

УДК 621.793:537.533.9

НАПЛАВКА НА СТАЛЬ 3Х2В8Ф И 5ХНМ ПУЧКОМ ЭЛЕКТРОНОВ В ВАКУУМЕ НАСЫЩАЮЩИХ СМЕСЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ В₄С И АІ

© 2022 г. У. Л. Мишигдоржийн^а, *, А. П. Семенов^а, **, Н. С. Улаханов^а,
А. С. Милонов^а, Д. Э. Дашеев^а

^аИнститут физического материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
Улан-Удэ, 670047 Россия

*e-mail: druh@mail.ru

**e-mail: alexandersemenov2018@mail.ru

Поступила в редакцию 26.06.2021 г.

После доработки 22.07.2021 г.

Принята к публикации 27.07.2021 г.

Рассмотрена модификация поверхностных свойств инструментальных штамповых сталей 3Х2В8Ф и 5ХНМ высокотемпературной обработкой стационарным пучком электронов насыщающих смесей, содержащих карбид бора и алюминий. Металлографический анализ на поперечных шлифах по глубине обработанных сталей показал, что в результате обработки сформированы однородные слои с высокой шероховатостью и без видимых признаков зональности (слоистости) толщиной до ~500 мкм. Модифицированные слои имеют отчетливую границу с основой. Повышение микротвердости от 350 до 1550 HV в приповерхностном слое происходит в результате фазовых (рентгенофазовый анализ выявил наличие фаз Fe₂B, Fe₃Al, FeAl₃, AlB₂, AlFe₂B₂) и структурных превращений (закалки) из жидкого состояния. Развиваются термические напряжения, способствующие фазовому наклепу и пластической деформации. Наблюдаются волновые колебания значений микротвердости по глубине модифицированного слоя. При этом установлено, что максимальная микротвердость после двухкомпонентного (В₄С + АІ) легирования выше, чем после легирования одним карбидом бора.

Ключевые слова: обработка пучком электронов, В₄С–АІ насыщающие смеси, свойства поверхности, микроструктура, микротвердость, штамповая сталь.

DOI: 10.31857/S1028096022030153

ВВЕДЕНИЕ

Успехи в области физики высоких плотностей энергии привели к разработке процессов модификации поверхностных свойств стали и сплавов наплавкой электронным пучком насыщающих [1, 2] или реагирующих [3] смесей. Ускоренный пучок электронов обладает широкими возможностями концентрации энергии в единице объема материала, перевода материала в неравновесное структурно-фазовое [4] нанокристаллическое состояние. Повышенный интерес к методу электронно-лучевой обработки металлов и сплавов обусловлен модификацией их поверхностных свойств [5–8], в частности, износостойкости, окалинностойкости, твердости, коррозионной стойкости и жаростойкости.

В настоящей работе рассматриваются процессы высокоскоростного легирования и модификации поверхностных свойств инструментальных штамповых сталей 3Х2В8Ф и 5ХНМ обработкой в вакууме пучком электронов. Легирование осу-

ществлялось из насыщающих смесей, содержащих бор и алюминий.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В экспериментах применялась электронно-лучевая энергоустановка [9], которая укомплектована мощной электронной пушкой ЭПА-60-04.2 [10] с блоком управления БУЭЛ [11] и высоковольтным выпрямителем В-ТПЕ-2-30к-2 УХЛ4 [9].

Источником электронов служит вольфрамовый катод 1 (рис. 1) в форме диска диаметром 15 мм с полусферической эмитирующей поверхностью. На периферии плоского торцевого среза диска установлен кольцевой прямонакальный катод 2. Ток прямого накала составлял 28–30 А. При подаче электрического напряжения до 2 кВ между дисковым и кольцевым катодами диск накаляется до термоэмиссионных температур электронами, испускаемыми прямонакальным кольцевым катодом. Ток электронного накала изменяли до 4 А. Эмитируемые катодом 1 электроны ускоряются электродом 3 (ускоряющее напряжение 20 кВ),

