

Синтез, фазовый состав и строение покрытий TiB_2 на углеродистых сталях Ст20 и У8А, сформированных в вакууме электронным пучком секундной и микросекундной длительности

*З.М.Халтаров, А.С.Хазагаров, А.Д.Тересов¹, А.С.Милонов, Н.Н.Коваль¹,
А.П.Семенов, Н.Н.Смирнягина*

Отдел физических проблем при Президиуме Бурятского научного центра СО РАН
670047 Россия, Улан-Удэ
e-mail: ionbeam@pres.bscnet.ru

¹Институт сильноточной электроники СО РАН
635055 Россия, Томск
e-mail: koval@opee.hcei.tsc.ru

Изучены некоторые особенности кристаллического строения слоев на основе TiB_2 , сформированных в вакууме в импульсном режиме электронно-лучевой обработки.

Введение

Насыщение поверхностных слоев металлов и сплавов бором проводят с целью повышения их поверхностной твердости, износостойкости и т.д. Применение электронного нагрева с высокой ($>10^9$ Вт/м²) удельной мощностью в вакууме благодаря быстрому безынерционному достижению предельно высоких температур и легкости регулирования нагрева в широком диапазоне температур открывает широкие возможности для создания защитных слоев на основе боридов тугоплавких металлов.

В [1] сообщалось о формировании упрочняющих покрытий на основе TiB_2 , CrB_2 , VB_2 , W_2B_5 на углеродистых сталях под воздействием электронного пучка на борсодержащие реакционные обмазки в вакууме. Было сделано предположение об активной роли поверхности металлического образца при электронно-лучевой наплавке продуктов СВС процесса, протекающего в реакционных обмазках стехиометрических смесей, инициируемого электронным пучком.

В настоящей работе изучены некоторые особенности кристаллического строения слоев на основе TiB_2 , сформированных при электронно-лучевой обработке в импульсном и непрерывном режимах.

Методика эксперимента

Схема эксперимента. На рис.1 представлены схемы электронно-лучевой обработки. Особенностью установки с импульсной электронной пушкой является вертикальное размещение обрабатываемых образцов при горизонтальном вводе электронного пучка и отводе тепла (рис.1.а) [2, 3]. В экспериментальной установке непрерывного действия [4] образцы размещаются горизонтально (рис.1.б), а электронный пучок вводится и тепло отводится вертикально.

Различное размещение образцов относительно характера ввода электронного пучка, по нашему мнению, должно приводить к разным условиям формирования боридных покрытий. Вертикальное размещение образцов не должно приводить к четкой границе раздела слой-металл. При непрерывном

отводе тепла расплав должен «стекать» по поверхности обрабатываемого металлического образца. В результате циклической обработки (импульсной) должна формироваться нечеткая (не

резкая) граница раздела слой–металл. Горизонтальное размещение образца не влияет на процесс формирования покрытия и характер границы раздела слой-металл.

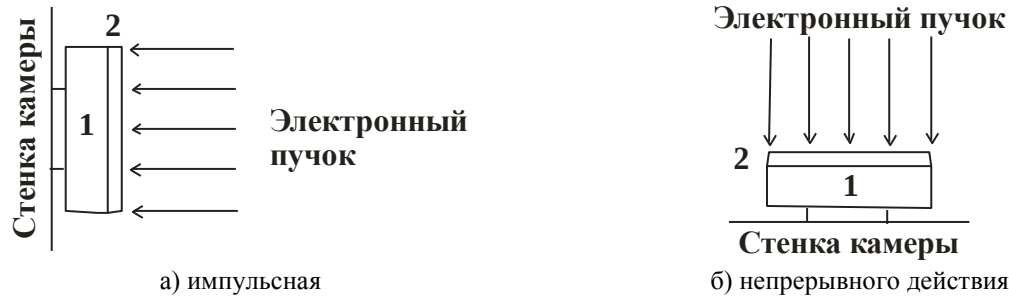


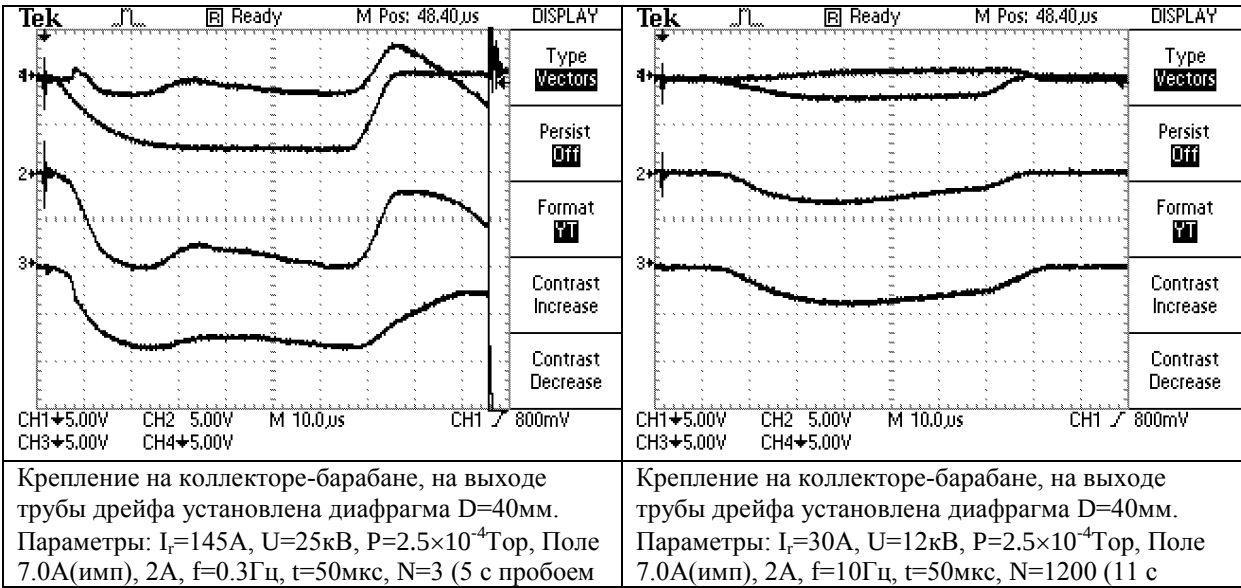
Рис.1. Схема электронно-лучевой обработки: 1- металлический образец, 2- обмазка

