

УДК 621.785.539

## РАЗРАБОТКА ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ПРОЦЕССА ОДНОФАЗНОГО БОРИРОВАНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ОДНОФАЗНЫХ БОРИДНЫХ СЛОЕВ

*Кандидаты техн. наук ПРОТАСЕВИЧ В. Ф., КУХАРЕВА Н. Г., канд. техн. наук, доц. СУРКОВ В. В.*

*Белорусский национальный технический университет*

Одним из видов химико-термической обработки, использующейся в современном промышленном производстве, является борирование. Существуют два метода твердофазного борирования – порошковый и металлотермический [1]. Металлотермический метод борирования разработан в БНТУ совместно сотрудниками кафедры «Материаловедение в машиностроении» и Научно-исследовательской лаборатории упрочнения стальных изделий. В металлотермическом методе борирования поставщиком бора является борный ангидрид  $B_2O_3$ .

Металлотермический метод борирования имеет ряд преимуществ по сравнению с борированием в борсодержащих порошках. Стоимость смесей на основе окиси бора в 6–15 раз ниже стоимости смесей, содержащих карбид бора, ферробор, ферроборал, аморфный бор [2]. Результаты исследований [1], а также опыт промышленного использования показали, что борирование в металлотермических смесях не уступает по насыщающей способности смесям с борсодержащими компонентами, а по технологичности, возможности получения разных по фазовому составу и строению боридных слоев превосходит их.

Известно, что при порошковом методе борирования достаточно сложно получить однофазные боридные слои, которые в ряде случаев характеризуются более высокими эксплуатационными свойствами по сравнению с двухфазными. Регламентация фазового состава боридных слоев при использовании известных отечественных и зарубежных порошковых смесей

затруднена из-за высокой чувствительности процесса насыщения к его температурно-временным параметрам, гранулометрическому составу входящих в него компонентов и их соотношению [3–7].

В [8] предложен новый подход к разработке составов для процесса однофазного борирования на основе окиси бора. Для получения монофазного боридного слоя на железоуглеродистых сплавах в качестве основы насыщающей среды может быть выбран моноборид железа  $FeB$  или другое борсодержащее соединение, находящееся в фазовом равновесии с гемиборидом железа  $Fe_2B$  при температурах насыщения. Это могут быть  $Ni_2B$ ,  $MoB$  и  $WB$ . Целесообразность такого подхода при разработке насыщающих сред для однофазного борирования подтвердили исследования, проведенные на фольгах из армко-железа.

Результаты насыщения армко-железа из боридов железа, никеля и хрома показали, что фазовый состав боридного слоя определяется главным образом видом борсодержащего вещества, а не массовой долей бора в насыщающей среде [8].

В связи с изложенным выше целью настоящей работы явилась разработка составов насыщающих сред для создания в них борсодержащего соединения  $FeB$ , которое обеспечивает формирование на поверхности изделия однофазного боридного слоя.

Порошковую насыщающую смесь для борирования получали методом внепечной алюмотермии. В состав порошковой смеси входили следующие компоненты: окись бора  $B_2O_3$ ,

окись алюминия  $Al_2O_3$ , алюминий ПА-4, железо ПЖ-4МЗ и хлористый аммоний  $NH_4Cl$ . Соотношение между содержанием окиси бора и алюминия в исследуемых смесях было постоянным и равнялось 1,27. Соотношение  $B_2O_3 : Fe$  изменяли от 7,3 до 0,3.

Исследования порошковой среды проводили по разработанной методике [9], которая включает:

- восстановление смеси;
- размол;
- выделение из смеси фракции менее 0,01 мм методом отмучивания;
- микроскопический анализ для определения состава смеси по видам зерен;
- рентгеноструктурный анализ всей смеси, фракций и отдельных зерен;
- исследование строения поверхности отдельных зерен.

В качестве материала для насыщения была использована сталь У8.

Процесс борирования проводили в печах шахтного типа с силитовыми нагревателями в контейнерах из жаропрочной стали, герметизированных плавким затвором. Регулировку температуры осуществляли электронным потенциометром КСП-3П и хромель-алюмелевой термопарой (ХА 0–1100 °С). Температура борирования составляла 800–1000 °С, время – от 2 до 8 ч.

