



Рис. 3. Характер разрушения квазислоистой (квазимонолитной) стали при испытаниях газопровода:

а — общий вид разрушения; б — вид излома вблизи очага разрушения

ловнях трубы с монолитной стенкой из стали контролируемой прокатки разрушились при длине трещины в 10 раз большей. Из толстолистового АКМ (165 мм) были изготовлены днища сосудов высокого давления. Механические свойства толстого листового листа выше, чем обычного монолитного толстого листа.

В связи с этим нам представляется неоснованным содержащееся в работе [7] замечание, что «при наличии в конструкции напряжений поперек листа» вряд ли допустимо применение склонной к расщеплению стали контролируемой прокатки, которая «по формальным показателям сопротивления разрушению лучше монолитной нормализованной стали».

Следует иметь в виду, что в различных отраслях техники, в том числе и в химической промышленности, уже давно и успешно применяют сосуды высокого давления многослойной стенкой, т. е. с готовым листовым расщеплением.

Выводы. 1. Конструкционные стали нового типа — квазислоистые (КСМ) и армированные квазимонолитные (АКМ) — характеризуются организованной слоистостью и при динамическом нагружении расширяются, препятствуя тем самым развитию протяженных трещин.

2. Характер разрушения квазислоистой стали (КСМ и АКМ) свидетельствует о ее превосходстве над монолитным металлом, особенно в конструкциях, подвер-

гаемых ударному нагружению под воздействием низких температур.

Список литературы

1. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Кирдо И. В. и др. Самопроизвольная очистка металла от окисных пленок. — ДАН СССР, 1964, т. 159, № 1, с. 72—73.
2. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. М.: Машиностроение, 1966, с. 383.
3. Патон Б. Е., Медовар Б. И. О новом классе металлических материалов. — ДАН УССР. Серия А, 1980, № 9, с. 100—102.
4. Патон Б. Е., Медовар Б. И. Новые конструкционные металлические материалы — АКМ (армированные квазимонолитные) и КСМ (квазислоистые). — Изв. АН СССР. Металлы, 1981, № 3, с. 17—24.
5. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Саенко В. Я., Кренделева А. И. О характере слоистого разрушения малоперлитных высокопрочных толстолистовых сталей. — ДАН УССР, Серия А, 1981, № 7, с. 87—90.
6. Матросов Ю. И., Филимонов В. Н., Бородкина М. М., Григорьева Т. М. Влияние контролируемой прокатки на механические свойства, структуру и характер разрушения стали 09Г2. — Изв. АН СССР. Металлы, 1980, № 5, с. 99—104.
7. Гуляев А. П. Особенности разрушения стали контролируемой прокатки. — МТМ, 1982, № 5, с. 24—26.

ДК 620.18.17:621.785.53:661.65

ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ В ПРОЦЕССЕ ЛИТЬЯ

Е. И. БЕЛЬСКИЙ, В. Е. ЛИВЕНЦЕВ, М. В. СИТКЕВИЧ
Волгусский политехнический институт

При изготовлении деталей, работающих в условиях интенсивного истирания, весь-

ма перспективно совмещение процесса кристаллизации при литье заготовок с диф-

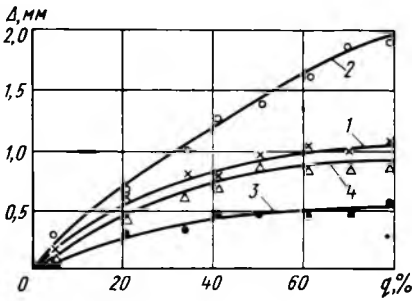


Рис. 1. Зависимость толщины борированного слоя Δ от температуры заливки металла и количества боронасыщающей составляющей (q) в облицовочной смеси:

1, 2 — сталь 45; 3, 4 — сталь 5ХНМ; 1, 3 — температура заливки 1550 °C; 2, 4 — 1650 °C

фузионным упрочнением их поверхностного слоя. При этом возникает необходимость изучения закономерностей формирования диффузионных слоев, например борированных, как результат взаимодействия жидкого, кристаллизующегося и охлаждающегося затем твердого металла отливки с керамическим легирующим облицовочным слоем литейной формы.