Нагрев образцов осуществляли электронным пучком в трех импульсных режимах с параметрами: ускоряющее напряжение - $U=12-45$ кВ; ток пучка - $I_f=30-145$ А. Обработку проводили с длительностью одного импульса - $t=50-75$ мкс; количество импульсов - N от 3 до 2600; частота следования импульсов тока пучка - $f=0.3$ Гц; и плотность энергии до $W=1-18$ Дж/см² (табл. 1) [2,3].

Таблица 1

Режимы импульсной электронно-лучевой обработки при формировании слоев боридов TiB_2

Режимы обработки	I_f , А	U , В	f , Гц	t , мкс	N , кол-во импульсов	W , Дж/см ²
1	30	12	0,3	75	1600	1-2
2	40	15	0,3	75	2600	2-3
3	40	15	0,3	75	2600	2-3
	145	25	0,3	50	3	18



на середине), $W=18 \text{ Дж/см}^2$.

пробоем на середине), $W=1-2 \text{ Дж/см}^2$.

Рис.2. Осциллограммы режимов электронно-лучевой импульсной обработки образцов стали Ст20

На рис.2 представлены некоторые режимы, в которых обрабатывались исходные металлические образцы.

Электронный нагрев в непрерывном режиме проводили с помощью электровакуумной энергоустановки специальной конструкции (рис.3) [5], содержащей мощную плавильную электронную пушку ЭПА-60-04.2 с блоком управления БУЭЛ и высоковольтный выпрямитель В-ТПЕ-2-30к-2У ХЛ4. Вакуумная установка предельно компактна по конструкции.

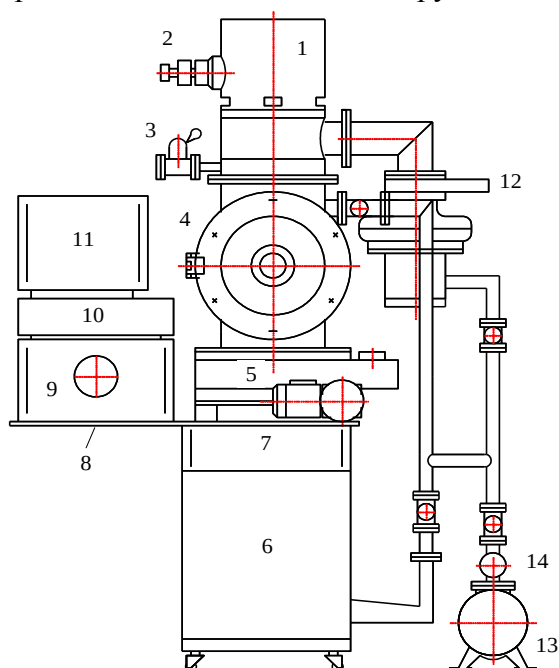


Рис.3. Конструкция установки с электронно-лучевым нагревом: 1-катодная камера; 2- высоковольтный ввод; 3-вакуумный затвор; 4-вакуумная камера; 5-вакуумный агрегат АВП-250; 6-шкаф-стойка; 7-пульт управления; 8-крышка стойки; 9-блок управления электронным пучком; 10-пульт оператора; 11-вакуумметр ВИТ-2; 12-вакуумный агрегат АВП-160; 13-насос НВПР-40-066; 14-предохранительный клапан

Блок управления электронным пучком обеспечивает фокусировку электронного пучка на объекте нагрева, перемещение

пучка по окружности, прямой линии и разверстку в растр. Кроме того, электронный коммутатор, встроенный в блок, легко распределяет мощность нагрева, образуя одновременно несколько объектов нагрева, и задает определенное время задержки электронного пучка на каждом из них. Остаточное давления в вакуумной камере не превышало 2×10^{-3} Па.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на образцах, диаметром $\varnothing 15$ мм и высотой 7 мм, выполненных из углеродистых сталей Ст20 и У8А. Использовали насыщающие или реакционные обмазки. Насыщающие обмазки содержали борирующий компонент (аморфный бор или карбид бора) и органическое связующие. В состав реакционных обмазок входили стехиометрические смеси оксида TiO_2 , бора/карбида бора и углерод и органическое связующее. Кроме того, применяли защитные обмазки на основе оксида бора B_2O_3 . В качестве исходных материалов использовали оксид титана, синтезированный со структурой анатаза, бор аморфный квалификации «технический» и карбид бора «ч», березовый уголь. В состав обмазок входили борирующие компоненты и органическое связующие в соотношении 1:1 по объему. В качестве органического связующего применяли раствор 1:10 клея БФ-6 в ацетоне.

