легирования наплавочной проволоки – требуемое изменение химического состава наплавленного слоя. Поэтому желательным является равномерное распределение вводимого легирующего элемента по сечению проволоки. Уменьшению градиента концентрации легирующего элемента в диффузионном слое способствует диффузионный отжиг. При соответствующем подборе режима отжига диффузионный слой будет полностью состоять из боридных слоев эвтектического типа и иметь большую

толщину. Традиционный диффузионный отжиг в печи осуществляется при высоких температурах и требует значительного времени для обеспечения перераспределения легирующего элемента по сечению проволоки.

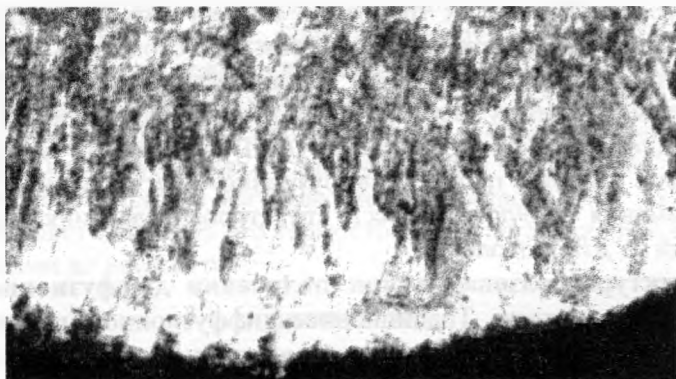


Рис. 1. Микроструктура традиционно борированной в печи углеродистой проволоки, $\times 200$

Улучшить структуру стали, уменьшить градиент концентрации легирующего элемента в поперечном сечении проволоки и, как следствие, повысить уровень ее свойств термической обработкой возможно разработкой нетрадиционных способов термической и химико-термической обработки. Таким способом может явиться термоциклирование, так как оно существенно интенсифицирует диффузионные процессы [2].

Технологические процессы термоциклирования состоят из операций многократных нагревов и охлаждений, режимы которых имеют два характерных отличия от традиционного метода термической обработки [3]:

- отсутствие выдержки при постоянной температуре нагрева;
- осуществление многократных нагревов и охлаждений с оптимальными скоростями.

В отличие от стандартных методов термической обработки при термоциклировании появляются дополнительные источники воздействия, свойственные только процессу непрерывного изменения температуры. На скорость диффузии, кроме температуры и степени

легированности, влияют следующие параметры: размер аустенитного зерна (чем мельче зерно, тем быстрее протекает насыщение), наличие дефектов кристаллического строения (чем выше плотность дефектов, тем быстрее диффундирует насыщающий элемент), наличие градиента концентрации насыщающего элемента [4]. Последнее создается нестационарностью и неоднородностью температурного поля. И чем выше отклонения от положения термодинамического равновесия, тем выше градиент концентрации и, следовательно, выше скорость распространения насыщающего элемента.

Нам были проведены исследования особенностей структурообразования диффузионного слоя при отжиге традиционно борированной проволоки на специально разработанной и изготовленной установке с внутренним источником нагрева. Применение внутреннего источника нагрева способствует тому, что тепловой поток распространяется от сердцевины проволоки, имеющей большую теплопроводность, к диффузионному слою. При традиционном диффузионном отжиге с внешним источником нагрева сначала осуществляется нагрев диффузионного слоя, а затем тепловой поток распространяется от поверхности к центру проволоки, что способствует значительному деборированию поверхностного слоя при длительной выдержке.

Проведенные металлографические исследования обнаружили увеличение среднего значения микротвердости сердцевины проволоки после термоциклирующего отжига в два раза. Это, по-видимому, связано со значительными термическими напряжениями, возникающими в процессе термоциклирования. Также наблюдается качественное изменение диффузионного слоя (в зависимости от режимов обработки – полное или частичное устранение характерной игольчатости борированного слоя) (рис. 2). При этом толщина диффузионного слоя тем больше, чем выше максимальная и минимальная температуры нагрева и меньше разница между ними. Значительное различие между максимальной и минимальной температурами способствует возникновению термических напряжений, которые могут вызвать повреждение диффузионного слоя. Также в данном случае уменьшение градиента концентрации бора в диффузионном слое требует более длительного времени.