Для исследования структуры и фазового состава слоя применяли металлографический, рентгеноструктурный, дюрOMETрический и микрорентгеноспектральный методы анализа.

Металлографические исследования структуры поперечных и косых шлифов проводили на металлографических микроскопах при увеличении от 100 до 600 раз. Для выявления фазового состава боридного слоя применяли цветное травление в 5%-м спиртовом растворе йода. После травления фаза FeB окрашивается в темный цвет, а  $Fe_2B$  остается светлым.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометрах ДРОН-0,5 и ДРОН-1 с использованием кобальтового и хромового неотфильтрованных излучений. Съемку осуществляли с поверхности образца и при послойном снятии слоя. Скорость перемещения счетчика составляла 2 град/мин, диаграммной ленты – 40 мм/мин. Диаграммы расшифровывали с помощью справочных таблиц. Микрорентгено-

спектральный анализ проводили на установке Camebax фирмы Самеса, дюрOMETрический анализ – на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,981 Н.

Исследование микрохрупкости осуществляли по методике, описанной в [10]. Микрохрупкость оценивали в зависимости от числа отпечатков с дефектами и характера дефектов вокруг отпечатка.

Суммарный балл хрупкости  $Z$  рассчитывали по формуле

$$Z = 0n_0 + 1n_1 + 2n_2 + 3n_3 + 4n_4 + 5n_5,$$

где  $n_0, n_1, n_2, n_3, n_4, n_5$  – количество отпечатков из общего числа с данным баллом хрупкости.

Показатель хрупкости  $\gamma$ , определяющий момент начала хрупкого разрушения с ростом нагрузки на индентор, рассчитывали по формуле

$$\gamma = \frac{1}{P_{\text{опт}}} \left( \frac{dz}{dP} \right),$$

где  $P_{\text{опт}}$  – оптимальная нагрузка;  $\frac{dz}{dP}$  – темп нарастания разрушения.

В ходе исследований микротвердости и хрупкости была проведена статистическая обработка результатов измерений и исключены грубые ошибки. Коррозионную стойкость оценивали гравиметрическим и электрохимическим методами. В качестве коррозионных сред были выбраны 1-, 5-, 10-, 20-, 30%-е растворы соляной, а также 1Н раствор серной кислоты. Определение стационарных потенциалов проводили при помощи блока высокоомного вольтметра потенциостата П-5827. Электродом сравнения служил ЭВЛ-1М1 с потенциалом 0,20 В. Все значения потенциалов пересчитаны по отношению к водородному электроду.

Изучение износостойкости борированных образцов при сухом трении скольжения проводили на специально сконструированной машине торцевого трения по схемам контактирования: «диск – диск», «вал – втулка», «плоскость – втулка». Величину износа оценивали по изменению линейного размера за определенный путь трения.

Составы исследованных порошковых сред и результаты борирования приведены в табл. 1.

Результаты борирования стали У8 в исследованных средах

№ смеси	Состав среды, %	Соотношение $B_2O_3 : Fe$	Толщина слоя, мкм	
			$Fe_2B$	$FeB$
1	$39B_2O_3 + 30Al + 30Al_2O_3$	–	120	110
2	$36B_2O_3 + 29Al + 30Al_2O_3 + 5Fe$	7,3	60	140
3	$30B_2O_3 + 25Al + 30Al_2O_3 + 15Fe$	2,0	100	125
4	$25B_2O_3 + 20Al + 30Al_2O_3 + 25Fe$	1,0	125	75
5	$21B_2O_3 + 29Al + 30Al_2O_3 + 30Fe$	0,7	150	–
6	$19B_2O_3 + 5Al + 30Al_2O_3 + 35Fe$	0,6	75	–
7	$14B_2O_3 + 11Al + 30Al_2O_3 + 45Fe$	0,3	20	–

Как показано в табл. 1, введение в смесь (№ 1) для двухфазного борирования порошка железа приводит к снижению насыщающей способности, изменению фазового состава и строения диффузионного слоя. С увеличением содержания железа уменьшаются общая толщина двухфазного боридного слоя и толщина верхней зоны  $FeB$ . При соотношении  $B_2O_3 : Fe = 0,7$  (смесь № 5) формируется однофазный слой  $Fe_2B$ . Дальнейшее увеличение в смеси железа приводит к снижению толщины однофазного слоя, а при соотношении  $B_2O_3 : Fe = 0,3$  его толщина составляет 20 мкм.