Рентгенофазовый анализ (РФА) осуществляли на дифрактометре D-8 Advance фирмы Bruker на $\text{Cu K}\alpha$ -излучении, который комплектуется банком международного центра порошковых дифрактограмм ICDD PDF-2 Data Base Card для идентификации различных фаз.

Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3. Нагрузка на алмазную пирамиду составляла 50 и 100 г.

Микроструктура поперечных шлифов образцов исследована на металлографическом микроскопе METAM PB-21, укомплектованным цифровой камерой VEC-335 и программным комплексом ImageExpert Pro 3.0 для количественного металлографического анализа.

Результаты и обсуждение

1. Исходные металлические образцы.

Рентгенографический анализ образцов показал, что в них независимо от режима электронно-лучевой обработки происходит поверхностная закалка, которая приводит к частичному формированию мартенсита на

поверхности, глубиной до 50-100 мкм. На рентгенограммах всех образцов присутствовали рефлексы отражений (200) и (002), имеющих интенсивность от 5 до 10 % и принадлежащих мартенситу. Параметры тетрагональной элементарной ячейки зависели от режима электронного нагрева, в частности, от продолжительности обработки. Наблюдали изменение параметров ячейки от $a=0,2867$ нм и $c=2,924$ нм (степень тетрагонального искажения $c/a=1,02$) до $a=2,868$ нм и $c=2,981$ нм ($c/a=1,04$) при увеличении продолжительности обработки электронным пучком от 90 до 180 с, например, при непрерывной электронно-лучевой обработке.

Параметры тетрагональной элементарной ячейки зависели от содержания углерода в образцах стали (табл.2).

Таблица 2

Параметры решеток мартенсита в образцах после обработки электронным пучком

Содержание % С	Параметры элементарной ячейки, нм		
	a	c	c/a
Исходная сталь 45	0,2866		
0,20 (Ст20)	0,2860	0,2931	1,025
0,45 (сталь 45)	2,868	2,916	1,018

На рис.4 представлены микроструктуры образцов стали Ст20, обработанных электронным пучком с оплавлением поверхности. Под тонким оплавленным слоем (5-70 мкм) наблюдали слабо травящийся (в 4 %-ном

растворе HNO_3 в этиловом спирте) переходный слой (рис.4, а), микротвердость которого несколько выше микротвердости основного металла: 175 ± 5 и 160 ± 5 кг/мм², соответственно.

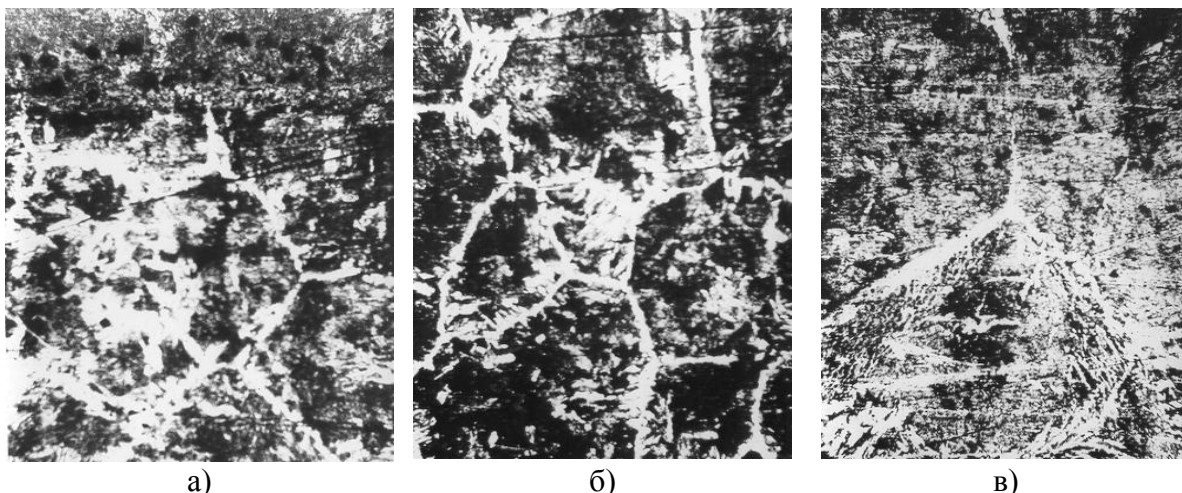


Рис.4. Микроструктура образцов из стали Ст20 ($W=480$ Вт) ($\times 350$): (а) $\tau=180$ с; (б) $\tau=90$ с; (в) $\tau=150$ с

Температура нагрева образцов была не ниже $1100-1200^{\circ}\text{C}$, что отразилось на процессах формирования микроструктуры. На рис.4.б и 4.в можно видеть перлитные и ферритные составляющие, причем феррит имеет форму ориентированных видманштеттовых пластин, берущих начало от компактных выделений феррита.

