

ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА СТРУКТУРНУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЕСТЕСТВЕННЫХ МИКРОКОМПОЗИТОВ

*Н.А. Азаренков, В.Е. Семененко, Н.Г. Стервоядов, А.А. Касилов
Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина,
Харьков, Украина*

Для проверки эффективности усовершенствованной методики определения параметров диффузии с применением радиоактивных изотопов использовали образцы микрокомпозитов – боридных и карбидных сплавов никеля с контролируемой микроструктурой. Проведен анализ основных путей диффузии, определена структурная стабильность сплавов, получены монолитные износостойкие покрытия на их основе.

ВВЕДЕНИЕ

В структурном отношении современные жаропрочные, радиационно- и износостойкие сплавы, многофазная структурная составляющая которых – эвтектики, одни из наиболее сложных объектов исследования. Это, как правило, многокомпонентные гетерофазные высоколегированные материалы, состоящие из интерметаллидов γ' -фазы типа $Ni_3(Ti, Al)$, боридов, карбидов MeC , $Me_{23}C$, карбоборидов и карбидонитридов [1-3]. Тип связи упрочняющей фазы с матрицей зависит от состояния межфазной поверхности раздела (когерентной, полуккогерентной, некогерентной), размер упрочняющих фаз изменяется от десятых долей до десятков и сотен микрометров, их объемная доля – от нескольких процентов до более чем половины объема [4]. В большинстве случаев такие сплавы характеризуются неоднородной макро- и микроморфологией, происходящие в них диффузионные процессы при температурах более чем $0,6...0,7 T_{пл}$, приводят к макроскопическим эффектам деградации структуры, ухудшению физико-механических свойств материалов [5]. Оценить влияние диффузионных процессов, ответственных за происходящие в них структурные изменения, довольно сложно [3,6].

Несомненный интерес представляет изучение механизмов и топографии диффузионных процессов в карбидных и боридных эвтектических сплавах – микрокомпозиатах (ЭК), используемых в качестве специальных материалов (керметы – в ядерной технике) [5,7]. Известно, что мелкодисперсные карбиды MeC увеличивают радиационную стойкость реакторных материалов. Фазы внедрения NbC , TiC – наиболее часто встречающиеся карбиды в аустенитных сталях. Никель – модельный материал для аустенитных сталей, имеющих одинаковую кристаллическую структуру.

Особенности поведения реакторных сталей (ЭП-172) в процессе облучения связаны с введением в них бора. Взаимодействие атомов бора с дислокациями и дислокационными петлями изменяет характер дислокационной структуры в процессе облучения. Имея большой атомный радиус

($R_b \approx 0,092$ нм) по отношению к элементам внедрения (C, N), бор снижает диффузионную подвижность основных легирующих элементов в реакторных сталях, необходимых для образования карбидных и интерметаллидных фаз [7].

Механизм влияния бора в жаро- и износостойких сплавах с большим его содержанием не достаточно изучен: сама фаза может замедлять диффузию, т.е. её проницаемость меньше, чем твердого раствора, а косвенно она может приводить к ускорению диффузии из-за образования межфазных границ, состояние которых зависит от условий затвердевания слитка сплава. Исследования по межфазной диффузии, определяющей структурную стабильность конструкционных материалов, становятся всё более актуальными. Представляет интерес изучение механизма и топографии диффузионных процессов, происходящих при направленной кристаллизации в боридных и карбидных эвтектических сплавах, в которых контролируется размер, форма и распределение фазовых составляющих.

Рост износ- и радиационной стойкостей конструкционных материалов с дисперсно-упрочненной или аморфно-кристаллической структурой определяется процессами структурообразования. Однако имеющиеся данные требуют серьезного анализа и обобщения [3,5]. Оценить скорость диффузии непосредственно по межфазным границам мелкодисперсных выделений фаз известными методами (снятия слоев, автордиографии) затруднительно [8]. Последнее обуславливает необходимость усовершенствования разработанного ранее абсорбционного метода путем повышения его чувствительности с учетом эффектов самопоглощения излучения, контроля толщины напыляемого изотопа, его активности и т.п.