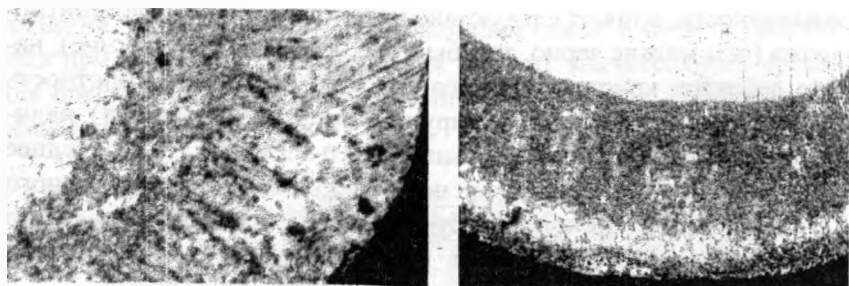


Рис. 2. Микроструктура борированного слоя после различных режимов диффузионного отжига с внутренним источником нагрева, $\times 200$

Следует отметить, что плавление боридного слоя начиналось на границе «диффузионный слой – основной металл». Это обусловлено тем, что данная зона имеет наиболее низкую температуру плавления, а также эффектом контактного эвтектического плавления в системе Fe–Fe₂B. Бор из диффузионного слоя начинает диффундировать в направлении основного металла, обеспечивая увеличение толщины диффузионного слоя и уменьшения его твердости за счет формирования структуры, имеющей меньшую концентрацию бора.

При соответствующем подборе режима термоциклирования можно обеспечить такое перераспределение бора, при котором диффузионный слой будет иметь структуру эвтектического типа, которая обладает меньшей склонностью к скалыванию, чем одно- и двухфазные слои [3]. Несмотря на меньшую по сравнению с последними слоями твердость, слои эвтектического типа имеют достаточную износостойкость. Их существенными преимуществами по сравнению с другими слоями является хорошая сопротивляемость ударным нагрузкам, что обеспечит хорошие технологические свойства диффузионно-легированной проволоки. Однако в ряде случаев этот вид обработки ухудшает технологические свойства проволоки вследствие выхода расплава на поверхность. При этом диффузионный слой имеет структуру с характерной точечной эвтектикой.

Значительно сократить время диффузионного насыщения проволоки позволяет увеличение скорости нагрева. Результаты ранее проведенных исследований [5] позволили установить, что важнейшей особенностью фазовых превращений при быстром нагреве яв-

ляется значительное изменение температуры и времени их протекания. С повышением скорости нагрева фазовые превращения смещаются в область более высоких температур и их продолжительность снижается.

Смещение фазовых превращений в область более высоких температур оказывает существенное влияние на размер зерен аустенита в момент окончания фазовых переходов, что обусловлено возрастанием роли зарождения и уменьшением роли роста зерен в общем процессе образования аустенита с повышением температуры [6]. При этом по мере смещения в область более высоких температур процесс роста зерен аустенита замедляется ввиду резкого сокращения времени нагрева. Данное смещение может оказаться таким, что практически весь процесс будет представлять собой зарождение центров.

Уменьшение объема зерен и увеличение их числа приводят к соответствующему возрастанию общей протяженности границ. В то же время известно, что интенсивность диффузии вдоль границ и внутри зерен существенно различается. При определенных температурах скорость граничной диффузии на пять-семь порядков превосходит скорость диффузии по зерну. Следовательно, в более мелкозернистом аустените, обладающем большей протяженностью границ, насыщение должно протекать значительно быстрее, чем в крупнозернистом. Таким образом, применение внутреннего источника нагрева, обладающего более высокой скоростью нагрева, позволяет значительно усилить диффузионную восприимчивость насыщаемой среды и может быть рекомендовано для непосредственного диффузионного насыщения проволоки.