Увеличение продолжительности обработки электронным пучком приводило к увеличению размеров зерен и длины ферритных пластин. Видмаштеттова структура характеризуется присутствием пластинчатых выделений избыточного феррита. Она обычно появляется в сталях с крупными аустенитными зернами, образовавшимися вследствие сильно замедленной кристаллизации и последующего быстрого охлаждения в интервале A_3-A_1 . Интервал температур A_3-A_1 ($911^{\circ}\text{C}-727^{\circ}\text{C}$) на диаграмме состояния системы Fe-Fe₃C соответствует процессу полиморфного превращения аустенита ($\gamma\text{-Fe}$) в феррит ($\alpha\text{-Fe}$) [5]. Аустенит в стали Ст20 образуется при быстром нагревании образцов за счет взаимодействия электронного пучка с поверхностью металла. Весь объем

образцов нагревается за счет теплопроводности материала. Зародыши аустенита могут возникать на границе как феррита с цементитом (Fe₃C), так и внутри ферритового зерна при температурах выше $A_1 > 727^{\circ}\text{C}$. В изотермических условиях в ферритовом зерне наблюдается диффузия углерода C, которая приводит к выделению на границе зерна феррита цементита, а при полиморфном превращении феррит - аустенит образуется аустенит, для которого характерно высокая растворимость углерода. Скорость роста зерна аустенита контролируется диффузией углерода от границы феррит-цементит к границе феррит - аустенит. Образование аустенита в условиях непрерывного нагрева (электронно-лучевая обработка) может происходить по двум механизмам: кристаллографически упорядоченному и неупорядоченному. Это зависит от исходной структуры и скорости нагрева. При неупорядоченном механизме переход превращения феррита ($\alpha\text{-Fe}$) в аустенит ($\gamma\text{-Fe}$) сопровождается перекристаллизацией, а при упорядоченном - перекристаллизация происходит при высоких температурах выше A_3 на $300-350^{\circ}\text{C}$ ($1100-1150^{\circ}\text{C}$).

При повышенных температурах в сталях со структурой аустенита наблюдается рост зерна. Движущей силой этого процесса является стремление снизить поверхностную энергию путем уменьшения протяженности границ зерен, т.е. укрупнению зерна. Склонность стали к росту зерна при нагреве зависит от условий термообработки (рис.4.б и 4.в).

В зависимости от скорости охлаждения образцов в них могут образовываться и другие фазы, например, мартенсит. Мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор углерода в феррите. При высоких скоростях охлаждения структура аустенита перестраивается из гранецентрированной в объемно-центрированную решетку, но при этом не происходит выделения углерода с образованием цементита. Атомы углерода только перемещаются, и образуется тетрагональная ячейка.

Образцы стали Ст20 после обработки электронным пучком в вакууме являются неравновесными, в них фазовые превращения не завершены.

Следует отметить, что пластины мартенсита можно была наблюдать в поперечном срезе образцов, обработанных импульсным электронным пучком. Особенно это было характерно



для образцов, обработанных в условиях 3-го режима (рис. 5).

Представленные рентгенограммы сви-

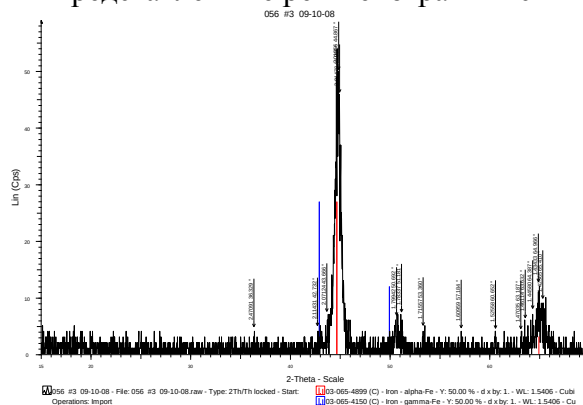
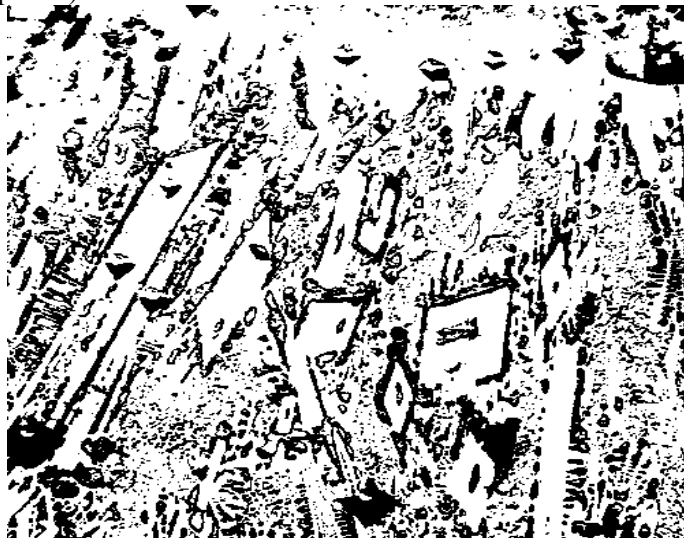


Рис.5. Рентгенограмма образца Ст20, обработанного по 3-му режиму

детельствуют о неравновесности поверхности обработанных образцов, поскольку наблюдается высокий уровень фона на рентгенограммах.