Целью работы является изучение влияния диффузионных процессов на термостабильность и износостойкость естественных микрокомпозитов с контролируемыми макро- и микроморфологиями фазовых составляющих, возможность создания монолитных покрытий на их основе.

ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследований использовались: никель - электролитический чистотой 99,98 %, ниобий - электронно-лучевой плавки, углерод - спектральной чистоты, хром - 99,98 %, кремний - 99,8 %, бор аморфный ~ 99,8 %. Сплавы квазиэвтектического состава Ni-Ni₃B и Ni-NbC получены путем контролируемых фазовых превращений (метод Чохральского: вакуум <math><10^{-4}</math> Па, скорость кристаллизации $R = (0,68...13,8) \cdot 10^{-5}$ м/с, градиент температуры на границе жидкость-твердое тело - $G = 150...200$ К/см). Параметры диффузии определены усовершенствованным абсорбционным методом с использованием изотопа ⁶³Ni, обладающего мягким β-излучением с граничной энергией 67 кэВ.

Исследование структуры и фазового состава проводили металлографическими, рентгено-структурным (ДРОН-4М) и электронно-микроскопическим методами. Локальный рентгеноспектральный анализ проведен с использованием внутренних эталонов. Основные результаты получены при помощи электронного микроскопа JEM-100CX со сканирующей приставкой ASID-4D и энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора «Link Systems 860». Изучение износостойкости образцов с покрытием NiCrSiB на стали 45, в случае использования торцевой схемы трения, осуществляли на типовой машине трения МИ-1М, в которой существующий стандартный узел нагрузки заменен на специально сконструированный. Адгезиальную прочность покрытия определяли методом нормального отрыва аналогично [2] и сопоставляли с результатами металлографических исследований в процессе разрывных испытаний образцов.

Структурная схема установки для определения параметров диффузии абсорбционным методом приведена на рис. 1. Она состоит из измерительного модуля, регистрирующего излучение, электронного микроконтроллерного блока для усиления и преобразования сигналов и управляющего компьютера. Особенностью работы схемы является то, что усиленные сигналы, представляющие совокупность полезной информации и шумовых импульсов ФЭУ, подаются на интегральный дискриминатор. На его выходе формируются стандартные счетные импульсы, если амплитуда входных сигналов превышает установленный порог срабатывания дискриминатора. Для определения активности образца счетные импульсы подсчитываются электронным счетчиком, программно встроенным в микроконтроллер с таймером, задающим время экспозиции $T_{\text{эк}}$. Данные об активности образца через устройство согласования в стандарте USB передаются в управляющий компьютер установки. Порог срабатывания дискриминатора подбирается экспериментально для максимального устранения шумовых импульсов ФЭУ. Потерянные данные восстанавливаются расчетным путем по форме

кривой энергетического распределения излучения используемого изотопа и по величине установленного порога дискриминации.

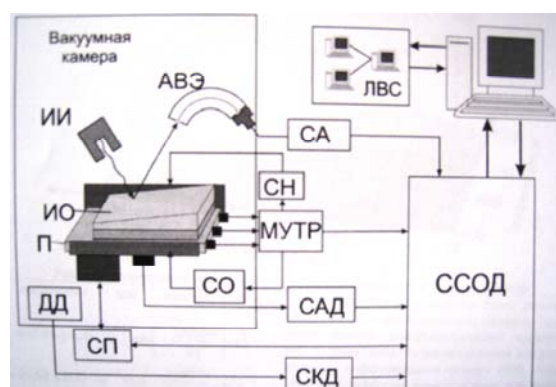


Рис. 1. Структурная схема информационно-аналитической системы для измерения активности радионуклидов: ИИ – источник излучения; ИО – исследуемый объект; П – подложка; ДД – датчик давления; АВЭ – анализатор спектра электронов; СА – спектроанализатор; СН – система нагрева; МУТР – подсистема микроконтроллера управления температурными режимами; САД – система аналитической диагностики; СО – система охлаждения; СП – система позиционирования; СКД – система контроля давления; ЛВС – локально-вычислительная система; ССОД – система сбора и обработки данных

Для экспериментов по исследованию механизмов радиационно-ускоренной диффузии создан радиационно-измерительный комплекс, в состав которого входит ускоритель-имплантер с энергией однозарядных газовых ионов $E = 30...100$ кэВ для радиационного воздействия на конструкционные материалы [8]. Создан стенд для создания механических нагрузок и радиометр-спектрометр для измерения параметров диффузии с применением изотопов. Усовершенствованная методика позволяет измерять коэффициенты диффузии до значений $D \leq 10^{-13}...10^{-14}$ см²/с.