Для получения облицовочного слоя литейных форм нами использован наполнитель на основе окиси циркония (цирконовая мука и цирконовый песок) в смеси с боронасыщающей составляющей (БНС). В качестве связующего применяли гидролизированный раствор этилсиликата. Для отверждения суспензии вводили 40 %-ный водный раствор триэаноламина.

Результаты исследований закономерностей борирования в изотермических условиях и в процессе литья [1, 2] свидетельствуют о том, что наилучшим боронасыщающим материалом является смесь, состоящая из карбида бора и фтористого натрия в соотношении 10 : 1.

Взаимодействие компонентов смеси (B_4C и NaF) при высоких температурах приводит к появлению газообразных борфторатов,

которые диссоциируют с образованием активных атомов бора [2]. Решающий фактор в формировании упрочненных слоев — диффузия атомарного бора в жидкий (кристаллизующийся), а также и в твердый металл.

Поверхностно-легированные образцы размером $25 \times 25 \times 45$ мм получали при заливке металла в формы, облицованные боронасыщающей керамикой (слой толщиной 5 мм).

Толщина борированного слоя зависит от количества боронасыщающей составляющей в облицовке и параметров литья (температуры заливки, скорости охлаждения), определяющих продолжительность протекания диффузионных процессов. При благоприятных условиях можно получать слой толщиной до 2 мм (рис. 1).

Формирование борированных слоев начинается еще при заливке металла, когда коэффициент диффузии бора во много раз больше, чем при температурах обычной химико-термической обработки.

Вследствие большой скорости диффузионного перемещения бор быстро проникает на большую глубину от контактной поверхности, при этом условия для образования концентраций, необходимых для появления сплошной зоны боридов, отсутствуют. В результате кристаллизации насыщенных бором поверхностных слоев образуется эвтектика спирально-пластинчатого строения. Рентгеноструктурным анализом установлено, что она содержит FeB -, Fe_2B -, Fe_3B - и Fe_2 -фазы.

При температурах заливки 1550—1560 °C в формы из облицовочной смеси, содержащей до 50 % БНС, образуются слои доэвтектического типа, состоящие из боридной эвтектики и крупных включений перлитов (рис. 2, а). Установлено, что при увеличении количества карбида бора в облицовочной смеси доля перлитных включений в борированном слое уменьшается.

Повышение температуры заливки стали 45 до 1660 °C в формы, облицованные материалом, содержащим до 70 % БНС, и увеличение времени диффузии бора (изотермическая выдержка образцов в форме при 1100 °C 30 мин) позволили получить



текстические зоны толщиной 0,5—1,0 мм при общей толщине боридного слоя 1,2—2 мм. При этом за зоной боридной эвтектики по сечению расположена доэвтектиче-

Рис. 2. Микроструктура борированных слоев, полученных в процессе формирования отливок из стали 45 (а, б) и 5ХНМ (в) ($\times 60$): а — температура заливки 1550 °C; б, в — 1660 °C

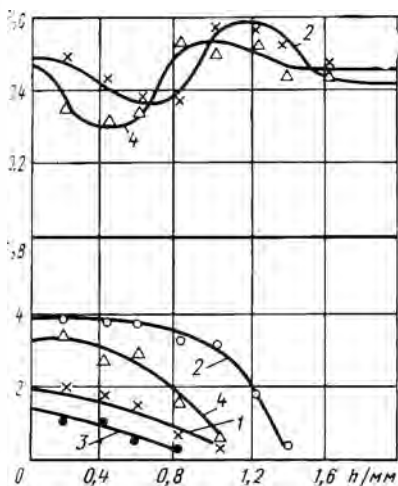


Рис. 3. Распределение углерода и бора в поверхностных слоях борированных отливок — расстояние от поверхности образца): 1, 2 — доэвтектический и заэвтектический слои стали 45 соответственно; 3, 4 — доэвтектический и заэвтектический слои стали 5ХНМ соответственно; 1, 3 — заливка при 1550 °С (70 % БНС); 2, 4 — заливка при 1660 °С, выдержка при 1100 °С 0,5 ч (70 % БНС)

ния зона с крупными перлитными зёрнами (рис. 2, б).

Как видно из рис. 2, борированные слои, образующиеся в процессе формирования отливки, значительно отличаются от слоев, получаемых в условиях изотермического жарёж при 900—1000 °С.

