

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА БОРИДНЫХ СПЛАВОВ НИКЕЛЯ С РЕГУЛЯРНОЙ СТРУКТУРОЙ

*В.Е. Семенов , Н.Н. Пилипенко**

*Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина,
61077, г. Харьков, пл. Свободы, 4;*

**Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
61108, г. Харьков, ул. Академическая, 1; E-mail: azhazha@kipt.kharkov.ua*

Исследовано влияние микроструктуры на механические характеристики пластинчатого композита никель-борид никеля и покрытия $NiCrSiB$ на его основе. Определены оптимальные условия кристаллизации, обеспечивающие максимальное удлинение высокопрочного композита вдоль направления преимущественного роста пластин. Применение метода контактного эвтектического плавления с контролируемым охлаждением слитка обеспечивало получение однородного, беспористого покрытия на стали с повышенными трибо-техническими характеристиками.

Сплавы на основе боридов широко используются в атомной энергетике [1-3]. При разработке эвтектических сплавов с фазами внедрения, которые могут быть использованы на практике, определяющее значение имеет возможность создания в них регулярной – однородной, пространственно упорядоченной структуры с контролируемыми размерами и формой фазовых составляющих. Такое строение эвтектических сплавов существенно влияет на физико-механических свойства материалов на их основе. Последнее особенно заметно, когда эвтектическая структурная составляющая занимает большую объемную часть слитка сплава [4, 5].

В настоящее время разработана серия высокопрочных никелевых сплавов, получивших название $CoTaC$ (Франция), $NiTaC$ (США), сплавы со структурой γ/γ' - MeC типа ВКЛС (Россия) и другие, упрочняемые фазой внедрения в процессе направленной кристаллизации. Жаропрочные никелевые сплавы применяют в конструкциях создаваемых перспективных газотурбинных двигателей, рабочая температура которых составляет 1000...1500 К [1, 6, 7]. При разработке новых износостойких сплавов эвтектического типа на базе системы $Fe-C$ наряду с применением в качестве легирующих хрома, ванадия и других активных карбидообразующих элементов эффективно использование бора. Образование в системах $Fe-B-C$ боридов и борокарбидов, а также эвтектик на базе этих промежуточных фаз позволяет существенно повысить эксплуатационные характеристики сплавов (бораллоев), например, сопротивление деталей различным видам абразивного разрушения [8 - 10]. При этом морфологическое разнообразие строения боридных сплавов определяет их физико-механические свойства. Однако для предсказания эвтектической композиционной структуры следует учитывать не только равновесную форму кристаллов, но и знать какова форма роста свободно

растущих кристаллов при условиях близких к тем, которые реализуются при кооперативном росте. В настоящее время проблема морфологического анализа эвтектик, результаты которого следует рассматривать с учетом микроскопической картины формирования эвтектики и молекулярно-кинетических закономерностей этого процесса, продолжает оставаться одним из основных объектов дискуссии в современной теории сплавов [4, 7, 11].

Целенаправленное воздействие на структурообразование эвтектик при кристаллизации осуществляется, в основном, путем модифицирования их структуры, микролегирования и изменения условий охлаждения, далеко не всегда обеспечивая стабильность образываемой композиционной структуры в условиях длительной высокотемпературной эксплуатации. Так, легирование эвтектик, имеющее целью совершенствование свойств эвтектического сплава, неизбежно расширяет интервал кристаллизации, из-за чего сокращаются возможности достижения однородной, направленной структуры, по крайней мере, для приемлемых скоростей роста. Последнее требует регламентации содержания легирующих элементов, что в ряде случаев понижает их термостабильность [6, 12]. Для продления ресурса работы жаропрочных материалов определяющее значение имеет микро- и макроморфология, характер распределения структурных составляющих, а также степень структурного совершенства. Наиболее слабые структурные элементы жаропрочных и износостойких материалов – границы зерен, субграницы, поры и т.п., с которыми связано зарождение микротрещин, их развитие и разрушение материала, как это происходит, например, в лопатках газотурбинных двигателей.

Исследуемые в настоящей работе боридные сплавы никеля, в которых объемная доля фазы внедрения достигает максимально возможного значения (~ 75 %), изучены значительно меньше, чем,

например, аналогичные сплавы железа и других металлов переходной группы. Характерно, что исследуемые сплавы имеют, в основном, изотропную структуру [8]. Не вполне ясен и механизм влияния бора на свойства сплавов с высоким содержанием боридной фазы: сама фаза может замедлять диффузию, так как её проницаемость меньше, чем твердого раствора, а косвенно она может приводить к ускорению диффузии из-за образования межфазных границ [13].