Для проверки эффективности усовершенствованной методики определения параметров диффузии использованы образцы микрокомпозитов – боридных и карбидных сплавов на никелевой основе с контролируемой микроструктурой.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЯ

Проведенные структурные исследования микрокомпозитов на никелевой основе показали, что при контролируемой кристаллизации базовые кристаллы фаз внедрения возникают лишь в начальный момент затвердевания. В дальнейшем наблюдается ориентированный рост ответвления металлической матричной фазы, которая декорирует поверхность ведущей кристаллизацию карбидной (боридной) фазы. В системе Ni-NbC ответвления приобретают форму трехлистников и наблюдается рост лишь тех из них, которые лучше совпадают с направлением градиента температуры. По этой причине контролируемая кристаллизация

формирует более регулярную структуру, чем объемная. С ростом R наблюдались морфологические переходы (рис. 2).

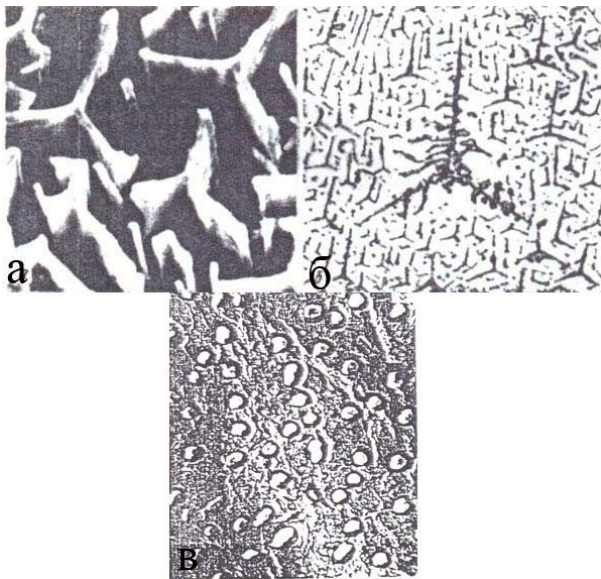


Рис. 2. Микроструктура (поперечное сечение) сплава Ni ~10 мас. % NbC после контролируемого затвердевания со скоростью кристаллизации: а - $0,18 \cdot 10^{-5}$ м/с, $\times 5000$; б - $0,68 \cdot 10^{-5}$ м/с, $\times 600$; в - $3,45 \cdot 10^{-5}$ м/с, $\times 16000$

Однако направление роста фаз при этом не изменялось: $\langle 110 \rangle_{Ni} \parallel \langle 111 \rangle_{NbC}$ аналогично [4]. Дисперсность композита $\lambda = A \cdot R^{-0.5}$, где $A = 4 \cdot 10^{-8} \text{ м}^{3/2} \cdot \text{с}^{-1/2}$. В системе Ni-Ni₃B хорошо упорядоченная пластинчатая микроструктура получена в диапазоне скоростей $R = (0,495 \dots 5,5) \cdot 10^{-5}$ м/с (рис. 3).