2. Диффузионное борирование.

Согласно нашим данным, борирование углеродистых сталей при непрерывной электронно-лучевой обработке протекает по диффузионному механизму. Строение боридных слоев зависит от состава борировющего компонента (рис.6) и отличается от таковых, сформированных при химико-термической обработке (рис.7).



а)

б)

Рис.6. Микроструктуры слоев, сформированных на стали У8А: а) - обмазка на основе B_4C ; б) - обмазка на основе аморфного бора; а)- $\times 630$; б)- $\times 500$



а)

б)

Рис. 6. Микроструктуры боридных слоев, сформированных ХТО (насыщающая среда $B_4C + KBF_4$) на сталях: а)- 20; б)- У8А; а) - $\times 250$; б) - $\times 500$

РФА поверхностных слоев обнаружил присутствие боридов железа Fe_2B и FeB независимо от состава обмазок. Кроме того, на рентгенограммах присутствовали линии разной интенсивности, принадлежащие цементиту Fe_3C и ферриту $\alpha-Fe$. Образование карбоборидных фаз (например, борированного цементита (Fe_3B), а также борированной фазы ($Fe_{23}(C,B)_6$) рентгенографически не зафиксировано. Заметной диффузии атомов бора через сформированный слой не обнаружено. Металлографический анализ боридных покрытий показал ровную границу раздела слой-металл во всех исследованных образцах. Слои удерживались прочно, не откалывались при заметной деформации образцов, не выкрашивались при изготовлении поперечных микрошлифов.

На рис.6.б показана микроструктура боридного слоя толщиной 350-360 мкм, сформированного из бора аморфного на углеродистой стали У8А. Боридный слой состоит из двух фаз, различающихся по цвету и имеющих довольно четкую линию раздела, имеет сложное строение.

Бориды имеют различную форму: ромбическую, призматическую, дендритную. На поверхности располагается сплошная светлая пленка с иглами, направленными вглубь образца. Микротвердость ее составляет 1200-1250 $кг/мм^2$. Внутри находятся включения овальной формы с микротвердостью 1750-1820 $кг/мм^2$. Под пленкой располагаются бориды дендритного типа и эвтектика с микротвердостью 840-880 и 500-540 $кг/мм^2$, соответственно.

Мы попробовали сформировать боридные слои из насыщающих обмазок, содержащих аморфный бор или карбид бора, при импульсной электронно-лучевой обработке. Поскольку механизм борирования – диффузионный, то, нашему мнению, формирование боридного слоя не должно зависеть от способов размещения образцов относительно ввода электронного пучка и отвода тепла.

По данным рентгенофазового анализа, во всех исследованных рентгенограммах присутствуют линии, принадлежащие рефлексам отражений боридам FeB и Fe_2B . Соотношение боридных фаз зависит

от состава исходного борирующего компонента (аморфного бора или карбида бора). Особо стоит отметить рентгенограммы образцов, обработанных по третьему режиму в насыщающих смесях на основе карбида бора. Кроме линий, принадлежащих бориду железа, на рентгенограммах присутствуют рефлексы в области углов 2Θ от 15 до 20°. Вероятно, эти линии принадлежат бору (β -В PDF 01-089-2777 или PDF 01-080-0323). Измерения микротвердости по глубине поперечного среза образца с шагом 30 мкм показали изменение с 1060 до 160 кг/мм². Внутри слоя находятся включения овальной формы с микротвердостью 1650-1700 кг/мм². Эвтектика имеет микротвердость 300-340 кг/мм².

3. Электронно-лучевая наплавка продуктов СВС. Поскольку электронно-лучевая обработка в импульсном режиме протекает при давлении 10^{-4} - 10^{-5} Па, то реакция взаимодействия оксида TiO_2 с борирующими компонентами (B_4C/B) и углеродом должна протекать при более низких температурах, чем при $P=10^{-2}$ - 10^{-3} , т.е. в условиях непрерывной электронно-лучевой обработке [6, 7]. В диапазоне давлений от 10^{-4} до 10^{-5} Па снижается температура термического разложения и диссоциации промежуточного оксида бора B_2O_3 , который играет существенную роль в химических превращениях,

протекающих при синтезе боридов TiB_2 . Более того, в присутствии защитного слоя оксида B_2O_3 , который специально вводится при синтезе и формировании слоя на основе боридов TiB_2 , термодинамически возможно образование свободного бора. Бор, как неконтролируемая примесь, может участвовать в формировании боридного покрытия и присутствовать в виде боридов железа Fe_2B или FeB .

Согласно рентгенофазовому анализу, на рентгенограммах всех образцов присутствуют линии в области 15-20° (2Θ), которые мы связываем с появлением бора (высокотемпературной фазы – β -В). Особенно заметно в присутствии оксида бора, который использовали в качестве защитного слоя, и в образцах, обработанных по 3-му импульсному режиму.