В данной работе рассмотрены условия формирования регулярной структуры пластинчатого композита $Ni - Ni_3B$ в условиях направленной кристаллизации и влияния ее на прочностные характеристики материалов на его основе и их износостойкость.

ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исходных материалов использовали никель электролитический чистотой 99,99 % и бор полупроводниковой чистоты. Направленную кристаллизацию сплавов никель-бор (содержание бора изменялось от 0,01 до 4,2 мас.%) осуществляли аналогично [4], а шликерное покрытие на основе эвтектической композиции $Ni-Ni_3B$ – согласно [14]. Проведен последний стереомикроскопический анализ образцов на микроскопе МИМ-9. рентгеноструктурные исследования осуществляли на установке ДРОН-3М. Для установления преимущественного направления роста (НР) использовали методы рентгеновской текстур-дефрактметрии. Применение метода отражения рентгеновских лучей позволило охватить большую поверхность исследуемого образца по сравнению с применяемым просвечивающей электронной микроскопии, но с большим разбросом данных, например, ориентаций, вызванных наличием субграниц. Поэтому в ряде случаев использовали комплексные методы анализа.

Разрывные испытания проводили в вакууме лучше 10^{-4} Па при температурах 300...1250 К на разрывной машине типа Instron со скоростью деформации $\sim 5 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. Точность поддержания температуры составляла (5 ± 10) К. Образцы, вырезанные из слитка электроискровым методом, подвергались электрополировке перед разрывными испытаниями.

Изучение износостойкости эвтектических покрытий на стали 45 в случае использования торцевой схемы трения образцов осуществляли на типовой машине трения МИ-1М, в которой существующий стандартный узел нагрузки был заменен специально сконструированным. Измерение интегральной микротвердости полученных образцов проводили на приборе ПМТ-3 с автоматической нагрузкой (до 100 г), когда диагональ отпечатка в несколько раз превышала дисперсность микроструктуры. Разброс значений микротвердости не превышал 5 %.

ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для получения точных данных о составе эвтектической точки изготавливался сплав никель – 3,11 мас.% В и после трех проходов зоны (скорость перемещения – 10 мм/ч) анализировался состав конечного участка образца, имеющего эвтектическую структуру. По данным химического анализа концентрация бора в эвтектической точке составляла 4,1 мас.%.

Как показывают металлографические исследования, направленно закристаллизованные первичные кристаллы Ni_3B с ромбической структурой в заэвтектических сплавах с низкой степенью эвтектичности при малых скоростях охлаждения имеют шаровидную форму. Округлая форма растущих кристаллов, характерная для структурно свободного роста борида, сохраняется при изменении температурно-концентрационных условий. С повышением концентрации бора или с увеличением переохлаждения наблюдается тенденция к изменению шаровидных форм на дендритные с округлыми ветвями. Таким образом, морфологию и форму колоний в сплавах как заэвтектического, так и доэвтектического составов определяют формы растущих первичных кристаллов ведущей кристаллизацию фазы Ni_3B .

В процессе кристаллизации наблюдались зерна с различной кристаллографической взаимосвязью между фазами. Однако в результате конкурентного роста зерен при стационарной кристаллизации поверхность пластинки борида никеля стремится стать плоскостью (031). Образование никеля (ведомой фазы) происходит на этой плоскости с ориентационными соотношениями $(031)_{Ni_3B} || (010)_{Ni}$ и направлением роста $\langle 113 \rangle_{Ni_3B} || \langle 101 \rangle_{Ni}$. Существование однозначной кристаллографической связи между фазами в направленно закристаллизованных эвтектических сплавах является результатом хорошей степени атомного согласования сопрягающихся плоскостей фаз. Установлено, что плотность упаковки атомов на поверхности $\{031\}_{Ni_3B}$ составляет $0,1661 \text{ ат./\AA}^2$, тогда как на $\{010\}_{Ni}$ – $0,1632 \text{ ат./\AA}^2$, т.е. несоответствие межатомных расстояний в главных направлениях минимальны.