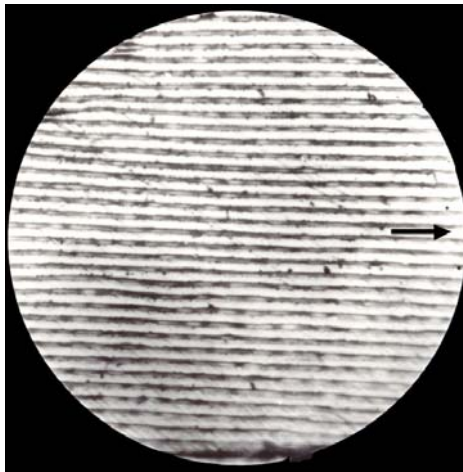


Рис. 3. Структура направленно закристаллизованной композиции Ni-Ni₃B, $R = 0,495 \cdot 10^{-5}$ м/с, продольное сечение, $\times 800$. Стрелкой указано направление роста. Светлые участки - борид никеля

Дисперсность при этом изменялась от 33,2 до 8,1 мкм, направление роста $HP \parallel \langle 113 \rangle_{Ni_3B} \parallel \langle 101 \rangle_{Ni}$, плоскость сопряжения фаз $\parallel \{031\}_{Ni_3B} \parallel \langle 101 \rangle_{Ni}$. Плотность упаковки атомов на поверхности $(031)_{Ni_3B}$ составляет $0,166 \text{ ат./\AA}^2$, на $(010)_{Ni}$ - $0,163 \text{ ат./\AA}^2$. Таким образом, несоответствие

межатомных расстояний минимально - ~2 %, поверхность раздела - полукогерентная. Общая энергия понижена в результате возникновения дислокации на поверхности раздела двух твердых фаз, которые снижают общую деформационную энергию.

Согласно [3] в эвтектических сплавах в посткристаллизационный период, если

$$\eta = \frac{a_{MeC}}{a_{Me}} < 1,25, \text{ где } a_{MeC}, a_{Me} - \text{период решеток}$$

карбидной и матричной фаз соответственно, при охлаждении происходит изменение на границе фаз. По данным ПЭМ в системе Ni-NbC наблюдаемое перемещение дислокации от границ фаз $\{100\}$ осуществляется путем скольжения по плотноупакованным плоскостям ГЦК-решетки никеля. При скольжении дислокаций от границ фаз

$$\{100\} \quad \bar{v} = \frac{a}{2} [112] \text{ происходит образование}$$

дефектов упаковки. Движение дислокаций $\bar{v} = \frac{a}{3} [111]$ осуществляется путем диффузии,

контролирующей скоростью этого процесса.

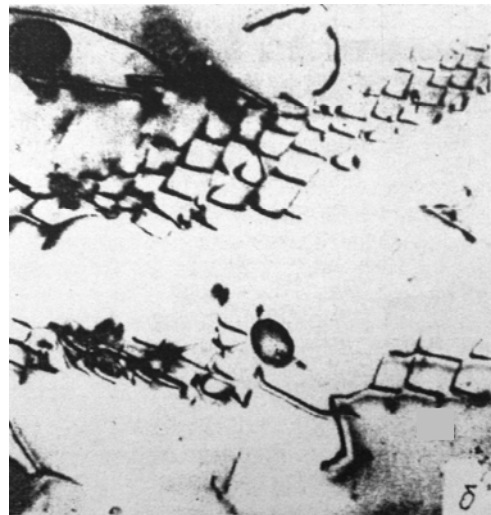


Рис. 4. Дислокационная структура микрокомпозита Ni-NbC, $\times 20000$

По данным ПЭМ, в микрокомпозите Ni-NbC при охлаждении от температуры ликвидуса на 1300 К почти половина межфазных граничных дислокаций может переместиться в объем матрицы, формируя субзернистую структуру (рис. 4, 5). Согласно проведенным расчетам это обусловлено возникающими напряжениями ~2760 МПа, вызывающими упругую деформацию в системе Ni-NbC.

Как показано ниже, наблюдаемые структурные изменения в микрокомпозитах влияют на протекающие в них диффузионные процессы.

Результаты измерений параметров диффузии в микрокомпозите Ni-NbC приведены на рис. 6. Полученные данные можно объяснить ускоренной диффузией по межфазным границам.