Ранее установлено [9], что алюмотермическая среда для двухфазного борирования после восстановления по фазовому составу состоит из окиси алюминия  $Al_2O_3$ , двойного окисла  $Al_2O_3 \cdot B_2O_3$  и аморфного бора. Настоящие исследования показали, что порошковая среда с добавкой железа отличается от двухфазной боридующей смеси по строению и фазовому составу.

На рис. 1 показано распределение по фракциям смесей для борирования. Введение железа в смесь приводит к изменению характера разделения смесей по фракциям. В смесях с содержанием железа более 30 % максимум смещается к более мелким фракциям (0,1–0,05 мм).

Добавки порошка железа изменяют структуру и строение насыщающей смеси. Крупные фракции состоят из зерен-агрегатов и отдельных зерен. Зерна-аграты (рис. 2в) представляют собой конгломерат отдельных зерен, отличающихся по цвету (серые, белые, черные, рыжие) и форме. По фазовому составу зерна-аграты –

это смесь окислов ( $Al_2O_3, 9Al_2O_3 \cdot 2B_2O_3$ ). Мелкие фракции содержат как зерна-агрегаты, так и отдельные зерна, которые отличаются по цвету и форме.

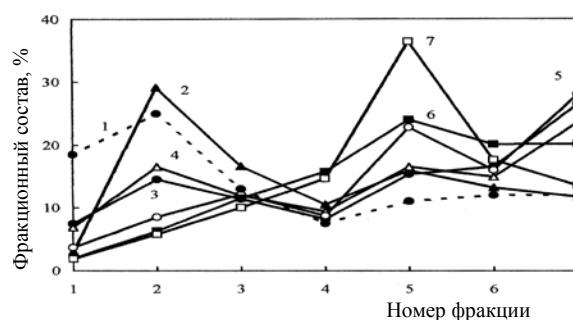


Рис. 1. Фракционный состав смесей для борирования: номер фракции: 1 – >0,5 мм; 2 – 0,5–0,25; 3 – 0,25–0,16; 4 – 0,16–0,1; 5 – 0,1–0,05; 6 – 0,05–0,01; 7 – <0,01 мм; содержание железа: 1 – 0; 2 – 5 %; 3 – 15; 4 – 25; 5 – 30; 6 – 35; 7 – 45 %

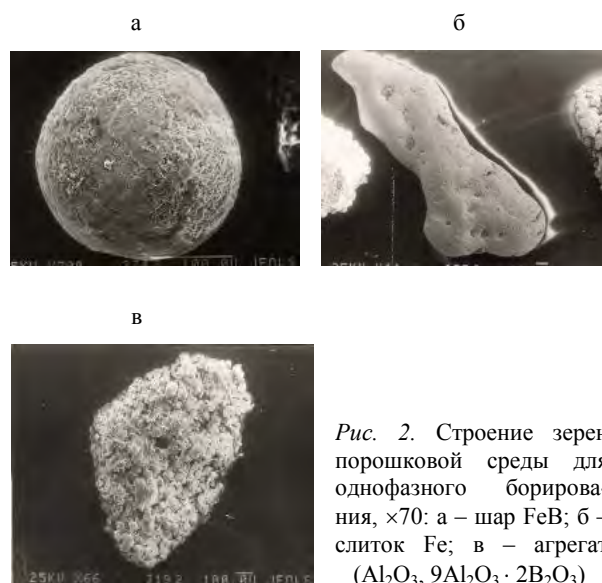


Рис. 2. Строение зерен порошковой среды для однофазного борирования,  $\times 70$ : а – шар  $FeB$ ; б – слиток  $Fe$ ; в – агрегат ( $Al_2O_3, 9Al_2O_3 \cdot 2B_2O_3$ )

В смесях (№ 2–6), содержащих порошок железа, формируются железоборосодержащие зерна в виде шаров, представляющие собой моноборид железа FeB (рис. 2а). Количество зерен борида железа увеличивается по мере роста содержания в смеси железа. В смеси с 25 % железа (смесь № 4) и более обнаружены зерна железа. Они формируются в виде плотных зерен слитков разной формы (рис. 2б).