При варьировании градиента температуры в жидкости $G = 150...180 \text{ К/см}$ и скоростях затвердевания $5...300 \text{ мм/ч}$ обнаружена область составов, в которой формируется пластинчатая микроструктура* (рис.1). Хорошо упорядоченная «идеальная» пластинчатая микроструктура, в которой обе фазы растут параллельно друг другу по всей длине образца характерна для скоростей кристаллизации $R = 10...200 \text{ мм/ч}$. При скоростях затвердевания меньше 10 мм/ч наблюдалось вырождение сопряже-

* При использовании затравок с благоприятной ориентацией переходная зона неустановившегося роста существенно уменьшается, а в ряде случаев отсутствует, что важно для получения изделий, в частности лопаток для газотурбинных двигателей.

ния роста, при $R > 250$ мм/ч ($G = 150$ К/см) с ростом концентрационного переохлаждения наблюдалось искривление фронта кристаллизации и соответственно веерообразное распределение фазовых частей (колонийная структура).

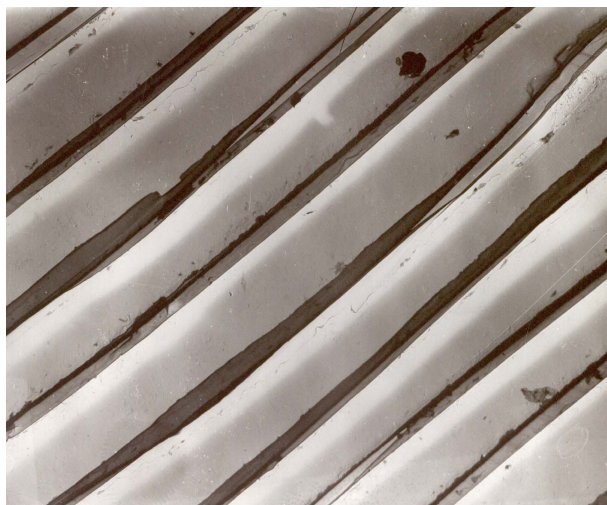


Рис.1. Микроструктура направленно закристаллизованного сплава Ni-Ni₃B, скорость кристаллизации $R = 120$ мм/ч, продольное сечение, ув.2000. Светлые участки – бориды

Из полученных данных следует, что для формирования направленных квазиэвтектических структур необходимо вести процесс так, чтобы ведущая фаза (Ni₃B) всегда имела преимущество в скорости роста, а рост ответвлений на базовом кристалле становился ориентированным вдоль оси образца. Определено, что характер ветвления ведущей фазы в значительной мере определяется направлением роста и обуславливает морфологию зерна (колонии).

Результаты механических разрывных испытаний стандартных образцов Ni-Ni₃B (вакуум $\sim 10^{-4}$ Па, диапазон температур 300...1273 К) приведены на рис.2. Как видно из рис.2, б, кривая 2, переход от хрупкого разрушения к пластическому происходит при температуре 918 К: при этом $\sigma_B = \sigma_{0.2} = 441$ МПа. Кратковременная прочность на разрыв при данной температуре увеличивается с ростом скорости кристаллизации R и, следовательно, с уменьшением межпластинчатого расстояния λ ($\lambda = A \cdot R^{-0.5}$, где $A = 1,8 \cdot 10^{-6}$ см^{3/2}с^{-1/2}). Так, при $R = 18$ мм/ч, $\sigma_B = 281$ МПа, $\sigma_{0.2} = 251$ МПа, а при $R = 100$ мм/ч, $\sigma_B = 388$ МПа, $\sigma_{0.2} = 279$ МПа (при $T = 1023$ К), что согласуется с зависимостью Холла-Петча [3]. Представляет интерес кривая напряжение–деформация хорошо упорядоченной (регулярной) эвтектики никель–бор, полученной со скоростью кристаллизации $R = 18$ мм/ч (рис. 2 а, кривая 2): заметно существенное увеличение пластичности ($\epsilon = 78\%$) при сохранении высокой прочности на разрыв ($\sigma_B = 281$ МПа). Сопоставление этой кривой растяжения с аналогичными для образцов, выращенных с более высокими скоростями кристаллизации ($R \geq 100$ мм/ч), позволяет сделать вывод, что для

данной композиции имеет место пластификация матричной составляющей Ni₃B прослойками никелевого твердого раствора толщиной 8,1 мкм.

