

КИНЕТИКА РОСТА ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЕВ ПРИ БОРИРОВАНИИ ЛИТЫХ СТАЛЕЙ

В. И. Мосоров, Б. Д. Лыгденов, А. Д. Грешилов, А. А. Долгоров
Восточно-Сибирский государственный технологический университет,
г. Улан-Удэ, Россия

Известно, что структура литого инструмента сохраняет на поверхности дендритную ликвацию. Известные методы термического воздействия на дендритную ликвацию уменьшают, но не устраняют этот недостаток.

В связи с этим разработка и внедрение новых более эффективных технологий упрочнения инструментальных сталей, повышающих качество готового инструмента и, в конечном итоге – его эксплуатационную стойкость, обеспечивающую значительное снижение энергозатрат, направлены на решение и теоретическое обоснование научной проблемы, имеющей важное народнохозяйственное значение.

В данной работе приведены результаты диффузионного насыщения бором сталей 5ХНВЛ, 55Л.

Борирование проводили по традиционной технологии. В качестве диффузанта-содержащего компонента использовали карбид бора (B_4C) и в качестве активатора тетрафторборат калия (KBF_4). Кинетику формирования диффузионного слоя определяли по времени выдержки и температуре.

На стали 5ХНВЛ при температуре 850 °С в течение 3 часов сформировался диффузионный слой толщиной 30–40 мкм (рисунок 1). Согласно имеющимся данным, при 850 °С энергии активации для диффузии бора все-таки недостаточно. Тем более, что легирующие элементы препятствуют диффузионным процессам.

Образование диффузионного слоя, предположительно, связано с вытянутой формой приповерхностных зерен, образующихся при кристаллизации литого инструмента. Известно, что наиболее интенсивно диффузионное проникновение атомов происходит по границам зерен. И если границы зерен вытянуты в сторону диффузионного потока, то вполне можно предположить, что атомы бора могут продиффундировать на глубину до 30–40 мкм.



Рисунок 1 – Диффузионный слой на стали 5ХНВЛ при режиме: $t=850\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$; $\times 200$. Толщина слоя = 30–40 мкм

В дальнейшем, температура диффузионного процесса составила 950 °С. При этой температуре, формирование диффузионного слоя происходит по традиционной схеме. Здесь можно отметить незначительное, но увеличение толщины диффузионного слоя по сравнению с деформированной сталью 5ХНВ (рисунок 2). Из рисунка видно, что концы боридных игл имеют несвойственный им вид. Завершение игл как бы повторяют границы зерен.



Рисунок 2 – диффузионный слой на стали 5ХНВЛ при режиме: $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 5\text{ ч}$; $\times 400$. Толщина слоя = 145–160 мкм



Рисунок 3 – микроструктура диффузионного слоя на стали 55Л при режиме: $t=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$; а) $\times 200$, Толщина слоя = 85–95 мкм

При насыщении бором стали 55Л произошел интенсивный рост диффузионного слоя в первые часы выдержки. Положительную роль в этом сыграло, видимо отсутствие легирующих элементов в стали. Тем не менее, толщина диффузионного слоя составила 85–95 мкм.

Было проведено экспериментальное исследование структуры и фазового состава борированного слоя на поверхности стали 55Л. Поверхностная структура в исследуемой стали фактически формируется тремя химическими элементами: железом, бором и углеродом. Железо является основным элементом на поверхности, углерод присутствует в количестве, введенном в стали.

Предполагается образование трех боридов: FeB , Fe_2B и Fe_3B [1–5]. Отметим, что в отличие от твердых растворов углерода в железе, твердые растворы бора в железе, как в γ , так и в α и δ , крайне ограничены.

Помимо бинарных фаз FeB , Fe_2B , Fe_3B , Fe_3C , исследованиях наблюдались тройные фазы: $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ и $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ и конечно феррит. Карбиды Fe_3C и Fe_{23}C_6 изоморфны боридам Fe_3B и Fe_{23}B_6 . Поэтому легко образуются тройные фазы соответствующей симметрии, а именно, $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ и $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$.

Наконец, необходимо обратить внимание на возможность существования недиаграммных фаз, в частности Fe_8B и $\text{Fe}_2\text{B}'$, а точнее $\text{FeB}_{0.49}$. Их структурные данные приведены в таблице 1. Борид Fe_8B обнаруживается только методом ПЭМ. Частицы этого

борида, также как и борида Fe_2B , присутствуют на границах кристаллов борида FeB и также имеют, в основном, округлую форму (рисунок 4).