Таким образом, алюмотермическая среда для однофазного борирования по фазовому составу состоит из окиси алюминия  $Al_2O_3$ , сложного двойного окисла  $9Al_2O_3 \cdot 2B_2O_3$ , борида железа FeB и железа Fe. В исследованных смесях не образуется гемиборид железа  $Fe_2B$  даже при максимальном содержании железа – 45 % (смесь № 7). В процессе насыщения из этой смеси формируются однофазные боридные слои.

В табл. 2 представлены результаты исследования коррозионной стойкости одно- и двухфазных боридных покрытий, полученных при насыщении стали У8 из алюмотермических смесей. Как показали испытания, неупрочненные образцы из стали У8 в растворах соляной кислоты катастрофически разрушаются. Боридные же покрытия служат эффективной защитой от разрушения углеродистой стали.

Таблица 2

**Коррозионная стойкость боридных покрытий в растворе соляной кислоты через 130 ч испытаний**

Тип покрытия	Концентрация соляной кислоты, %	Удельная потеря массы, г/мм <sup>2</sup>	Стационарный потенциал, В
Без покрытия	1	560	-0,1850
	5	3761	-0,1440
	10	6493	-0,1477
	20	7391	-0,1697
	30	5227	-0,1940
Однофазное покрытие	1	7,0	-0,0573
	5	4,7	+0,0172
	10	10,0	+0,0522
	20	10,3	+0,0776
	30	12,7	+0,0244
Двухфазное покрытие	1	30	-0,0720
	5	40	-0,1080
	10	54	-0,1525
	20	27	-0,0608
	30	24	+0,0286

Влияние концентрации растворов на разрушение покрытий различно. С повышением концентрации удельная потеря массы однофазного покрытия плавно увеличивается. Характер зависимости потери массы двухфазного покрытия от концентрации соляной кислоты иной: максимальное разрушение происходит в 5- и 10%-х растворах, минимальное – в 30%-м. По абсолютному значению однофазные покрытия превосходят по стойкости двухфазные в 1%-м растворе в 4 раза, в 5%-м – в 8, в 10%-м – в 5, в 20%-м – в 2,5, в 30%-м – в 2 раза.

Потенциалы боридных покрытий в 1–30%-х растворах HCl выше, чем у неупрочненной стали У8, и с течением времени облагораживаются. После 130 ч испытаний в 5-, 10-, 20- и 30%-х растворах электродный потенциал однофазного покрытия положителен. В случае двухфазного покрытия подобный эффект через такой же интервал времени наступает лишь в 30%-м растворе. облагораживание потенциала свидетельствует об усилении защитной способности образовавшейся пленки продуктов коррозии, что подтверждается данными гравиметрического метода.

Проведенные исследования на износ по различным схемам контактирования показали, что износостойкость боридных покрытий в условиях сухого трения скольжения определяется поверхностной твердостью и хрупкостью диффузионных слоев.

На рис. 3 представлены сравнительные данные по износостойкости термообработанной стали У8 и стали с боридными покрытиями. Испытание проводили по схеме пары «втулка – плоскость», износ которой определяется хрупкостью покрытия, а потом уже твердостью. Вид кривой 2 объясняется хрупким разрушением двухфазного боридного слоя на первых 4000 м пути трения. Частицы боридов, являясь сильным абразивом и попадая в зону контакта втулки с плоскостью, резко увеличивают скорость износа, и поэтому втулка с двухфазным слоем изнашивается быстрее, чем втулка, подвергнутая закалке и отпуску. После 6000 м пути трения двухфазный слой истирается полностью, в то время как однофазный – лишь на 50 мкм,

т. е. примерно на 1/3 первоначальной толщины. Износостойкость стали с однофазным покрытием в 2,6 раза выше износостойкости термообработанной.