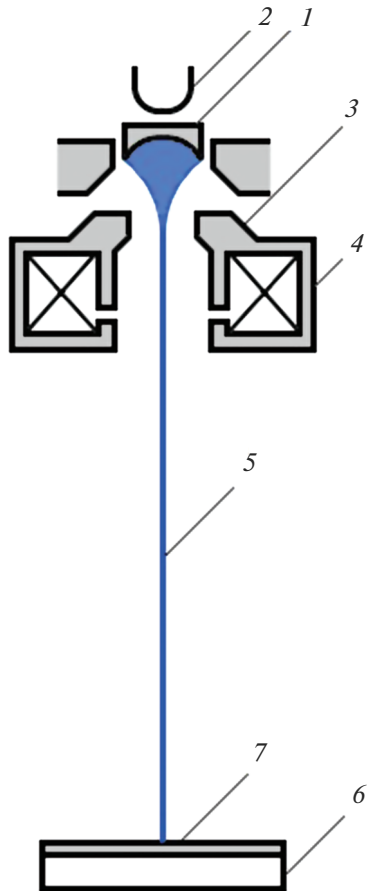


Рис. 1. Схема эксперимента: 1, 2 – катоды, 3 – ускоряющий электрод, 4 – электромагнитная фокусирующая и отклоняющая система, 5 – пучок электронов, 6 – образец, 7 – насыщающая смесь.

проникают в электромагнитную отклоняющую систему 4 и формируются в пучок 5. Электромагнитная отклоняющая система с помощью блока управления электронным пучком обеспечивает фокусировку электронного пучка (диаметр сканирующего электронного пучка $\sim 1\text{--}2$ мм) на объекте нагрева 6, перемещение пучка по окружности, прямой линии и развертку в растр. Кроме того, электронный коммутатор, встроенный в блок, легко распределяет мощность нагрева, образуя одновременно несколько областей нагрева, и задает определенное время задержки электронного пучка на каждой из них. Порошки насыщающих смесей (карбид бора B_4C , смесь $0.8\text{B}_4\text{C} + 0.2\text{Al}$) предварительно замешивали на органическом клее (цапонлаке) и наносили в виде пастообразной композиции 7 (рис. 1) толщиной $0.5\text{--}1.0$ мм на тестовые образцы 6 в форме пластин площадью $2.5\text{--}4$ см² и толщиной ~ 1 см из стали 3Х2В8Ф и 5ХНМ. Нагрев насыщающих смесей (сверхбыстрое плавление насыщающей смеси) осу-

ществляли стационарным пучком электронов с энергией 20 кэВ разверткой в растр по обрабатываемой поверхности с частотой ~ 50 Гц в течение $20\text{--}300$ с. Параметры электронного пучка были следующие: ток 20 мА, ускоряющее напряжение 20 кВ и удельная мощность $\sim 5.7 \times 10^2$ Вт/мм². Остаточное давление в вакуумной камере $10^{-4}\text{--}10^{-3}$ Па.

Фазовый состав полученных образцов исследовали на дифрактометре D2 Phaser фирмы Bruker. Анализ морфологии проводили методом растровой электронной микроскопии, элементный состав поверхности образцов определяли методом микрорентгеноспектрального анализа, при этом использовали растровый электронный микроскоп LEO 1430VP с энергодисперсионным анализатором INCA Energy 300 Oxford Instruments. Микроструктуру объектов исследовали с помощью металлографического микроскопа METAM PB-21, укомплектованного цифровой камерой VEC-335 с программным комплексом NEXSYS ImageExpert Pro 3.0 для количественного металлографического анализа. Микротвердость сформированных слоев определяли на микротвердомере ПМТ-3 М, укомплектованном цифровой камерой с программой обработки изображений отпечатков NEXSYS ImageExpert MicroHardness 2. Нагрузка составляла 100 г.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Модификацию поверхностных свойств стали 3Х2В8Ф и 5ХНМ бором и алюминием с высокими механическими и теплофизическими свойствами осуществляли расплавлением электронным пучком поверхности стали с легирующими элементами, предварительно нанесенными на обрабатываемый участок в виде пастообразной композиции. При давлении 10^{-3} Па температура образования боридов железа составляет около 900 К.

На рис. 2 представлена микроструктура поперечных шлифов обработанных сталей и рассмотрено их строение. Поверхность металла нагревается до температуры плавления и переходит в жидкое состояние. Скорость нагрева составляет порядка $\sim 10^6$ К/с. После воздействия электронного пучка поверхность охлаждается со скоростью $\sim 10^6$ К/с. Металлографический анализ показал, что в результате обработки сформированы однородные слои с высокой шероховатостью и без видимых признаков зональности (слоистости). Глубина легированного слоя на стали 3Х2В8Ф составила 320 мкм (B_4C) и 600 мкм ($0.8\text{B}_4\text{C} + 0.2\text{Al}$), а на стали 5ХНМ – 650 мкм (B_4C) и 760 мкм ($0.8\text{B}_4\text{C} + 0.2\text{Al}$). Слои имеют отчетливую границу с основой. После прекращения воздействия электронным пучком начинается процесс кри-