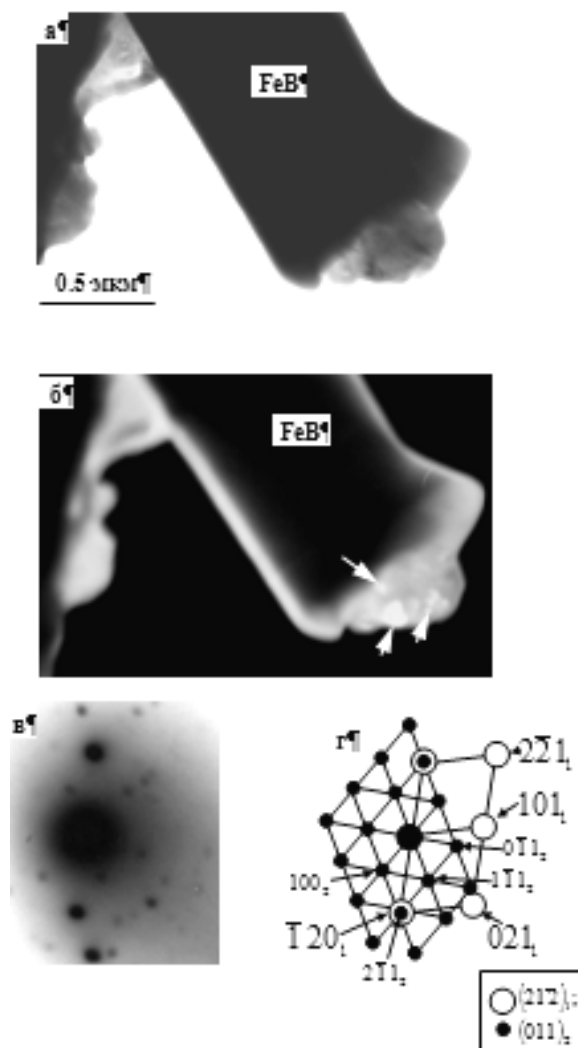


Рисунок 4 – Тонкая структура борированной стали 55Л. Изображение получено на поверхности образца (слой I): а) светлоспольное изображение; б) темнопольное изображение, полученное в совпадающих рефлексах $[\bar{1}20]_1 + [2\bar{1}1]_2$; в) микродифракционная картина, полученная с участка (а), содержит рефлексы, принадлежащие плоскости $(212)_1$ и $(011)_2$, где 1 – борид FeB , 2 – борид Fe_8B . Белыми стрелками на (а) отмечены частицы борида Fe_8B , расположенные на границах кристаллов FeB .

Таблица 1 – Структурные данные недиаграммных метастабильных боридов из системы Fe–B

Борид	Тип кристаллической решетки	Пространственная группа	Параметры кристаллической решетки (нм)		
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
Fe ₂₃ B ₆	Кубич.	<i>Fm3m</i>	1.0654	-	-
Fe ₈ B	Гексагон.		0.5490	-	0.7199
FeB _{0.49}	Ромбоэдр.	<i>R3m</i>	1.0948	-	2.3850

Следовало бы ожидать присутствие фаз В-С, а именно, В₄С, В₁₃С₂, В_мС_п, а также другие варианты карбида бора. В настоящем исследовании карбиды бора не обнаружены. Обусловлено это как узкими областями существования карбидов бора, так и небольшим количеством углерода в поверхностных слоях сталей с учетом их возможного обезуглероживания.

Выводы: Исходная структура литой стали имеет положительное влияние на диффузионную подвижность атомов бора при уменьшении рабочей температуры химико-термической обработки. Это приводит к существенному уменьшению энергозатрат.

Выявлено присутствие недиаграммной фазы – борида Fe₈B.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гурьев А. М., Козлов Э. В., Игнатенко Л. Н., Попова Н. А. Физические основы термоциклического борирования сталей. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2000. – 177 с.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник. Т.1 /Под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
3. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
4. Гуляев А. П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1978. – 647 с.
5. Самсонов Г. В., Винницкий И. М. Тугоплавкие соединения (справочник). – М.: Металлургия, 1976. – 500 с.
6. Физические основы химико-термоциклической обработки сталей: монография / А. М. Гурьев, Б. Д. Лыгденов, Н. А. Попова, Э. В. Козлов. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2008. – 250 с.