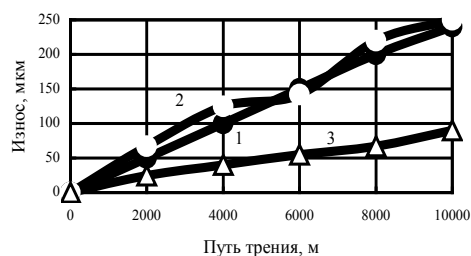


Рис. 3. Влияние борирования на износостойкость стали У8: 1 – закалка с последующим отпуском, HRC 50; 2, 3 – двух- и однофазное борирование, толщина слоя – 140 мкм

Проведенные исследования подтвердили, что моноборидные покрытия имеют преимущества там, где износостойкость определяется прежде всего хрупкостью покрытия.

Существует мнение, что ряд свойств диффузионных покрытий, и боридных особенно (хрупкость, коррозионная стойкость, микронапряжения в слое и т. п.), в определенной мере зависит от текстуры диффузионного слоя [3]. Известны попытки получения корреляционных зависимостей свойств от количественных характеристик текстуры. Однако надежность корреляции зависит, в первую очередь, от правильно выбранной оценки совершенства текстуры. Кроме существующих критериев оценки текстуры (полюсная плотность, угол рассеяния оси текстуры), весьма возможным является определение доли кристаллитов, преимущественно ориентированных. Поэтому в работе достаточное внимание было уделено сравнительной оценке различных методов количественной характеристики текстуры.

На образцах из стали У8, подвергнутой однофазному борированию по различным температурно-временным режимам, была проведена оценка полюсной плотности по четырем методам: Харриса (приближенному и точному) [11], Вильсона [12] и Морриса [13]. В качестве текстурного эталона использовали порошок Fe<sub>2</sub>B, приготовленный путем дробления (с последую-

ющим просеиванием) тонкой фольги армкожелеза, проборированной насквозь.

На всех образцах наблюдали аксиальные текстуры [001], ось которых перпендикулярна насыщаемой поверхности. Данные, полученные различными методами, показывают хорошее соответствие между всеми методами, кроме метода Вильсона, дающего заниженные значения полюсной плотности. В дальнейшей работе оценки полюсной плотности проводились по методу Морриса. Но полюсная плотность не позволяет оценить количество кристаллитов, ориентированных вдоль оси ориентировки (нормали к насыщаемой поверхности). Она лишь указывает, во сколько раз количество кристаллитов, ориентированных в пределах узкого телесного угла 2–3°, больше или меньше количества кристаллитов, ориентированных относительно оси ориентировки. Но анизотропия свойств, вызванная текстурой, определяется долей кристаллитов поликристалла, ориентированных в пределах угла рассеяния оси текстуры γ. Определение угла рассеяния проводили методом поворота. Представленные в табл. 3 данные показывают, что для всех исследованных режимов угол рассеяния оси текстуры γ остается практически неизменным, колеблясь в пределах от 24–32°. Определение доли кристаллитов, ориентированных в пределах угла γ, было проведено в соответствии с методикой [14], применяемой для острых текстур.

Доля кристаллитов C<sub>001</sub> обнаруживает те же закономерности от температуры и времени насыщения, что и полюсная плотность P<sub>001</sub> (табл. 3), с увеличением температуры и времени насыщения совершенство текстуры боридного слоя уменьшается. Аналогичные зависимости [15, 16] были получены ранее и для двухфазных боридных слоев.

Попытка установить линейные корреляционные зависимости между основными свойствами моноборидного слоя (износостойкостью и коррозионной стойкостью, а также микрохрупкостью фазы Fe<sub>2</sub>B) с количественными характеристиками текстуры (полюсной плотностью и долей ориентированных кристаллитов) успеха не имела.