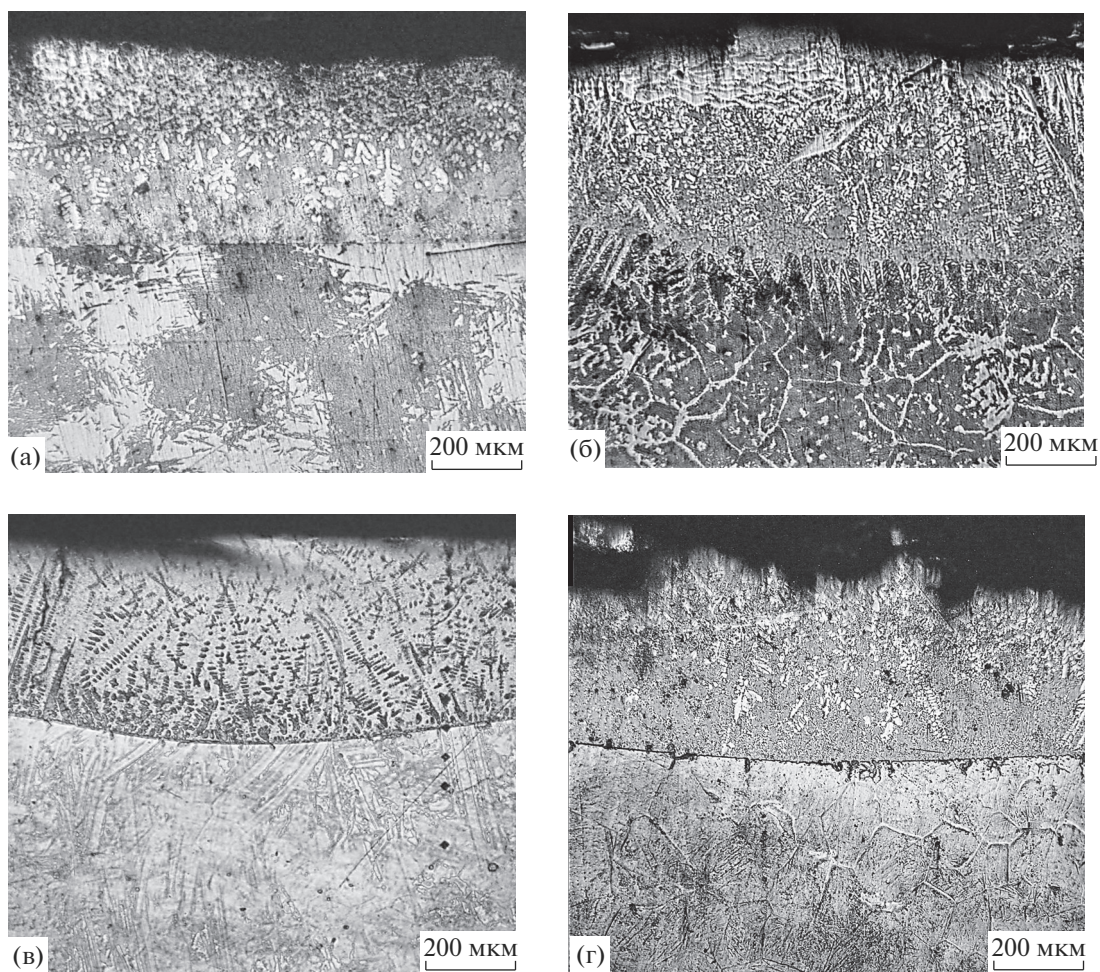


Рис. 2. Микроструктура поверхности стали 5ХНМ (а), (б) и 3Х2В8Ф (в), (г): (а), (в) – наплавка B_4C , (б), (г) – наплавка $0.8B_4C + 0.2Al$.

сталлизации, в результате которого формируется дендритоподобная структура модифицированного слоя. Дендриты растут вдоль отвода тепла перпендикулярно тепловым полям. На поверхности дендритные образования, ориентированы под различными углами.