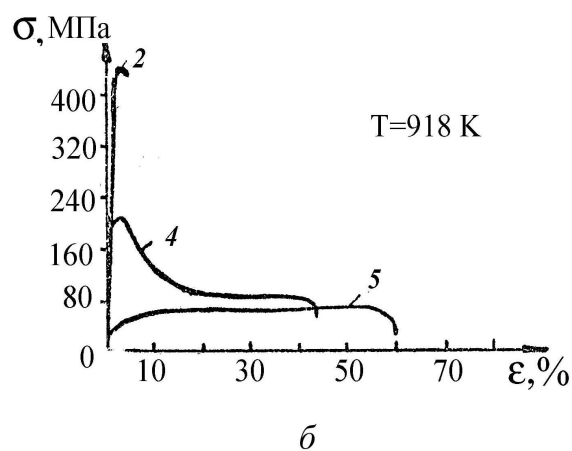
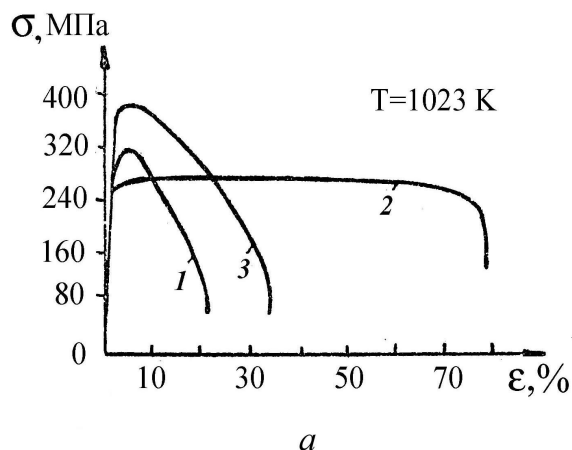


Рис.2. Кривые деформирования направленно закристаллизованной эвтектики Ni - Ni₃B: 1 – скорость кристаллизации $R = 9$; 2 – $R = 18$; 3 – $R = 100$ мм/ч; 4 – $R = 18$ мм/ч, угол между направлением нагружения образца и осью роста составлял 45°; 5 – монокристаллический сплав Ni+0,027 мас.% B

Фрактограмма разорванных образцов показала (рис.3), что в бориде никеля имеются трещины, однако разрушение композита не происходит. Наличие протяженных участков пластичной прослойки (никель) в боридной матрице позволяет свободнее развиваться деформационным процессам в композиции. В никелевой фазе наблюдалось пластическое течение в плоскости (010) и направлении $\langle 110 \rangle$. Пластичная никелевая прослойка легко деформируется и поглощает энергию, выделяющуюся при распространении трещины. Возможно, что в процессе нагружения образцов концентрация напряжений на границе фаз облегчает генерацию дислокаций в композиции, аналогично [14]. Металлографические исследования деформированных композитов показали, что нагрузка передается бориду никеля путем сдвига в матрице. Образование субмикротрещины происходит прежде всего в участках плоскостей

скольжения, где сдвиг заторможен прочными пластинами боридов. В процессе дробления пластины на пути продвижения магистральной трещины образуются множество микротрещин, которые декорируют пластическую деформацию. При дальнейшем увеличении нагрузки наблюдалось разрушение путем шейки, когда пластины боридов разрушались в одной плоскости (рис.4).

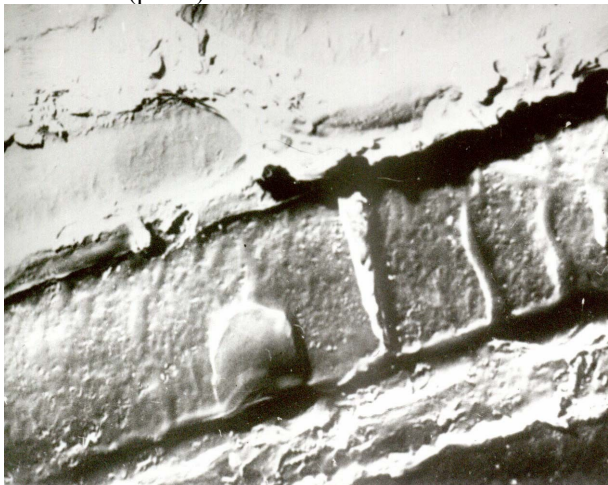


Рис.3. Фрактограмма направленно закристаллизованной эвтектики Ni-Ni₃B в процессе разрывных испытаний, ув.4200