Отличительной особенностью данного способа нагрева является то, что скорость диффузии легирующего элемента в ненасыщенную основу значительно превосходит скорость его осаждения на поверхность проволоки ($V_d \gg V_a$), вследствие чего концентрация насыщающего элемента на поверхности значительно меньше, чем при традиционном насыщении в печи.

Проведенные металлографические исследования проволоки после диффузионного насыщения с внутренним источником нагрева показали, что микротвердость боридного слоя составляет 2500--4000 МПа. Это соответствует микротвердости твердого раствора бора в α -железе. Микротвердость по сечению проволоки уменьшается постепенно. Микротвердость сердцевины составляет 1150--1300 МПа (рис. 3).

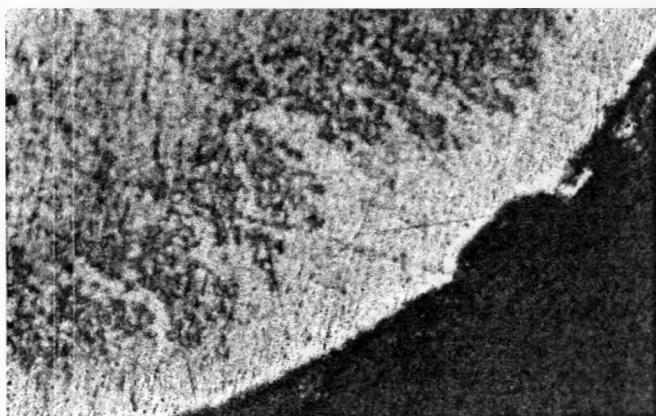


Рис. 3. Микроструктура боридного слоя при диффузионном насыщении с внутренним источником нагрева углеродистой проволоки, $\times 200$

Учитывая особенности применения внутреннего источника нагрева, легирование следует проводить в насыщающей среде, которая уже содержит активные атомы насыщающего элемента, либо в среде, получение активных атомов из которой не требует значительного времени и температур. Рекомендуется использовать порошки чистых металлов либо ферросплавы, которые образуют с железом твердый раствор. В качестве насыщающих элементов могут применяться также карбидообразующие элементы.

Структурообразование при наплавке диффузионно-легированной проволоки. Применение ДЛ-углеродистой проволоки в качестве наплавочного сплава в технологическом процессе восстановления изношенных деталей машин определяется двумя основными операциями: процессом наплавки диффузионно-легированной проволоки и последующей термической обработкой наплавленной детали.

Диффузионное насыщение стальной проволоки обеспечивает повышенную концентрацию элементов на ее периферийных участках, обеспечивая флюсующе-упрочняющее воздействие. Неизученными остаются вопросы растворения диффузионного слоя при наплавке и последующее структурообразование слоя.

Исследование структурообразования при наплавке проводилось для углеродистой проволоки (Сталь 70 (У7) ГОСТ 93898–75), диф-

фузионно-легирующей и имеющей систему легирования Fe-C-B-Cr, Fe-C-Ti-Al.

Проведенное дополнительное легирование углеродистой проволоки улучшает качество наплавленных слоев по сравнению с наплавкой голой стальной проволокой, поскольку бор способствует флюсованию сварочной ванны, алюминий обеспечивает дополнительное раскисление. На свойства наплавки и образующиеся структуры наплавленного слоя большое влияние оказывает перемешивание основного и присадочного металла. Необходимо отметить также, что состав наплавленного металла значительно отличается от состава присадочного металла в связи с различным выгоранием легирующих элементов.

Для определения коэффициента перехода $K_{у\text{св}}$ легирующего элемента в сварочный валик при электродуговой наплавке производили наплавку на образцы из стали 20. Исходное содержание легирующего элемента в ДЛ-проволоке определялось толщиной диффузионного слоя, диаметром проволоки, концентрацией легирующего элемента в диффузионном слое. Коэффициент перехода $K_{у\text{св}}$ легирующего элемента определяли как отношение расчетного количества элементов до процесса наплавки и фактического содержания, определенного по результатам спектрального анализа наплавленных валиков (табл. 1).