Распределение микротвердости на поперечных шлифах по глубине обработанных сталей представлены на рис. 3 и 4. Видно, на стали 3Х2В8Ф максимальная микротвердость после обработки насыщающей смеси состава B_4C составила 900 HV, после обработки насыщающей смеси состава $0.8B_4C + 0.2Al$ – 1550 HV. На стали 5ХНМ значения соотносятся как 1000 HV к 1100 HV соответственно. Микротвердость основного металла составляет 650–750 HV на стали 3Х2В8Ф и 350–400 HV на стали 5ХНМ. Наблюдается немонотонный характер [4] распределения микротвердости по глубине модифицированного слоя на поверхности стали. Повышение микротвердости в приповерхностном слое происходит в ре-

зультате фазовых (рентгенофазовый анализ выявил наличие фаз Fe_2B , Fe_3Al , $FeAl_3$, AlB_2 , $AlFe_2B_2$) и структурных превращений (заковки) из жидкого состояния. Развиваются термические напряжения, способствующие фазовому наклепу и пластической деформации [4]. Следующий слой повышенной микротвердости (рис. 3 и 4) образуется в результате заковки от высоких температур из области расплава. Области пониженной микротвердости являются структурами отпуска. Наблюдаемые волновые колебания значений микротвердости по глубине модифицированного слоя поверхности свидетельствуют о сложном структурно-фазовом состоянии. Необходимо отметить, что микротвердость после двухкомпонентного ($B_4C + Al$) легирования выше, чем после легирования одним карбидом бора. Вероятно, это связано с образованием твердых содержащих алюминий фаз $FeAl_3$, AlB_2 , $AlFe_2B_2$.

Микротвердость в слое и в основном металле на стали 3Х2В8Ф выше, чем на стали 5ХНМ. Это

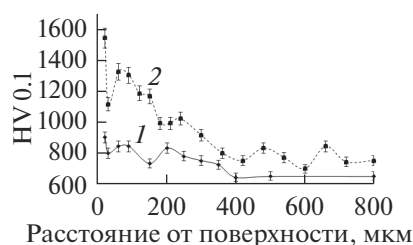


Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине на поверхности стали 3Х2В8Ф: 1 – наплавка V_4C , 2 – наплавка $0.8V_4C + 0.2Al$.

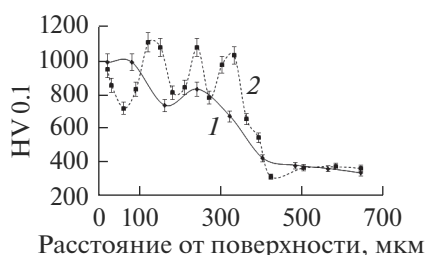


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине на поверхности стали 5ХНМ: 1 – наплавка V_4C , 2 – наплавка $0.8V_4C + 0.2Al$.

связано с влиянием легирующих элементов присутствующих в сталях. Известно, что в стали 3Х2В8Ф содержится до 10% вольфрама в виде карбидов, что обуславливает ее высокие механические характеристики, в том числе микротвердость.

Модификация поверхностных свойств наплавкой насыщающих смесей электронным пучком способствует проявлению более пластичных свойств у сформированных слоев (в сравнении со слоями, полученными традиционной химико-термической обработкой [5]). Кроме того, поверхность стали после обработки электронным пучком имеет гетерогенную структуру, сочетающую твердые (хрупкие) и более пластичные структурные составляющие. Такое сочетание отчасти объясняет отсутствие термических трещин при нагреве поверхности стали до высоких температур ~ 2000 К. Нагрев до указанной температуры неминуемо приводит к оплавлению поверхности исследуемых сталей вместе с нанесенной пастой. В результате последующей кристаллизации формируется дендритная структура (преимущественно в верхних частях слоев). В работе [12] авторы объяснили морфологию и строение слоев с помощью фазовой диаграммы Fe–В, где каждую зону слоя рассматривали как сплав определенного состава. В случае со сложнелегированными сталями данный подход может быть использован частично или исключен полностью в связи с высоким содержанием легирующих компонентов.

Возникает необходимость исследования тройных и четвертных фазовых диаграмм. Механизм формирования слоев на сталях 3Х2В8Ф и 5ХНМ еще предстоит исследовать.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Применение высококонцентрированного источника энергии позволяет сравнительно быстро передавать энергию электронного пучка при его воздействии на поверхность обрабатываемого металла или сплава, нагревать зону контакта до высоких температур. Это способствует увеличению диффузии бора из насыщающей обмазки по поверхности и проникновению его в объем металла, взаимодействию и образованию бороалитированных слоев. Электронно-лучевое легирование карбидом бора и алюминием привело к формированию модифицированных слоев с преимущественным дендритным строением. Добавка алюминия к насыщающей композиции способствует увеличению толщины покрытия (на стали 3Х2В8Ф с 320 мкм до 600 мкм и на 5ХНМ с 650 мкм до 760 мкм) и повышению микротвердости (на стали 3Х2В8Ф с 900 HV до 1550 HV и на 5ХНМ с 1000 HV до 1100 HV) поверхности исследуемых сталей. Установлено, что микротвердость в слое и в основном металле на стали 3Х2В8Ф выше, чем на стали 5ХНМ за счет более высокого содержания карбидов в первой. Электронно-лучевая наплавка $V_4C + Al$ насыщающих смесей может использоваться для упрочнения режущих инструментов, испытывающих разогрев в процессе работы до высоких температур без существенного снижения эксплуатационных свойств.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена в рамках НИОТР “Модификация поверхностных свойств инструментальных сталей 3Х2В8Ф и 5ХНМ методом электронно-лучевой обработки” (договор № 68/2020) при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-79-10163).