Была сделана попытка отнесения наблюдаемых отражений линиям различных фаз: TiB_2 , TiC , Ti_2Fe , $TiFe$, β -В. Установлено бориды Fe_2B и FeB в слое отсутствуют.

На рис. 7 представлены микроструктуры слоев, сформированных по 2-му и 3-му режимам из реакционных обмазок, содержащих TiO_2 , В, С, и под защитой оксида бора B_2O_3 .

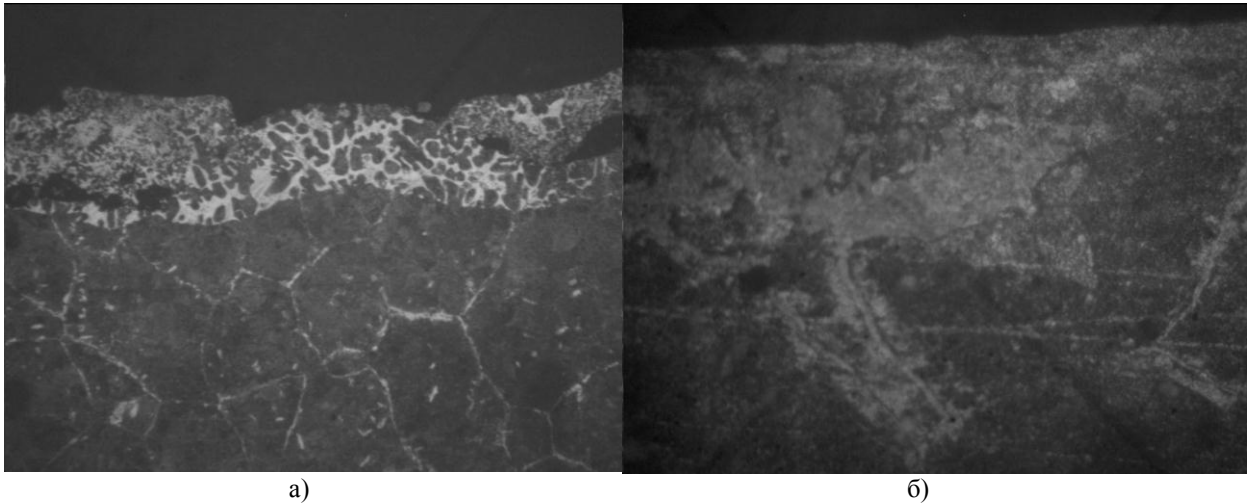


Рис. 7. Микроструктура образцов ($\text{TiO}_2\text{-B-C} + \text{V}_2\text{O}_3$) на Ст20, обработанных по 2 (а) и 3-му (б) режимам

Толщина покрытий достигала 200-370 мкм. Слои повторяют рельеф исходной металлической основы, но при детальном рассмотрении имеют сложное строение, эвтектического типа, с включением дендритов и отдельных частичек размером до 10 мкм. Дендриты наиболее строго организованы вблизи поверхности (рис.8).

В формировании покрытия и его кристаллизации большую роль играет отвод тепла. Электронно-лучевая обработка характеризуется высокими скоростями теплоотвода в основной объем материала $\approx 10^4\text{-}10^9$ К/с, обеспечивая формирование в материале предельные градиенты температур (до $10^7\text{-}10^8$ К/м).

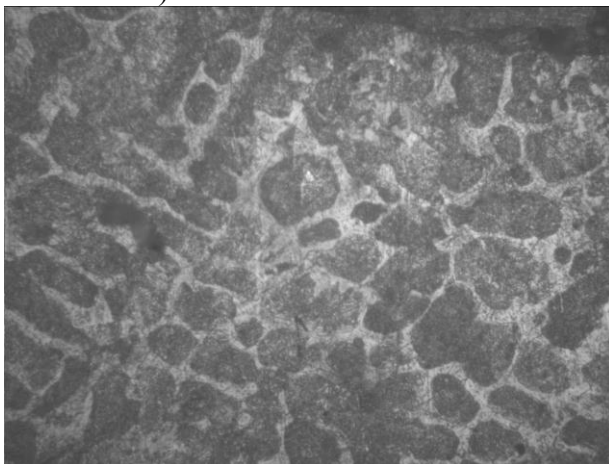
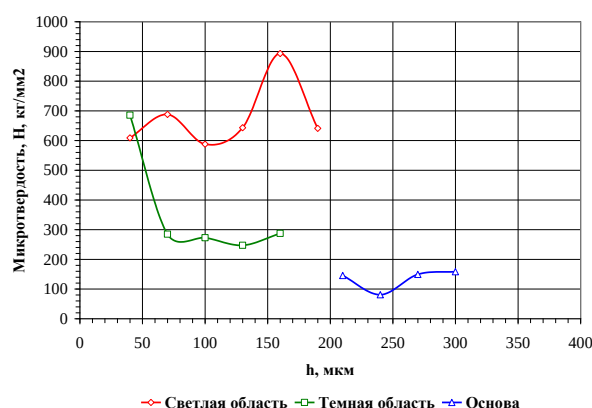
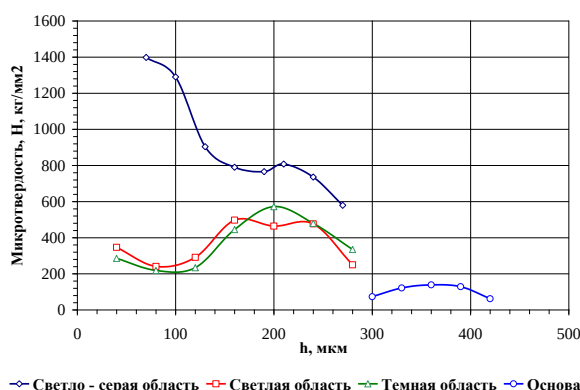