При традиционных методах борирования образуются слои игольчатого строения, состоящие из сплошной зоны боридов железа. В процессе высокотемпературного взаимодействия с легирующей керамикой в металле отливки образуются слои на основе боридной эвтектики (механическая смесь боридов железа и перлита).

Для получения легирующей керамики, обеспечивающей формирование борированных слоев большой толщины и высокого качества упрочненной поверхности определен состав смеси — 50—60 % карбида бора + 4—6 % фтористого натрия + 35—45 % наполнителя на основе окиси циркония (смесь кварцевого песка и цирконовой муки в соотношении 1 : 1)*. Отливки, полученные в формах с покрытием из указанной смеси, имеют шероховатость поверхности $Ra = 10 \pm 20$ мкм. Наличие глубокого диффузионного слоя позволяет при необходимости выполнять даже шлифование и другие заключительные операции упрочнения поверхностей отливок.

Послойный химический анализ показал, что в поверхностных слоях отливок, полученных при различных условиях кристаллизации, содержится от 1,5 (в доэвтектических) до 4 % В (в эвтектических слоях). Как видно из рис. 3, концентрация бора незначительно снижается от контактной поверхности вглубь и только на гра-

нице слоя с основным металлом она резко понижается до сотых долей процента.

В борированном слое наблюдается значительное перераспределение углерода основного металла, и содержание его в большей степени зависит от структуры диффузионного покрытия (рис. 3).

На образцах стали 5ХНМ получены слои с практически такой же структурой, что и на образцах стали 45 (см. рис. 2, в). Однако толщина слоя на образцах стали 5ХНМ несколько меньше, что можно связать с влиянием молибдена и особенно хрома на скорость диффузии бора. Микрорентгеноспектральным анализом установлено наличие хрома и молибдена в структурных составляющих боридной эвтектики слоя стали 5ХНМ. Отмечены также усиленная миграция углерода в направлении сердцевины отливки и образование более глубокой перлитной переходной зоны, отличающейся по характеру структуры от соответствующей зоны у образцов стали 45.

В поверхностных слоях образцов стали 5ХНМ рентгеноструктурным анализом обнаружены бориды Cr_2B , Mo_2B , а также карбиды хрома и молибдена. Повышенное содержание карбидообразующих элементов в слое подтверждается также и результатами химического анализа. Этим методом, в частности, установлено, что в слое содержится примерно в 2 раза меньше никеля, чем в основном металле.

Проведенные эксперименты показали, что микротвердость боридной эвтектики в литом состоянии у образцов стали 5ХНМ составляет $H 800—H 900$, а у образцов стали 45 — $H 700$. Микротвердость боридной эвтектики, а также переходной зоны может сильно изменяться в зависимости от режимов термической обработки (см. таблицу).

Условия формирования слоев	Микротвердость (Н)*		q, мг/см ²
	боридной эвтектики	стальной составляющей борированного слоя	
Сталь 45			
Закалка от 820 °С + отпуск при 200 °С	—	650	900
Поверхностное легирование в процессе литья (ПЛ)	700	300	300
ПЛ + закалка от 820 °С	1200	700	150
Сталь 5ХНМ			
Закалка от 860 °С + отпуск при 480 °С	—	480	400
Поверхностное легирование в процессе литья (ПЛ)	800	400	150
ПЛ + закалка от 860 °С + отпуск при 250 °С	1300	800	80
ПЛ + закалка от 860 °С + отпуск при 480 °С	1250	800	80
ПЛ + закалка от 860 °С + отпуск при 860 °С	1100	700	100
ПЛ + закалка от 860 °С + отпуск при 650 °С	900	400	150

* А. с. 973669 (СССР).

* Нагруз^{ка} 0,1 Н.

54 После закалки в боридной эвтектике вместо перлита наблюдается мартенсит, при этом микротвердость сталей 45 и 5ХНМ повышается до $H 1200$ и $H 1300$ соответственно.

Испытания на изнашивание в условиях сухого трения скольжения (скорость 0,42 м/с, давление 15 МПа, путь трения 1 км, материал контртела — сталь 25ХГТ) показали, что образцы стали 45, поверхностно-легированные в процессе литья, обладают значительно большей износостойкостью, чем образцы закаленной стали 5ХНМ. Износостойкость закаленных поверхностно-упрочненных образцов увеличивается еще примерно в 2 раза (см. таблицу).