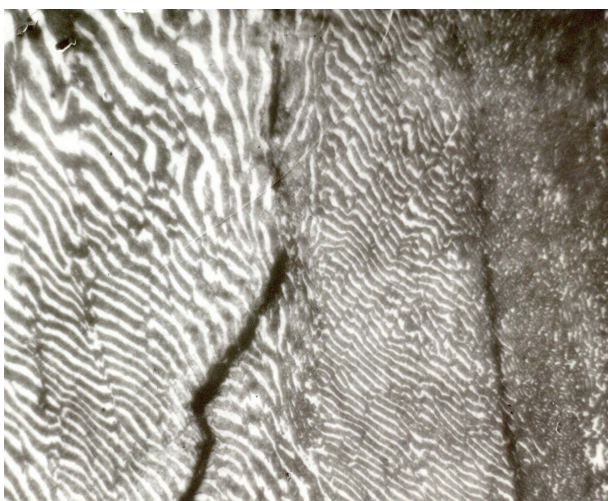


Рис.4. Распространение трещины в композите Ni-Ni₃B, ув.500

Увеличение дефектности структуры эвтектической композиции никель-бор, наблюдаемое как при высоких скоростях кристаллизации ($R > 300$ мм/ч), так и в случае вырожденной структуры ($R < 10$ мм/ч), приводит к уменьшению пластичности композиции при прочих равных условиях (см. рис.2, кривые 1 и 3). Отметим, что с ростом температуры увеличивается различие между прочностью композиций с регулярной ($\sigma_{В\text{нк}}$) и изотропной ($\sigma_{В\text{эк}}$) структурами за счет сфероидизации участков пластин на границе колоний ($\sigma_{В\text{нк}} > (2...2,5) \cdot \sigma_{В\text{эк}}$). Проведенные разрывные испытания образцов, вырезанных перпендикулярно направлению роста пла-

стин, показали, что прочность на разрыв $\sigma_{В} = 203$ МПа (см. рис.2, кривая 4). При этом наблюдаемая высокая прочность сцепления фаз объясняется хорошим кристаллографическим сопряжением фаз (по плоскостям $(031)_{Ni_3B} \parallel (010)_{Ni}$, отсутствием на границах раздела фаз бинарной эвтектики каких-либо загрязнений. Анализ показывает, что несоответствие межатомных расстояний в главных направлениях минимальны и составляют $\sim 2\%$.

Характерно, что при всех температурах испытания композиций никель-бор с колонийной структурой их прочность в 1,5...2 раза меньше, чем образцы с хорошо упорядоченной структурой. Последнее связано с разориентацией компонентов композиций относительно оси деформации. Как видно из кривых деформирования (см. рис.2), прочность композиций была тем меньше, чем больше пластинки отклонялись от направления максимального нагружения. Максимальная пластичность наблюдалась, когда пластинки располагались под углом 45° к направлению растяжения. Последнее объясняется наличием соответствующей системы плоскостей скольжения, которая приходила при этом в действие.

С учетом высоких прочностных и пластических характеристик пластинчатого композита Ni - Ni₃B и структурной стабильности вплоть до предплавления температур [4] исследована возможность создания композиционных эвтектических покрытий на стали 45. Как известно, износостойкость гетерогенных и гетерофазных наплавочных материалов определяется их структурообразованием, однако встречается немало противоречивой информации, требующей серьезного анализа и обобщения [2, 8, 10].

При отработке технологий нанесения эвтектических покрытий на материалы существенное значение имеет подвижность расплава в виде покрытия, соотношение твердой и жидкой фаз, их природа.

Исследование системы Ni-B показало, что наибольшей подвижностью, соответствующей максимальной величине коэффициента разнотолщинности покрытия $\varepsilon = \Delta\delta / \delta_{\text{ср}}$, где $\delta_{\text{ср}}$ – средняя толщина покрытия (~ 100 мкм), $\Delta\delta$ – разница между максимальной и минимальной толщиной образца, обладают составы системы никель-бор, близкие к эвтектическому (3,5...4,4 мас.% бора), т.е. находящиеся в полностью расплавленном состоянии. Эти же составы имеют и наименьшие значения краевых углов растекания θ_p^0 по никелю (рис.5). При удалении от этих составов подвижность расплавов уменьшается особенно резко в сторону никеля. Таким образом, квазиэвтектические сплавы системы никель-бор обеспечивают однородное растекание расплава по поверхности подложки, смачивание и высокую адгезию покрытия на стали. При этом температура образования сплошного покрытия сплавов составляет 1350...1370 К.