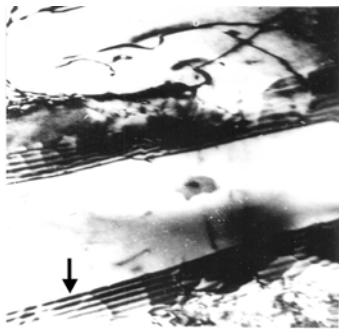


Рис. 5. Межфазные дислокации в эвтектической системе Ni-NbC, $\times 25000$. Стрелкой показаны межфазные дислокации

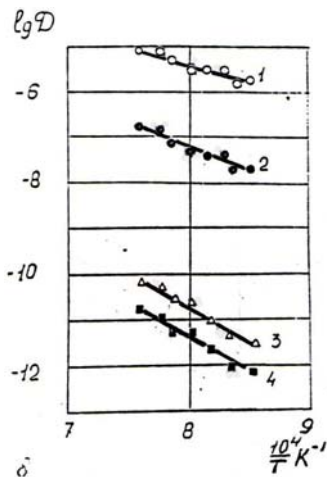


Рис. 6. Изменение коэффициента диффузии ^{63}Ni в Ni-NbC (1, 2 – $R \times 10^{-5} = 3,45; 0,68$ м/с; 3 – изотропная структура, 4 – монокристаллический никель)

Определено, что эффективная энергия активации диффузии ^{63}Ni в Ni-NbC при $R = 7,5 \cdot 10^{-5}$ м/с составляет $\sim 0,5$ от энергии активации в монокристалле никеля, что достаточно близко к соотношению энергий активации диффузии по границам к объему зерна (0,35...0,45). Анализ микроструктуры ЭК и параметров диффузии показывает, что диффузионная проницаемость зависит от формы карбидов, совершенства структуры ЭК, характера границ фаз. В композите Ni-NbC волокна не имели четкой огранки и, как следствие, переходная зона, имеющая высокую диффузионную проницаемость, может иметь большую толщину. Экспериментально установлено значительное замедление диффузии по межфазным границам в случае правильной формы карбидов и ускорения при наличии в структуре первичных карбидов неправильной формы или больших размеров. Обнаружено, что при расположении карбида NbC по границам зерна наблюдается рост коэффициента диффузии (при $R = 13,8 \cdot 10^{-5}$ м/с, $T = 1323$ К - $D_{\text{Ni} \rightarrow \text{Ni-NbC}}$ изменяется от $7,9 \cdot 10^{-12}$ до $1,8 \cdot 10^{-11}$ $\text{cm}^2/\text{с}$). Таким образом, диффузионно проницаема становится не только граница ЭК, но и сам карбид, который обычно непроницаем для диффузии атомов никеля (атомы Nb не замещаются атомами Ni в карбиде NbC) [5]. Следовательно,

граница зерна как бы навязывает свою дефектность карбидной фазе, которая на ней расположена.

В пластинчатом микрокомпозите Ni-Ni₃B за время диффузионного отжига (30 ч при $T = 975$ К, 0,5 ч при $T = 1320$ К) микроструктура остается неизменной. На идентичных образцах микрокомпозита определены параметры диффузии вдоль D_{\parallel} и поперек D_{\perp} направления роста (рис. 7).

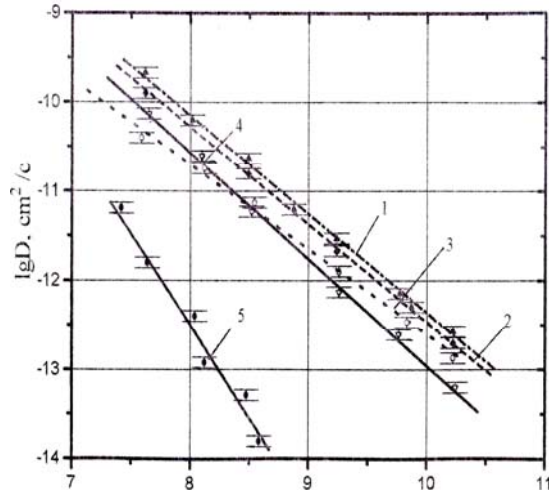


Рис. 7. Температурная зависимость эффективного коэффициента диффузии регулярной композиции: 1 - Ni-Ni₃B - вдоль оси роста; 2 - Ni-Ni₃B - изотропная структура; 3 - Ni-Ni₃B - поперек оси роста; 4 – матрица эвтектической композиции Ni-Ni₃B; 5 – монокристаллический никель