Только после высокого отпуска микротвердость и износостойкость борированных слоев понижаются (см. таблицу).

Результаты экспериментов показали возможность и целесообразность осуществления диффузионного насыщения, совместного с литьем. Этот метод рекомендуется для поверхностного упрочнения деталей работающих в условиях интенсивного изнашивания, а также для инструментальной оснастки.

Список литературы

1. Бельский Е. И., Ситкевич М. В., Траймак Н. С. Упрочнение литых и формованных инструментальных сталей. Минск: Наука и техника, 1982. 28 с.
2. Бельский Е. И., Ситкевич М. В., Гов В. А. Диффузионное упрочнение стальных изделий из образков в условиях быстрого нагрева. — Изв. вузов. Черная металлургия, 1980, № 5, с. 116—119.

УДК 620.193:620.195

АНОДНАЯ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Н. И. ИСАЕВ, В. Б. ЯКОВЛЕВ, Э. К. ОСИПОВ, А. В. ИСАЕВ,
Е. А. ТРОФИМОВА, В. Ю. ВАСИЛЬЕВ
ИМЕТ им. А. А. Байкова, МИСиС

Анодное окисление — традиционный способ повышения коррозионной стойкости металлов и сплавов — широко используется в различных отраслях промышленности. С развитием современной техники возникает необходимость совершенствования методов поверхностной обработки материалов для повышения их коррозионной стойкости. В связи с этим анодное окисление принципиально новых материалов, в частности аморфных сплавов, представляет научный и практический интерес. Исследование процессов анодной обработки аморфизированных поверхностей образцов вентильных металлов [1] и аморфных сплавов позволяет установить влияние аморфного состояния подложки на физико-химические свойства и коррозионную стойкость пленок, образующихся в результате окисления.

Цель данной работы — выявление особенностей процесса анодного окисления и свойств анодных оксидных пленок (АОП), образующихся на поверхности аморфных сплавов. Исследовали аморфные сплавы на основе вентильных металлов систем $Zr-Ni$, $Zr-Cu-Ni$, $Zr-Al-Ni$, $Zr-Cu-Sn$, $Zr-Al$, $Zr-Mo$. Образцы сплавов в виде ленты шириной от 1,5 до 3 мм и толщиной от 30 до 50 мкм получали методом выплавки во взвешенном состоянии с последующей закалкой расплава на вращающемся медном диске. Структуру сплавов контролировали методами рентгеновской дифрактометрии, электронной микроскопии, а также по изменению удельного электросопротивления ρ при нагреве (переход сплава в кристаллическое состояние при нагреве сопровождается скачкообразным уменьшением ρ). Перед окислением образцы обезжиривали ацетоном.

Для окисления использовали электролиты, не растворяющие или слабо растворяющие оксидную пленку: борнокислый электролит (40—45 г/л H_3BO_3 и 18 экв 25 %-ного водного раствора NH_4OH), 20 %-ный раствор H_2SO_4 . Анодное окисление проводили либо в гальваностатическом, либо в потенциостатическом режиме, для чего использовали потенциостат П5827М и источник питания УИП. Изменение тока во втором режиме регистрировали с помощью запоминающего электронного осциллографа С8-1.

Все эксперименты и измерения проводили при температуре 25 °С.

На рис. 1 представлена зависимость напряжения в электролитической ячейке от времени при окислении различных

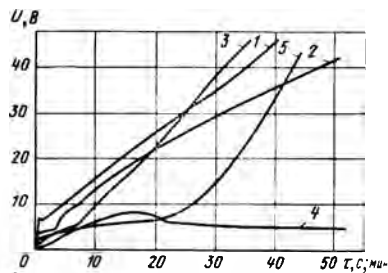


Рис. 1. Изменение напряжения в зависимости от времени при анодном окислении (плотность тока 40 А/м²):

1, 2 — алюминий и аморфный сплав $Zr_{70}Al_{30}$ соответственно в борнокислом водном электролите; 3, 4 — аморфный сплав $Zr_{70}Al_{30}$ и алюминий в 20 %-ном растворе H_2SO_4 ; 5 — аморфный сплав $Zr_{70}Ni_{30}$ в этиленгликолевом электролите; для кривых 1—4 шкала времени дана в с, для кривой 5 — в мин.