Рис. 8. Микроструктура образца ($\text{TiO}_2\text{-B-C}$) на Ст20, сформированного по 2-му режиму

Это влияние можно продемонстрировать на примере покрытия TiB_2 , сформированного при защитном слое оксида по 3-му режиму, в два этапа. На первом – синтез и формирование покрытия (энергия импульса 2-3 Дж/см²), затем дополнительная обработка с энергией в импульсе 18 Дж/см² (всего их было 3) для оплавления и перемешивания расплавленной зоны вблизи поверхности. На рис. 7 представлены микроструктуры слоев. Полученная поверхность имеет меньшую шероховатость, чем в предыдущих образцах. Однако слои имеют более сложное строение. Четкая граница раздела металл - слой отсутствует. Более твердые частицы находятся в глубине покрытия на расстоянии до 150 мкм, вплоть до границы (рис.9).



а) б)
Рис.9. Распределение микротвердости в образцах на Ст20 ($\text{TiO}_2\text{-B-C}$) и ($\text{TiO}_2\text{-B-C} + \text{B}_2\text{O}_3$), сформированных по 2-му (а) и 3-му (б) режимам

Измерения микротвердости показали неравномерное распределение ее по толщине слоя (рис.9). Здесь представлены значения отдельных структурных составляющих в слое. Размеры их: светло – серая область – от 15 до 35 мкм; светлая область – от 10 до 20 мкм; темная область – от 10 до 40 мкм. Микротвердость имеет максимальные значения вблизи поверхности 1200 – 1300 кг/мм^2 (светло – серая область), светлая и темная области имеют максимум от 500

до 570 кг/мм^2 , и наконец, основа – 100 – 150 кг/мм^2 .

Для сравнения, представим кристаллическое строение слоя на основе TiB_2 , сформированного с использованием электронного пучка непрерывного действия. На рис. 10 представлена микроструктура слоя, сформированного из реакционной смеси $\text{TiO}_2\text{-B-C}$ и приведены значения микротвердости отдельных фаз и включений.

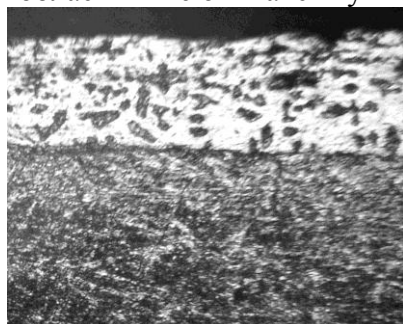


Рис.10. Строение и микротвердость слоя на основе TiB_2 , сформированного из $\text{TiB}_2\text{-B-C}$ при электронно-лучевой обработке непрерывного действия

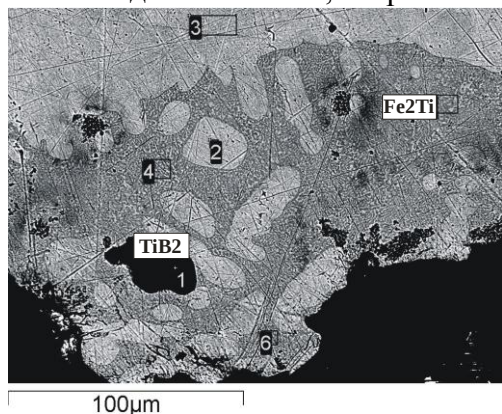
Следует отметить, что исследование механизма и кинетики формирования покрытий TiB_2 на углеродистой стали 45 указали о наплавочном характере продуктов СВС процесса. В результате проникновения электронного пучка с энергией 20 кэВ на глубину 2.8-3,5 мкм в реакционные смеси, содержащие TiO_2 , В,

Фазовый состав	HV, кг/мм^2
TiB_2	28350
включения 2	2375
Ti_2Fe	1850
эвтектика	600
$\alpha\text{-Fe}$	290

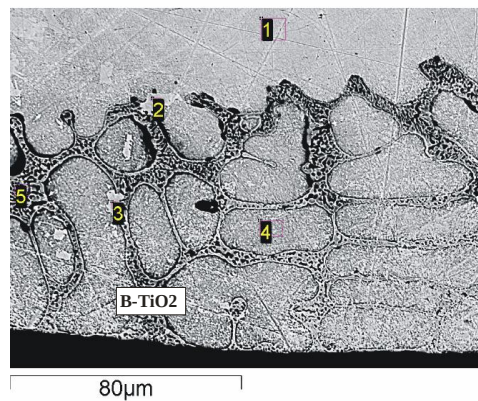
С, начинается процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза тугоплавкого борида. СВС процесс протекает с большими скоростями (2 мкм/с), сопровождается ярким свечением фронта реакции, за которым образуются продукты взаимодействия. Поскольку