В обоих случаях диффузия происходит вдоль пластин в плоскости межфазной границы. Энергия активации диффузии $Q_{\perp} \approx Q_{\parallel} = 45$ ккал/моль значительно выше, чем в монокристаллической никелевой матрице (56,36 ккал/моль), что ниже, чем в монокристаллах никеля ($\sim 67,60$ ккал/моль). Анизотропия коэффициентов диффузии обусловлена неэквивалентностью кристаллографических направлений плоскости межфазной границы. Возможно, наблюдаемый эффект обусловлен анизотропией объемной диффузии в монокристаллических пластинах бориды Ni₃B, имеющих ромбическую решетку. Как следует из рис. 7, существует температурная область, в которой введение бора в малых (менее 0,1 мас. %) количествах (матрица композита) приближает состояние границ в кинетическом и термодинамическом отношении к состоянию объема зерна. Различная диффузионная проницаемость матричного твердого раствора и микрокомпозита, ориентированного поперек оси роста, объясняется преимущественной диффузией по полукогерентным границам раздела фаз, причем меньшая диффузионная проницаемость матричного твердого раствора при более низких температурах объясняется тормозящим влиянием бора. Следует отметить, что вследствие малой величины атомного диаметра бора ($\approx 0,092$ нм) по отношению к атомам никеля образование комплекса атом бора-вакансия (энергия связи $\sim 0,4$ эВ) играет важную роль в

перемещении атомов бора к структурным дефектам кристаллической решетки, а также к границам зерен и межфазным границам [7]. Последним объясняется обнаруженная температурная зависимость (см. рис. 7, кривая 3, 4). Анализ соотношения $Q/RT_{пл}$ и величины частотного множителя D_0 указывает на возможный вакансионный механизм диффузии в системе Ni-Ni₃B.

Общим результатом, установленным в данной работе, для случая изотермического отжига ($0,85...0,9 T_{пл}$) микрокомпозитов с регулярной структурой является огрубление в участках ускоренной диффузии – дефектных местах (перегибы, разветвления, концы пластин), где наблюдается повышенная плотность дислокаций $\rho_D > 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 8). В пластинчатых ЭК релеевская неустойчивость и остальдовское огрубление не развиваются, так как кривизна межфазных границ близка к нулю, не считая их краев. Последнее усиливается стремлением ЭК к состоянию с минимальной межфазной поверхностной энергией, а также высокой подвижностью атомов внедрения (С, В). Определено, что при наличии дефектов в структуре (места кривизны, обрыва пластин) наблюдалась повышенная растворимость атомов бора согласно соотношению:

$$C_1 = C_\infty \exp\left(\gamma\left(\frac{1}{R_n} + \frac{1}{r_n}\right)\frac{V_k^M}{R_n T}\right), \quad (1)$$

где C_1 , C_∞ – концентрация бора на изогнутой и плоской поверхностях боридной фазы; V_k^M – молярный объем борида; R_n , r_n – радиус контура пластины и её кривизны соответственно; γ – свободная поверхностная энергия на границе металл–борид. Изменение растворимости бора приводит к градиенту концентрации атома внедрения и его диффузии к соседней пластине (рис. 9).

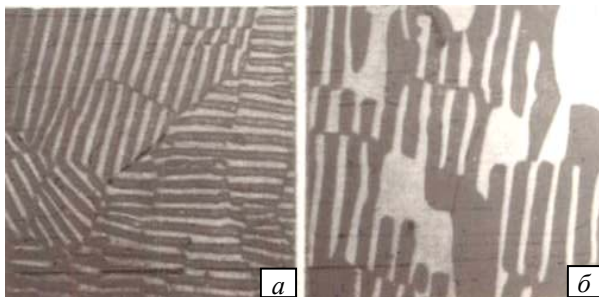


Рис. 8. Изменение структуры Ni-Ni₃B при отжиге ($T = 0,85T_{пл}$, $\tau > 50 \text{ ч}$), $R = 5,3 \cdot 10^{-5} \text{ м/с}$, $\times 650$; а – исходная структура, б – после отжига

Диффузионный поток, обусловленный требованием локального равновесия, приводит к движению дефекта. Оценки показывают, что его скорость составляет $\sim 0,05 \text{ мкм/ч}$ при $T \approx 0,9T_{пл}$. Следует отметить, что механизм миграции доминирует в ранней стадии отжига. Таким образом, в дефектных местах, характеризующихся наибольшим искажением структуры и повышенной плотностью дислокаций, наблюдалась преимущественная коагуляция фаз внедрения (см. рис. 8,б).