Некоторые свойства однофазных боридных слоев  
на стали У8 и количественные характеристики текстуры [001] Fe<sub>2</sub>B

Режим насыщения		Толщина слоя, мкм	Скальваемость слоя при сжатии, г/мм <sup>2</sup> (ε = 5 %)	Фактор хрупкости, γ <sub>100</sub> ·10 <sup>4</sup>	Электронный потенциал в 1N растворе H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> , В	Полюсная плотность P <sub>001</sub> (по методу Морриса)	Относительное количество ориентированных кристаллитов, C <sub>001</sub> , %	Угол рассеяния оси текстуры γ, град
Температура, °С	Время, ч							
800	2	20	8	–	–0,154	7,50	34,8	26
	4	25	20	–	–0,136	7,76	34,1	25
	6	35	25	–	–0,115	7,07	34,4	28
	8	45	35	–	0,129	4,50	20,5	25
850	2	40	16	–	–0,128	7,48	33,5	25
	4	55	34	0,89	–0,114	8,64	38,9	25
	6	70	46	0,89	–0,118	6,34	28,3	24
	8	80	86	2,62	–0,124	6,13	27,0	28
900	2	70	30	1,57	–0,120	5,90	25,3	32
	4	90	73	0,36	–0,115	6,82	30,0	30
	6	100	82	1,59	–0,125	7,10	32,0	28
	8	110	120	1,42	–0,112	4,26	19,1	28
950	2	100	68	0,92	–0,118	6,04	24,3	29
	4	130	110	0,89	–0,116	6,77	29,0	32
	6	150	137	–	–0,126	2,89	16,0	25
	8	160	147	0,33	–0,103	2,35	9,0	26
1000	2	110	70	2,12	–0,118	8,20	37,5	24
	4	150	160	1,60	–0,133	3,22	14,6	24
	6	165	180	0,93	–0,129	1,25	5,7	28
	8	190	210	1,36	–0,130	1,10	4,8	29

## ВЫВОДЫ

1. Разработана и исследована алюмотермическая среда для однофазного борирования.

2. Установлен фазовый состав насыщающей среды: окись алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, сложный двойной окисел 9Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> · 2B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, борид железа FeB и железо Fe. В исследованных средах не образуется гемиборид железа Fe<sub>2</sub>B даже при максимальном содержании железа. Определена структура порошковой среды: зерна-агрегаты и отдельные зерна. Доказано, что наличие в порошковой среде соединения FeB обеспечивает формирование на железоуглеродистых сплавах однофазного боридного слоя.

3. Проведена сравнительная оценка свойств однофазных и двухфазных боридных покрытий и определены количественные характеристики текстуры [001] Fe<sub>2</sub>B. Линейные корреляционные зависимости между основными свойствами моноборидного слоя и количественными характеристиками текстуры не найдены.

4. Установлено, что по коррозионной стойкости в растворах соляной кислоты однофазные

покрытия превосходят двухфазные: в 1%-м – в 4 раза, в 5%-м – в 8 раз, в 10%-м – в 5 раз, в 20%-м в 2,5 раза, в 30%-м – в 2 раза. Облагораживание потенциала в 5-, 10-, 20- и 30%-х растворах соляной кислоты происходит после 130 ч испытаний однофазного покрытия. В случае двухфазного покрытия подобный эффект через такой же интервал времени наблюдается лишь в 30%-м растворе.

5. Показано, что износостойкость стали У8 с однофазным боридным покрытием в 2,6 раза выше износостойкости стали с двухфазным покрытием. Испытания по различным схемам показали, что моноборидные покрытия имеют преимущества там, где износостойкость определяется, прежде всего, хрупкостью слоя.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ворошнин, Л. Г. Борирование промышленных сталей и чугунов / Л. Г. Ворошнин. – Минск: Беларусь, 1981. – 204 с.
2. Глухов, В. П. Борированные покрытия на железе и стали / В. П. Глухов. – Киев: Наук. думка, 1970. – 208 с.
3. Ворошнин, Л. Г. Борирование стали / Л. Г. Во-

рошнин, Л. С. Ляхович. – М.: Metallurgiya, 1978. – С. 148–155.