Конфликт интересов: Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Mishigdorzhiiyn U.L., Ulakhanov N.S., Milonov A.S., Semenov A.P.* // IOP CONF. SER. MATER. SCI. ENG. 2020. V. 759. № 012017. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/759/1/012017>
2. *Корнилов С.Ю., Ремне Н.Г., Смирнягина Н.Н.* // Физика и химия обработки материалов. 2017. № 5. С. 26.
3. *Dashev D.E., Smirnyagina N.N., Khaltanova V.M., Semenov A.P.* // J. Physics: Conference Series. 2015.

- V. 652. № 012002.
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/652/1/012002>
4. Итин В.И., Коваль Н.Н., Месяц Г.А., Ротштейн В.П., Чухланцева И.С., Щанин П.М. Источники электронов с плазменным эмиттером. Новосибирск: Наука, 1983. С. 104.
 5. Сизов И.Г., Смирнягина Н.Н., Семенов А.П. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1999. № 12. С. 8.
 6. Смирнягина Н.Н., Сизов И.Г., Семенов А.П., Ванданов А.Г. // Физика и химия обработки материалов. 2001. № 2. С. 63.
 7. Смирнягина Н.Н., Сизов И.Г., Семенов А.П. // Неорганические материалы. 2002. Т. 38. № 1. С. 48.
 8. Новакова А.А., Сизов И.Г., Гвоздовер Р.С., Голубок Д.С., Киселева Т.Ю., Семенов А.П., Смирнягина Н.Н., Прусаков Б.А. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2003. № 3. С. 99.
 9. Григорьев Ю.В., Семенов А.П., Нархинов В.П., Гырлылов Е.И., Дружинин В.В., Кириллов Э.А., Смирнягина Н.Н. Комплексное использование минерального сырья Забайкалья. Улан-Удэ: Изд-во Бурятского научного центра СО РАН, 1992. С. 139.
 10. Григорьев Ю.В., Карлов В.И., Мурашов А.С., Федоров В.И. // Приборы и техника эксперимента. 1989. № 2. С. 228.
 11. Григорьев Ю.В., Петров Ю.Г., Позднов В.И. // Приборы и техника эксперимента. 1990. № 2. С. 236.
 12. Мишигдоржийн У.Л., Сизов И.Г., Полянский И.П. // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2018. Т. 20. № 2. С. 87.

Surface Alloying of 3Kh2V8F and 5KhNM Die Steels by Means of Electron Beam in Vacuum with B₄C and Al Treatment Pastes

U. L. Mishigdorzhiiyn^{1, *}, A. P. Semenov^{1, **}, N. S. Ulakhanov¹, A. S. Milonov¹, D. E. Dasheev¹

¹Institute of Physical Material Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Science, Ulan-Ude, 670047 Russia

*e-mail: druh@mail.ru

**e-mail: alexandersemenov2018@mail.ru

Processes of modifying surface properties of 3Kh2V8F and 5KhNM tool steels by electron beam alloying (EBA) in a vacuum by boron and aluminum treatment mixtures were considered. The metallographic analysis on the cross-sections showed that as a result of EBA, uniform layers with high roughness and without visible signs of zoning (layering) with a thickness of up to ~500 μm were formed. The modified layers have a distinct border with the base metal. The crystallization process starts after the electron beam heating elimination; thus, a dendrite-like structure of the modified layer was formed. An increase in microhardness from 350 to 1550 HV occurred in the surface zone of the layer due to phase and structural transformations from the liquid state (X-ray phase analysis revealed the presence of Fe₂B, Fe₃Al, FeAl₃, AlB₂, and AlFe₂B₂ phases). Thermal stresses were developed, contributing to the hardening and plastic deformation processes. Wave oscillations of the microhardness profiles were observed along with the modified layer thickness. It was established that the maximum microhardness after two-component (B₄C + Al) alloying is higher than after alloying with one boron carbide.

Keywords: electron beam processing, B₄C–Al treatment mixtures, surface properties, microstructure, microhardness, die steel.