Микрокомпозиты с идеально упорядоченной, совершенной микроструктурой термостабильны вплоть до предплавления температур.

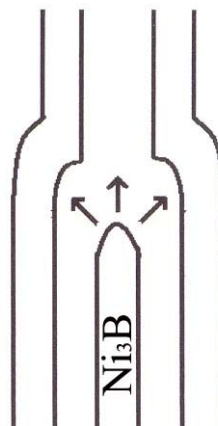


Рис. 9. Схема процесса растворения боридной фазы

Определена износостойкость покрытий ($\leq 1...1,5 \text{ мм}$) на стальном изделии пластинчатой эвтектики Ni-Ni₃B, легированной хромом (20 мас. %) и кремнием (5 мас. %). Монолитное покрытие получено в условиях контролируемой термообработки. В зависимости от направления теплоотвода при охлаждении ориентация упрочняющих покрытий включений боридов (CrB, Ni₃B) устанавливалась вдоль или поперек поверхности подложки, что существенно изменяло физико-механические свойства основы покрытия.

При рентгеноструктурных исследованиях обнаружено слабое проникновение в сталь никеля и хрома, что обусловлено диффузией бора в подложку. Установлено, что присутствие углерода в подложке ($\sim 0,45 \text{ мас. \%}$) увеличивает тормозящий эффект. На глубине $\sim 100 \text{ мкм}$ в стальной подложке содержание бора $\sim 0,001 \text{ мас. \%}$. В полученном изделии наблюдался рост адгезиальной прочности покрытия до 950 МПа.

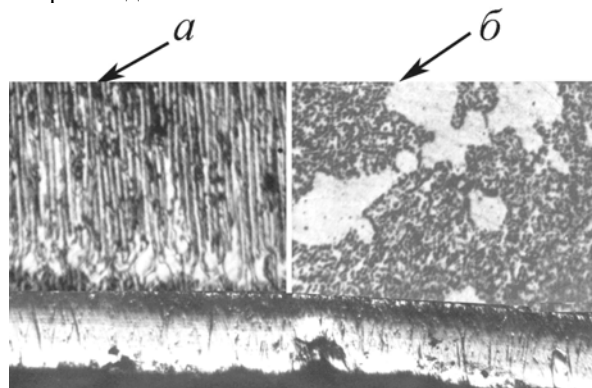


Рис. 10. Структура металлокерамического покрытия NiCrSiB после направленной кристаллизации (а) и сформированного шликерным способом (б), $\times 350$

Микроструктура покрытия (рис. 10) представляет зону борирования $\sim 0,015...0,02 \text{ мм}$, полосу твердого раствора $\sim 0,02...0,035 \text{ мм}$ и основной слой, состоящий из участков твердого

раствора и кристаллов борида хрома, распределенных в тонкопластинчатой эвтектике. После нанесения боридного покрытия ($\leq 1 \dots 1,5$ мм) величина адгезионной прочности (более 900 МПа) превышает когезионную прочность стали ($\sim 620 \dots 780$ МПа). В результате покрытие не отслаивалось при длительных испытаниях на износ. При наличии прочной межфазной границы и определенной ориентации фазовых составляющих в микрокомпозите уменьшается вероятность отрыва твердых износостойких боридных фаз, что снижает коэффициент трения до $0,035 \dots 0,040$ и интенсивность изнашивания до $4 \cdot 10^{-6}$ м/км, что в 3-9 раз превышает аналогичные показатели покрытия, полученного по общепринятой шликерной методике [2].