4. Шариф, А. Исследование закономерностей формирования и свойств однофазных боридных слоев: автореф. ... дис. канд. техн. наук / А. Шариф. – Минск, 1980. – 18 с.

5. Андриюшечкин, В. И. Свойства и разрушения борированных сталей при кручении / В. И. Андриюшечкин, Л. К. Гушина // Физико-химическая механика материалов. – 1983. – № 6. – С. 108–109.

6. Фихтл, В. Борирование и его практическое применение / В. Фихтл // РЖМ. – 1980. – Т. 17, № 1. – С. 33–43, реф. 10484.

7. Fuchs, H. Thermische Behandlungen durch Borieren. Beispiele der industriellen Anwendungen // Deutsche Maschinenwelt. – 1977. – Vol. 56, № 11. – P. 5–8.

8. Получение и исследование свойств однофазных диффузионных покрытий / Б. С. Кухарев, С. Е. Ващев, В. В. Сурков, Н. Г. Кухарева; Белорус. гос. политехн. акад. – Минск, 1999. – С. 8. – Деп. в ВИНТИ 14.01.00. № 49-В00 // Указатель деп. рукописей 03.49В00.277.

9. Протасевич, В. Ф. Исследование ауотермических смесей для двухфазного борирования / В. Ф. Протасевич, Б. С. Кухарев // Metallurgiya. – 1989. – № 23. –

С. 106–108.

10. Глазов, В. М. Микротвердость металлов / В. М. Глазов, В. Н. Вигдорович. – М.: Metallurgiya, 1969. – 247 с.

11. Вассерман, Г. Текстура металлических материалов / Г. Вассерман, И. Гревен. – М.: Metallurgiya, 1969. – 654 с.

12. Trans. AIME / V. Horta [et al.]. – 1969. – V. 245. – P. 2525–2529.

13. Morris, P. R. // I. Appl. Phys. – 1959. – V. 30, № 2. – P. 592–599.

14. Бородкина, М. М. Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов / М. М. Бородкина, Э. Н. Спектор. – М.: Metallurgiya, 1981. – 271 с.

15. Туров, Ю. В. Исследование особенностей формирования и свойств боридных покрытий на сталях: автореф. ... дис. канд. техн. наук / Ю. В. Туров. – Минск, 1974. – 29 с.

16. Крукович, М. Г. Исследование жидкостных безэлектролизных процессов химико-термической обработки: автореф. ... дис. канд. техн. наук / М. Г. Крукович. – Минск, 1974. – 31 с.

Поступила 5.09.2006

УДК 548.24

## УСЛОВИЕ РАВНОВЕСИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЗАРОДЫШЕЙ ДВОЙНИКОВ

Канд. физ.-мат. наук, доц. ОСТРИКОВ О. М.

Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого

Заклинившие нанодвойники наглядно представляют начальную стадию развития микродвойников [1]. Поэтому, исследуя нанодвойники, т. е. зародыши двойников, можно судить о характере зарождения двойникования, являющегося основным каналом пластической деформации кристаллов [2]. Немаловажную роль при развитии представлений зарождения двойников играет анализ условия равновесия их зародышей, в качестве которых выступают нанодвойники [1]. Это позволит определить условия исчезновения или дальнейшего развития двойниковых зародышей.

Цель данной работы – разработка дислока-

ционной модели нанодвойников и анализ условия их равновесия.

Пусть границы нанодвойника формы, близкой линзовидной, состоят из совокупности краевых либо винтовых дислокаций, расположенных друг относительно друга так, как это показано на рис. 1. Пусть также длина нанодвойника равна  $2L$ , а ширина –  $2H$ . Так как двойникующие дислокации являются частичными дислокациями Шокли [3], их вектор Бюргера имеет две составляющие: краевую  $b_v$  и винтовую  $b_b$ . Пусть у дислокаций, находящихся в положительной области оси  $OX$ , вектор  $b_v$  направлен вдоль оси  $OX$ , а вектор  $b_b$  – вдоль оси  $OZ$  так, чтобы декартова система координат