

ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ДИФФУЗИОННОГО БОРСОДЕРЖАЩЕГО СЛОЯ НА ЕГО РАСТВОРЕНИЕ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Дашкевич В.Г.¹, Пивоварчик А.А.²

1) Белорусский национальный технический университет,
Минск, Республика Беларусь;

2) Гродненский государственный университет имени Янки Купалы,
Гродно, Республика Беларусь

На растворение диффузионного борсодержащего слоя влияют структура, химический и фазовый состав основного металла, а также толщина слоя. В работе исследовались особенности структуры и фазового состава диффузионного борсодержащего слоя на стальных образцах в виде углеродистой проволоки и растворение слоя при воздействии концентрированными потоками энергии, в частности, электрической дугой. На режимах обработки, не вызывающих отделение диффузионного слоя для бормарганцированной и борохромированной проволоки, отмечены следующие особенности растворения:

1. Процесс растворения начинается с низкобористой фазы (Fe, Me)₂B, по причине более низкой температуры плавления и направления теплового потока. На границе раздела «диффузионный слой – основа» за счет растворения боридной оболочки с внутренней стороны слоя (со стороны ядра проволоки) образуется область легкоплавкой эвтектики. Происходит контактное эвтектическое плавление. Металл на этом участке находится некоторое время в таком состоянии, которое способствует протеканию активной диффузии легирующих элементов между твердой и жидкой фазами [1, 2].

2. Переходная зона, которая имеет форму «клина», расширяющегося при приближении к капле, обогащается включениями избыточных фаз в виде боридов (Fe, Me)₂B правильной геометрической формы, которые, отделившись от диффузионного слоя, постепенно растворяются. В зоне «клина» после охлаждения микротвердость по сечению растет от 4300 до 8600 МПа, что свидетельствует о перераспределении легирующих элементов. Бор, постепенно растворяясь, способствует увеличению твердости в указанной области и образованию пересыщенного твердого раствора, который после охлаждения формирует закалочные структуры [3].

3. В непосредственной близости к капле область смыкается, образуя практически однородную структуру, это обусловлено формированием только жидкой фазы. Происходит перемешивание расплавленного электродного металла в капле (жидкофазная гомогенизация), прежде всего, за счет электромагнитных сил. Однако в связи со скоротечностью стадии, перемешивания полностью не происходит. Не растворившаяся часть диффузионного слоя, оплавленная, распределяется по поверхности капли.

В результате исследования процесса растворения диффузионного слоя для борохромированной и бормарганцированной проволоки установлено, что в за-

висимости от фазового состава и структуры образование жидкой фазы проходит с различной интенсивностью. По результатам анализа микроструктуры участков переходной зоны (зоны жидкофазного растворения) после охлаждения отмечены следующие особенности:

- при плавлении боромарганцированной проволоки область жидкофазного растворения при одних и тех же условиях больше, чем борохромированной проволоки;

- образование мелкодисперстных включений боридов в заэвтектической зоне характерно для боромарганцированной проволоки (рисунок 1, б), для борохромированной преимущественно идет эвтектическое превращение, к тому же наблюдается образование бороцементитной оторочки, которая, видимо, снижает скорость плавления диффузионного слоя (рисунок 1, а).

Таким образом, наиболее активно растворение протекает для боромарганцированной проволоки по причине наличия в структуре диффузионного слоя преимущественно фазы $(Fe, Mn)_2B$ и пониженной температуры плавления.