Таблица 1. Значения коэффициента перехода $K_{у\text{св}}$ легирующих элементов в сварочный валик при электродуговой наплавке ДЛ-проволоки (Сталь 70) в среде защитных газов

Легирующий элемент	Толщина диффузионного слоя, мкм	$K_{у\text{св}}$ при поверхностном насыщении	Ориентировочный фазовый состав диффузионного слоя
Алюминий (Al), Титан (Ti)	80	Al - 0,4-0,3 Ti - 0,5-0,6	α -фаза, Fe_2Al_5 , TiAl
Бор (B), Хром (Cr)	100	B - 0,4-0,3 Cr - 0,5-0,6	$(\text{Fe},)_2\text{B}$, $(\text{Fe},\text{Cr})\text{B}$
Алюминий	100	0,4-0,5	$\alpha\text{-Fe(Al)}$, FeAl, Fe_3Al

Процессы, происходящие при наплавке ДЛ-проволоки, имеют ряд отличительных особенностей, определяемых механизмом растворения диффузионного слоя в столбе дуги. На рис. 4 представлен фрагмент алюмотитанированной проволоки, охлажденной в момент

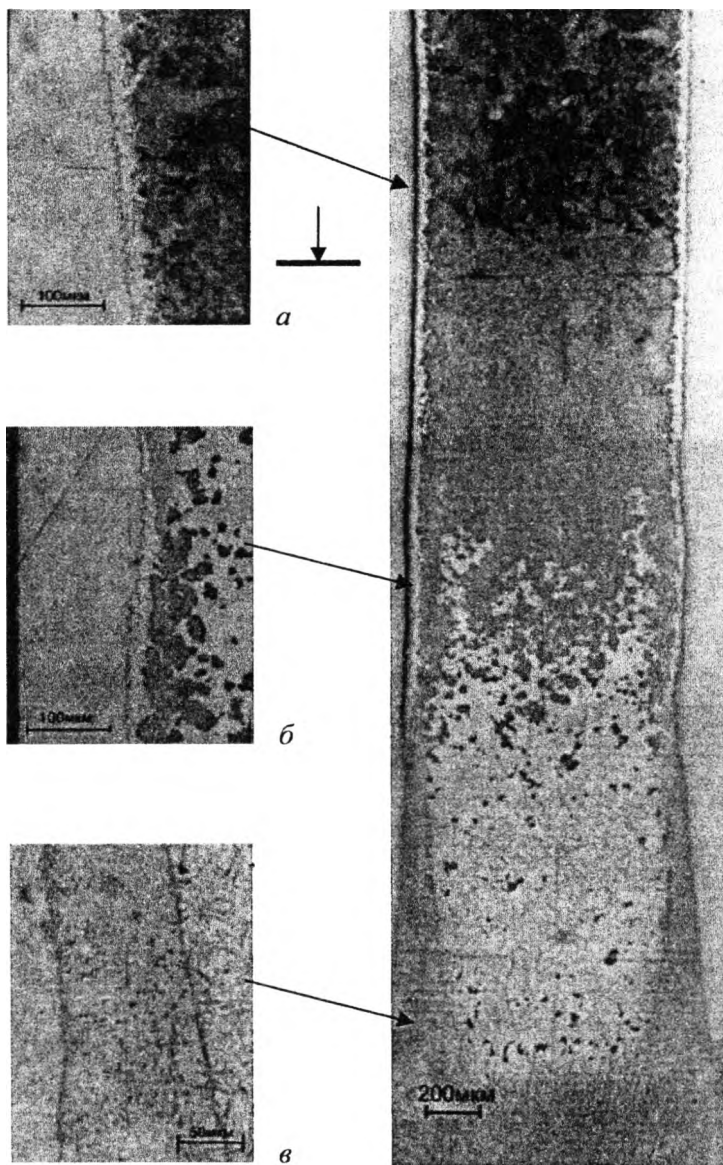


Рис. 4. Микроструктура диффузионно-легированной углеродистой проволоки в момент зарождения электродной капли при электродуговой наплавке, $\times 200$