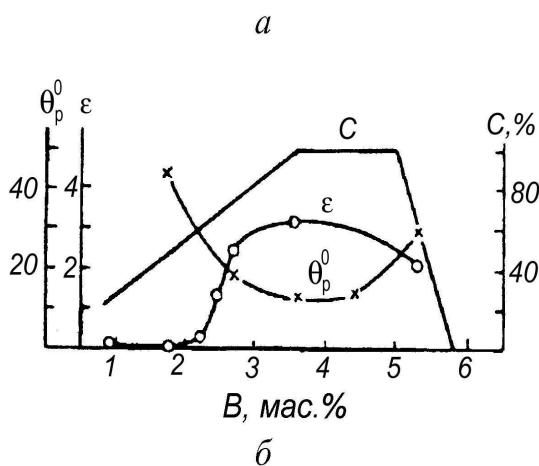
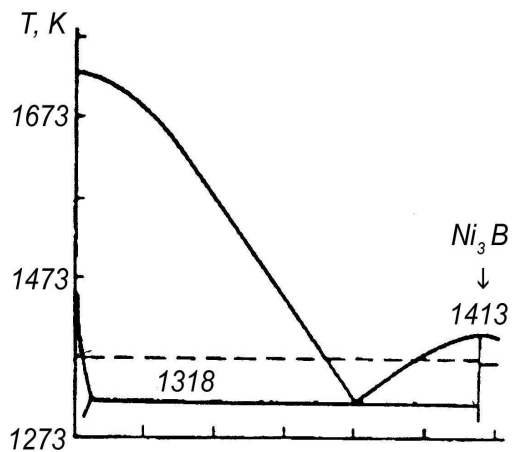


Рис.5. Диаграмма состояния (а) и изотермы свойств расплава при 1100°C (б) в системе Ni-B: C – содержание жидкой фазы, мас%; ε – коэффициент разнотолщинности покрытий; θ_p^0 – краевой угол растекания по никелю

Известно, что при традиционной шликерно-обжиговой технологии металлокерамические покрытия $70Ni - 20Cr - 5Si - 5B$ (основа покрытия – эвтектика никель-бор) содержат в своей структуре шлаковые включения в виде шаровидных выделений разного размера и замкнутые поры, объемная пористость $\sim 1,0...1,5\%$ [14]. При этом в случае быстрого охлаждения оплавленного покрытия крупные пластинчатые бориды содержат внутренние трещины, как это свойственно литым материалам, легко растрескиваются при нагрузках ниже предела текучести матрицы. На рис.6 показаны микроструктуры металлокерамических покрытий на стали.

Как показали данные настоящих исследований, в результате расплавления покрытия $NiCrSiB$ на стали 45 и последующей однонаправленной кристаллизации (видоизмененный метод Бриджмена) было получено чистое беспористое без шлаковых включений, с однородной гетерофазной структурой покрытие, имеющее ориентированные вдоль направления теплоотвода кристаллы бориды никеля и хрома. Микроструктура покрытия (см. рис.6) представляет со-

бой примыкающую к подложке зону борирования шириной $0,015...0,020$ мм, нетравящуюся полосу твердого раствора $\sim 0,02...0,035$ мм и основной слой, состоящий из участков твердого раствора и кристаллов бориды хрома, распределенных в тонкопластинчатой эвтектике. Последняя выполняет роль матрицы и состоит из бориды никеля и никелевого твердого раствора, легированного хромом и кремнием, в ней также распределены кристаллы бориды хрома длиной до 100 мкм. В покрытии наблюдается наиболее выгодная взаимная ориентация боридов и никелевого твердого раствора, что является причиной образования равновесных структур, характеризующихся повышенными физико-механическими свойствами.