ВЫВОДЫ

Определено влияние состояния межфазных границ, микроморфологии упрочняющих фаз внедрения на параметры диффузии и износостойкость микрокомпозитов. Выявлен диапазон температур, в котором наблюдается преимущественное влияние бора или межфазных границ ЭК на диффузионную проницаемость боридных сплавов никеля.

Диффузионная проницаемость ориентированных границ фаз направленного закристаллизованного композита значительно ниже проницаемости большеугловых границ зерен общего типа. Данный результат интерпретируется как проявление более высокого структурного совершенства исследованных границ.

Огрубление структуры микрокомпозитов в процессе изотермической выдержки при предплавленных температурах происходит за счет перемещения структурных дефектов. Полученные данные по параметрам диффузии являются основополагающими для оценки термостабильности гетерофазных систем сплавов в условиях длительной высокотемпературной эксплуатации.

Композиционный принцип структурообразования позволяет получать высокопрочные,

износостойкие, монолитные структурно стабильные микрокомпозиты с регулярными структурами и покрытия на их основе.

ЛИТЕРАТУРА

1. L.A. Mal'tseva et al. // *Metal Science and Heat Treatment*. 2010, v. 52, N 1-2, p. 39-45.
2. V.M. Azhazha, V.E. Semenenko, N.N. Pilipenko, Wear resistant composite coating // *Powder Metallurgy and Metal Ceramic*. 2007, v. 46, N 2, p. 52-58.
3. В.М. Ажажа, Н.А. Азаренков, В.Е. Семенов, А.В. Кузьмин. Особенности получения и свойства естественных композиционных материалов на основе тугоплавких металлов // *МФ и НТ*. 2008, т. 30, №12, с. 277-288.
4. М.А. Тихоновский. Исследования направленных фазовых превращений и разработка композитов // *ВАНТ. Серия «Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники»*. 2004, № 6, с. 115-127
5. D.B. Borisov, L.V. Artyukh, A.A. Bondar. Titanium-boride eutectic materials. Structure of the Ti-Nb-B alloys and phase equilibria // *Powder metallurgy and metal ceramics*. 2007, v. 46, N 1-2, p. 52-59.
6. А.В. Кузьмин, В.Е. Семенов, Н.Г. Стервеедов, А.С. Посухов. Резонансный метод определения толщины вакуумно-осажденных пленок // *Радиофизика и электроника*. 2008, т. 11, № 3, с. 114-120.
7. В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов. *Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов*. Киев: «Наукова думка», 2006, 376 с.
8. Н.А. Азаренков, А.С.Посухов, В.Е. Семенов, Н.Г. Стервеедов. Механизмы и феноменологическая модель процессов ускорения диффузии при механических и радиационных нагрузках // *Системи управління, навігації та зв'язку*. 2010, в. 4(16), с. 38-44.

Статья поступила в редакцию 28.12.2010 г.

ВПЛИВ ДИФУЗІЙНИХ ПРОЦЕСІВ НА СТРУКТУРНУ СТАБІЛЬНІСТЬ І ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ПРИРОДНИХ МІКРОКОМПЗИТІВ

М.О. Азаренков, В.Є. Семенов, М.Г. Стервеедов, А.А. Касілов

Для перевірки ефективності вдосконаленої методики визначення параметрів дифузії із застосуванням радіоактивних ізотопів використовували зразки мікрокомпозитів – боридних та карбідних сплавів нікелю з контрольованою мікроструктурою. Проведено аналіз основних шляхів дифузії, визначена структурна стабільність сплавів, отримані монолітні зносостійкі покриття на їх основі.

INFLUENCE OF DIFFUSIVE PROCESSES ON STRUCTURAL STABILITY AND WEARPROOFNESS OF NATURAL MICROCOMPOSITES

N.A. Azarenkov, V.E. Semenenko, N.G. Stervoedov, A.A. Kasilov

For verification of efficiency of the improved method of determination parameters of diffusion with the use of radio-nuclides utilized the standards of microcomposites – borides and carbides alloys of nickel with the controlled microstructure. The analysis of basic ways of diffusion is conducted, structural stability of alloys is defined, monolith wearproof coverage is got on their basis.