зарождения капли. При диффузии в сталь алюминий оттесняет углерод от поверхности, что объясняется аллотропическими превращениями при температуре насыщения. В связи с этим под алитированным слоем отчетливо наблюдается зона, обогащенная углеродом. Сформированный процессом химико-термической обработки диффузионный слой растворяется, легируя основной металл. Процесс начинается с переходной зоны, постепенно толщина переходной зоны возрастает. В непосредственной близости к капле область смыкается, образуя однородную структуру. Металл на этом участке находится некоторое время в таком состоянии, которое способствует протеканию активной диффузии легирующих элементов между твердой и жидкой фазой переходной зоны.

Структурообразование наплавленных слоев при проведении термической обработки. Для достижения требуемых физико-механических характеристик наплавленного и основного металлов целесообразно проведение термической обработки наплавленной детали. В практике наплавочных работ полноценная термическая обработка наплавленных деталей используется недостаточно. Основными причинами указанной ситуации являются сложность согласования режимов термической обработки деталей и наплавки, а также отсутствие данных по закаливанию и прокаливаемости наплавленных слоев.

Выбор вида термической обработки в основном определяется условиями работы и, как следствие, прочностными показателями детали, а также химическим составом основного и наплавленного металла. Прогнозировать механические свойства и структуру наплавленной детали после термической обработки можно следующими путями:

- моделирование процесса термообработки, учитывающее при анализе тепловых полей фазовые превращения и химический состав материала (программные комплексы ANSYS, MSC. MARC, DEFORM-3D, ThermoSim). Решение методом конечных элементов уравнения теплопроводности с граничными и начальными условиями, определение температуры в металле, расчет фазового состава путем аппроксимации термокинетической диаграммы распада аустенита [7];

- графическим наложением термокинетических (изотермических) диаграмм распада аустенита основного и наплавленного металлов вместе с кривыми охлаждения [8].

Существенное значение для протекания вторичной кристаллизации имеют условия охлаждения. Наиболее активно снижению критической скорости охлаждения способствуют карбидообразующие элементы – Сг, Тi и др. Причиной является уменьшение скорости диффузии углерода. Влияние этих легирующих элементов проявляется и в смещении критических точек. В этой связи были проведены исследования прокаливаемости различных наплавов по общепринятой методике оценки твердости полумартенситной зоны. Полученные данные согласуются с известными представлениями о влиянии карбидообразующих элементов на прокаливаемость. Весьма важной является более высокая прокаливаемость разработанных наплавов по сравнению с металлом основы (в нашем случае – сталь 50Г). Это позволяет подобрать согласованный режим термической обработки, при которой мартенситная структура будет формироваться только в наплавленном слое, а основной металл будет иметь более вязкую сорбитную или перлитную структуру (рис. 5).

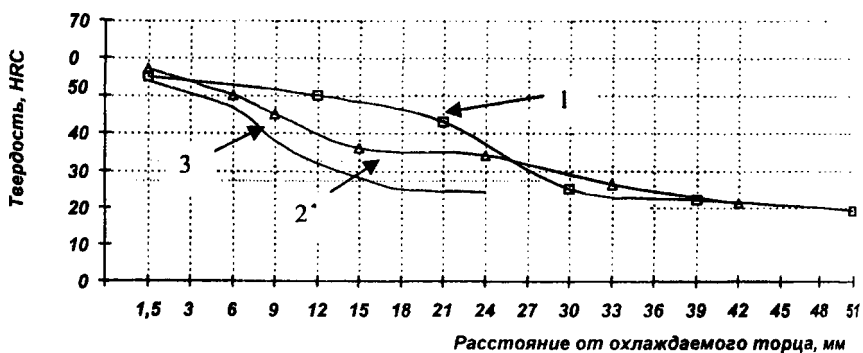


Рис. 5. Прокаливаемость наплавленных слоев различных сплавов: 1 – Сталь 70 борхромированная; 2 – Сталь 70 алюминититанированная; 3 – Сталь 50Г

Высокая микротвердость избыточных фаз и дисперсность матрицы обуславливают существенное повышение твердости (табл. 2). Особо следует отметить мелкодисперсность избыточных фаз и их

равномерное распределение в наплавке. В результате термической обработки сопротивление абразивному изнашиванию наплавленного слоя возрастает при требуемом уровне прочностных свойств детали.