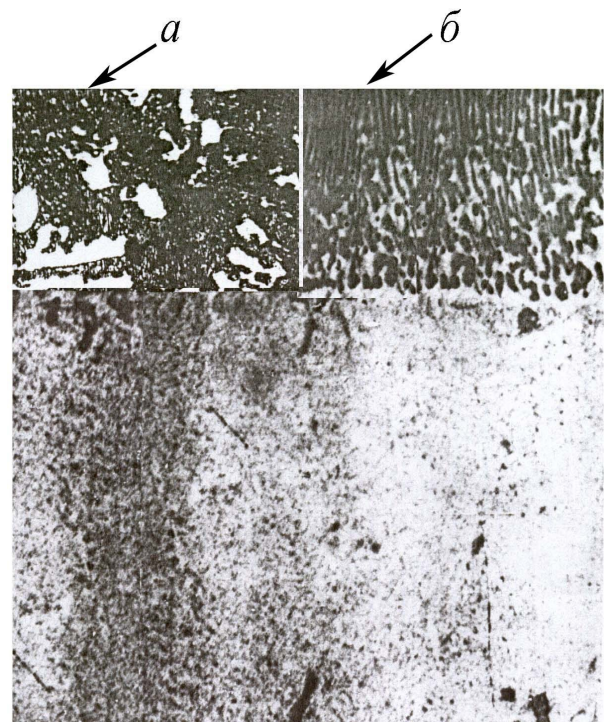


Рис.6. Структура металлокерамического покрытия $NiCrSiB$, сформированное шликерным способом (а) и после направленной кристаллизации (б)

Определено, что эффективность работы покрытия в различных условиях нагружения существенно зависит от соотношения адгезионной $\sigma_{B, адг}$ и когезионной $\sigma_{B, когез}$ прочности: покрытия упрочняют основу в случае $\sigma_{B, адг} > \sigma_{B, когез}$. В исследуемой системе, полученной традиционным шликерным способом, $\sigma_{B, адг} \sim 600$ МПа, тогда как $\sigma_{B, когез}$ (стали) $\sim 620...800$ МПа [15]. Поэтому при нагружении происходит растрескивание покрытия с последующим отслаиванием, аналогично [8]. После контролируемой термообработки $\sigma_{B, адг} > 950$ МПа, которая сохраняется при повышенных температурах, когда твердорастворное упрочнение покрытия несущественно, а эффективно упрочнение бориды никеля и хрома (композиционный механизм упрочнения) [3].

Полученные результаты хорошо согласуются с данными по измерению микротвердости. В зависимости от условий охлаждения микротвердость (при нагрузке на индентор 50 г) составляла, МПа: твердого раствора на основе никеля – 4000...5000, направленно закристаллизованной эвтектики $Ni - Ni_3B$ – 8000...9200, эвтектической матрицы покрытия – 8500...10500, покрытия ~ 12500...15000, боридов хрома и никеля соответственно 18000...23000 и 11000...12500.

Проведенные испытания на износостойкость покрытий ($T_{исп} = 500$ К, число циклов 3000, удельная нагрузка $(7,5...10) \cdot 10^2$ МПа) показали, что износ шликерного покрытия составил 1,72...2,0 мм, коэффициент трения – 0,35...0,40, интенсивность изнашивания – $1,5 \cdot 10^{-5}$ м/км, тогда как для покрытий с регулярной структурой (при тех же условиях испытания) аналогичные величины составили 0,35...0,40; 0,2...0,25 и $4 \cdot 10^{-6}$ соответственно.

Таким образом, композиционный принцип структурообразования конструкционных материалов позволяет получать материалы с высокой прочностью и пластичностью, которые сохраняются до 0,8...0,9 температуры плавления металла-основы. Введение в пластичную матрицу ориентированного упрочнителя (бориды никеля и хрома) существенно повышает износостойкость материала: твердые частицы воспринимают нагрузку и способствуют снижению коэффициента трения и износа. Пластичная матрица перераспределяет напряжения, обеспечивая условия, в которых твердые составляющие быстро занимают благоприятное положение. Благодаря этому устраняется локальное повышение контактного давления, ориентация фазовых составляющих снижает вероятность отрыва твердых износостойких частиц.

ВЫВОДЫ

Определена возможность значительного повышения пластичности при сохранении высокого уровня прочности направленно закристаллизованного пластинчатого композита никель-бор, в котором объемная доля хрупкой матричной составляющей весьма высока (~75 %).