теплового эффекта реакции образования борида недостаточно для оплавления СВС продуктов, то получается порошкообразная смесь, которую можно либо использовать по прямому назначению, либо в дальнейшем ее нагреве получать покрытие. В процессе электронно-лучевой наплавки СВС продуктов наблюдается частичное оплавление поверхности в узкой зоне (5-7 мкм) с небольшим объемом расплава (5-10 мм³), при кристаллизации которого происходит формирование боридного слоя. Кристаллизация оплавленной зоны начинается сразу после прекращения воздействия электронным пучком, происходит в условиях небольшого объема расплава и приводит к формированию дендритоподобной структуры. Характер растворимости титана в жидком расплаве и твердых фазах (α - и γ -Fe) металлической основы определяет процесс кристаллизации покрытия.

Согласно данным РФА, образование



а)



б)

Рис. 11. Строение слоя TiB_2 (TiO_2 анатаз, B_4C , C) (а), (TiO_2 рутил, B_4C , C) (б)

Присутствие борида TiB_2 в слоях подтверждается рентгеноспектральным анализом. Борид TiB_2 представлен черными включениями (т.1, рис. 11.а). Содержание титана в черных включениях

борида TiB_2 зависит от типа кристаллической структуры исходного оксида TiO_2 . Так, при использовании TiO_2 со структурой рутила в продуктах термообработки (на поверхности металла и в порошкообразных остатках реакционных образцов) фиксируется образование борированного рутила с содержанием бора до 10 мас. % (PDF 01-087-0921, Пр. гр. $P42/mmm$ с параметрами тетрагональной элементарной ячейки: $a=0,4609$ и $c=0,2967$ нм, $z=2$). В то время как применение оксида TiO_2 со структурой анатаза (PDF 01-089-4203, Пр. гр. $P42/mmm$ с параметрами тетрагональной элементарной ячейки: $a=0,3785$ и $c=0,9514$ нм, $z=2$) приводит к образованию борида TiB_2 (гексагональная элементарная ячейка с параметрами: $a=0,3030$ и $c=0,3230$ нм, Пр. гр. $P6/mmm$). Кроме этих фаз обнаруживается во всех исследованных образцах присутствие карбида TiC (PDF 00-032-1383).

близко к таковому в бориде TiB_2 , а не карбиду TiC или оксиду TiO_2 (табл.3). Химический состав темносерых включений соответствует интерметаллиду Fe_2Ti .

Таблица 3

Содержание титана в различных фазах и точках слоев Ti-B на стали 45

Точка	Ti	Содержание элементов, % (расчетное)							
		TiB ₂		TiC		TiO ₂		Fe ₂ Ti	
		Ti	B	Ti	C	Ti	O	Ti	Fe
		68,89	31,11	79,96	20,04	59,88	40,12	30,00	70,00
1 рис.11.а	68,53								
5 рис.11.б	60,12								
5 рис.11.а	27,00								

Химический состав дендритоподобных включений соответствует составу исходного образца углеродистой стали 45. В пределах точности рентгеноспектрального анализа не обнаружена диффузия титана в феррите, твердые растворы титана в феррите не зафиксированы.

Таким образом, представленные данные свидетельствуют о решающей роли взаимного расположения электронного пучка относительно поверхности обрабатываемого образца при формировании покрытий на основе боридов переходных металлов. Электронный пучок, независимо от способа его формирования (импульсный или непрерывный режим) используется в качестве источника нагрева и инициатора СВЧ процесса образования тугоплавкого диборида титана. Слои на основе борид TiB₂ имеют сложное строение эвтектического типа с дендритными включениями, при чем в условиях направленной кристаллизации главная ось линейчатых дендритов ориентирована в направлении отвода тепла.

Список литературы

- [1] Смирнягина Н.Н., Сизов И.Г., Семенов А.П. // Неорган. материалы, 2002, Т.138, №1, С.48-54.
 [2] Коваль Н.Н., Щанин П.М., Винтизенко Л.Г., Толкачев В.С. // ПТЭ. 2005, №1. С.135-140

[3] Коваль Н.Н., Девятков В.Н., Григорьев С.В., Сочугов Н.Ч. Труды II международного крейнделевского семинара «Плазменная эмиссионная электроника» (г.Улан-Удэ, 17-24 июня 2006 г.), С.79-85.

[4] Мощная плавильная технологическая печь с электронно-лучевым нагревом / Григорьев Ю.В., Семенов А.П., Нархинов В.П. и др. // Комплексное использование минерального сырья в Забайкалье. Улан-Удэ, 1992, С.139-148.

[5] Фазовые и структурные превращения, метастабильные состояния в металлах/ М.: Атомиздат, 1988 – 254с.

[6] Смирнягина Н.Н., Сизов И.Г., Семенов А.П., Ванданов А.Г. // ФХОМ. 2001, № 2, С. 63-67.

[7] Tsyrynzhapov B.B., Smirnyagina N.N., Semenov A.P. // Известие вузов. Физика. 2006, № 8. Приложение. - С. 425-429.