Таблица 2. Твердость наплавленных слоев из диффузионно-легированной проволоки, МПа

Наплавляемая проволока	Вид термической обработки наплавленного слоя		
	Без термической обработки	Закалка + низкий отпуск	Отжиг
Исходная Сталь 70	2750 ± 380	3410 ± 230	1750 ± 130
Сталь 70, легированная В + Сг, диффузионный слой – 150 мкм	3600 ± 300	5150 ± 450	2520 ± 150
Сталь 70, легированная Аl+Ti, диффузионный слой – 100 мкм	3120 ± 350	4670 ± 380	2400 ± 140

Выводы

1. Термоциклирование прямым пропуском электрического тока позволяет интенсифицировать процесс диффузионного насыщения за счет повышения рабочих температур и многократных полиморфных превращений. Механизм структурообразования диффузионного слоя характеризуется ускорением диффузионных процессов в стали и формированием твердых растворов, низколегированных боридных, карбидных фаз. В ряде случаев в процессе отжига в переходной зоне формируется боридная эвтектика. Наличие внутреннего источника нагрева при прямом пропуске тока через легируемую проволоку требует разработки специальных насыщающих смесей повышенной активности.

2. В процессе электродуговой наплавки ДЛ-проволоки диффузионный слой растворяется в электродной капле, обеспечивая равномерное легирование наплавленного металла. При этом коэффициент перехода легирующего элемента в наплавленный слой близок аналогичному коэффициенту для традиционных наплавочных материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алиев, А. А. Борирование из паст / А. А. Алиев, Л. Г. Ворошнин. – Астрахань: Изд-во Астраханского гос. техн. ун-та, 2006. – 288 с.
2. Федюкин, В. К. Термоциклическая обработка металла и деталей машин / В. К. Федюкин, М. Е. Смагоринский. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1989. – 255 с.
3. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов / под ред. М. Х. Шорошова. – М.: Наука, 1984. – 187 с.
4. Гурьев, А. М. Химико-термоциклическая обработка (ХТЦО) сталей и сплавов / А. М. Гурьев, Л. Г. Ворошнин // Проблемы и перспективы развития литейного производства: сб. науч. тр. междунар. науч.-практ. конф. – 2001. – Режим доступа: <http://www.likeyka.boom.ru>. Дата доступа: 07.12.2005.
5. Семенченко, М. В. Электрохимикотермическая обработка проволоки для защитных покрытий: дис. ... магистра техн. наук: 05.02.01 / М. В. Семенченко. ПГУ, 2003. – 70 с.
6. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И. Н. Кидин [и др.]. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.
7. Кундас, С. П. Компьютерное моделирование процессов термической обработки сталей: монография / С. П. Кундас. – Мн.: Бестпринт, 2005. – 313 с.
8. Константинов, В. М. Проблемы термической обработки наплавленных деталей горношахтного оборудования / В. М. Константинов, В. Г. Дашкевич // Горная механика. – 2005. – № 2. – С. 92–96.

УДК 669.18

И. Н. ПЛЮЩЕВСКИЙ, канд. техн. наук,
А. А. ШИПКО, д-р техн. наук (ОИМ НАН Беларуси)

РОЛЬ СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ЛИТЬЯ И ПРОКАТКИ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ПОЛОС

Развитие технологии непрерывной разливки стали с совмещением операций прокатки стимулировало прогресс мини- и микрометаллургических технологий, направленных на производство различного сортамента стали. Появление и быстрый рост числа металлургических мини-заводов обусловлены следующими предпосылками:

- низкими удельными капиталовложениями и коротким строительным циклом;