На основе эвтектики никель-бор получено покрытие на стали. Показано, что в зависимости от направления теплоотвода ориентация упрочняющих покрытие $NiCrSiB$ боридов устанавливается вдоль или перпендикулярно поверхности подложки. Создаваемая дендритно-композиционная структура беспористого, без шлаковых включений покрытия обеспечивала повышенные характеристики прочности, термо- и износостойкости, превышающие в 3...5 раз аналогичные показатели шликерных покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Е.Н. Каблов. Перспективы и направления развития высокотемпературных материалов для авиационных и стационарных газотурбинных двигателей // *Проблемы современного материаловедения*. Киев: ИМСС, 1998, с.10-18.
2. А.Д.Погребняк, Ю.Н.Таран, Ионно-плазменная модификация свойств поверхности и нанесения покрытий // *Успехи физики металлов*. 2003, № 4, с.1-71.
3. М.О.Азаренков, В.С.Семененко, М.М.Пилипенко. *Сучасні конструкційні матеріали – композити*. Харків: ХНУ, 2004, 75 с.
4. В.Е.Семененко, Т.А.Коваленко, М.В.Третьяков. Влияние условий затвердевания на структуру боридных сплавов никеля // *Вісник ХНУ. Серія фізична "Ядра, частинки, поля"*. 2004, № 619, с.115-118.
5. M.S.Kim, S.Hanada, S.Watanabe. Effect of grain size on strength, ductility and fracture in recrystallized Ni_3Al doped with boron // *Trans. Jap. Inst. Metals*. 2001, v.32, № 4, p.274-283.
6. A.Mishra et. al. Creep behaviour of advanced materials for the 21st century // *Simposium on creep behaviour of advanced materials*. San Diego, CA, march 15-20. 2002, p.111-143.
7. *Прогресивні матеріали і технології*. Т.2. Київ: "Академперіодика", 2003, 652 с.
8. М.И.Пашечко, В.М.Голубец, М.Ф.Черемис. *Формирование и фрикционная стойкость эвтектических покрытий*. Киев: "Наукова думка". 1993, 344 с.
9. Н.Н.Белаш, В.С.Таран, В.Р.Татаринов. Исследование влияния предварительной обработки и состава композиционных покрытий на свойства твердосплавных режущих пластин // *Физическая инженерия поверхности*. 2003, т.1, № 2, с.184-187.
10. Г.Н.Лукина, М.В.Большаков. Структурные особенности порошков системы FeMoCrV для газотермических покрытий // *ФХММ*. 1999, № 5, с.63-66.
11. Ю.Н.Таран-Жовнир. Строение эвтектик и создание новых сплавов эвтектического типа // *Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя*. Киев: «Наукова думка». 1998, с.176-198.
12. С.З.Бокштейн, Е.А.Балаберова, С.Е.Кишкин и др. *Автордиография поверхностей раздела и структурная стабильность сплавов*. М.: «Металлургия», 1987, 294 с.
13. В.Е. Семененко, М.А. Тихоновский, С.В. Литовченко. Диффузия в гетерофазных матери-

- алах с контролируемой микроструктурой // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1999, в.2(75), с.34-37.
14. Р.В.Херцберг. *Деформация и механика разрушений композиционных материалов*. М.: «Металлургия», 1989, 184 с.
15. Электронное строение и свойства соединений, сплавов и металлов / Под ред. Ю.М.Горячева // *Труды института ИПМ. Серия: Физическое материаловедение, структура и свойства материалов*. 2002, 203 с.

МІКРОСТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ БОРИДНИХ СПЛАВІВ НІКЕЛЮ ІЗ РЕГУЛЯРНОЮ СТРУКТУРОЮ

В.Є. Семененко, М.М. Пилипенко

Досліджено вплив микроструктури на механічні характеристики пластинчастого композиту нікель-борид нікелю і покриття *NiCrSiB* на його основі. Визначено оптимальні умови кристалізації, що забезпечують максимальне подовження високоміцного композиту уздовж напрямку переважного зростання пластин. Використання методу контактної евтектичного плавлення з контрольованим охолодженням злитка забезпечувало отримання однорідного, безпористого покриття на сталі з підвищеними триботехнічними характеристиками.

MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF NICKEL BORIDE ALLOYS WITH REGULAR STRUCTURE

*V.E. Semenenko, M.M. Pylypenko**

The influence of microstructure on mechanical properties of lamellar composite of nickel–nickel borides and *NiCrSiB* coating on its basis is explored. The optimal condition of crystallization, provide the maximal elongation of high-strength composite along direction of primary growth of plates are specified. The use of method of the contact eutectic melting with the controlled cooling of ingot provided the obtaining of homogeneous, nonporous coating on steel with increased technological properties.