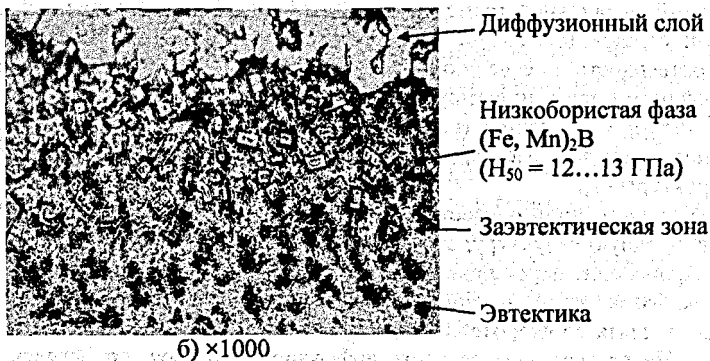
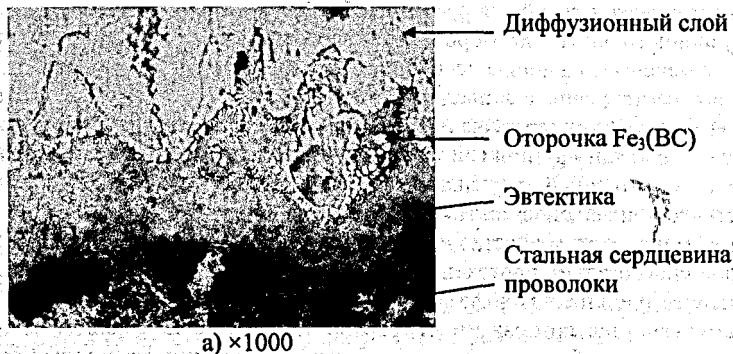


Рисунок 1 – Микроструктура границы «диффузионный слой - стальная сердцевина» в момент образования жидкой фазы при плавлении борохромированной (а) и боромарганцированной (б) стальной проволоки

Отметим, что согласно проведенной оценке скорости плавления проволоки, время существования жидкой фазы на границе раздела «диффузионный слой – стальная сердцевина» составляет примерно 0,02...0,05 с. Поэтому с учетом коэффициента диффузии атомов бора в жидкой фазе диффузионный путь атомов бора при свободном перемещении его в жидкости может составить 100...150 мкм. Следовательно, скорость, с которой протекает процесс плавления проволоки, достаточна для активного растворения диффузионного слоя.

В результате сформировано следующее представление о механизме процесса плавления борсодержащего диффузионно-легированного материала: существует стадия твердофазной диффузии элементов из диффузионного слоя в стальную сердцевину, затем образование жидкой фазы за счет контактного эвтектического плавления, ускоренное растворение диффузионного слоя и жидкофазная гомогенизация расплава.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Бобылев, М.В. Перспективные экономно-легированные борсодержащие стали для производства высокопрочных сложных деталей / М.В. Бобылев, Е.Г. Королева, П.А. Штаников // *МирТом*. – 2005. – № 5. – С. 51–55.
2. Лякишев, Н.П. Борсодержащие стали и сплавы / Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, С.И. Лапо. – М.: *Металлургия*, 1986. – 192 с.
3. Спиридонова, И.М. Структура и свойства железобористых сплавов / И.М. Спиридонова // *МирТом*. – 1984. – № 2. – С. 55–57.

УДК 621.794.61:539.23

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ШТАМПОВОЙ ОСНАСТКЕ

Онысько С.Р.¹, Хвисевич В.М.¹, Чекан Н.М.², Акула И.П.²

1) Брестский государственный технический университет,

Брест, Республика Беларусь;

2) Физико-технический институт НАН Беларуси,

Минск, Республика Беларусь

Для осаждения покрытий ZrCN-DLC использовалась вакуумная установка УВНИПА-1-001, оснащенная катодно-дуговыми источниками плазмы, а также ионным источником. Откачка вакуумной камеры производилась до остаточного давления $\sim 4,5 \cdot 10^{-3}$ Па. Непосредственно перед осаждением покрытий проводилась ионная очистка подложек путем бомбардировки их поверхности ионами аргона с энергией до 2 кэВ в течение 30 минут. Для нанесения покрытий использовался стационарный дуговой источник плазмы с катодом из Zr (99,9%). Толщина сформированных покрытий составляла около 2-3 мкм. Варьируемым параметром выступало давление реакционного углеводородного газа (C_2H_2).

Для исследования фазового состава покрытий использовалась рентгеновская дифракция (дифрактометр Дрон-3), длина волны рентгеновского излучения 0,15405 нм ($K\alpha_1$ излучение меди). Элементный состав и типы химических связей композиционных покрытий ZrCN-DLC определялись с использованием рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на приборе ЭС-2401 с длиной волны рентгеновского излучения 0,995 нм ($MgK\alpha$, 1253,6 эВ). Твер-