

УДК 538.9

УПРОЧНЯЮЩИЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ ГРАНУЛИРОВАННОГО КОМПОЗИТА $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$

© 2013 г. **И. М. Трегубов, М. Ю. Смолякова, Д. Н. Клименко, М. А. Каширин, О. В. Стогней**

Воронежский государственный технический университет (ВГТУ)

НОИИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии»

Белгородского государственного университета (БелГУ)

И. М. Трегубов – аспирант кафедры физики твердого тела ВГТУ

(394026, г. Воронеж, Московский пр-т, 14). Тел.: (4732) 46-66-47. E-mail: ilia.tregubov@mail.ru.

М. Ю. Смолякова – мл. науч. сотр. НОИИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» БелГУ

(308034, г. Белгород, ул. Королева, 2а). Тел.: (4722) 58-54-06. E-mail: SmolaykovaMarina@mail.ru.

Д. Н. Клименко – аспирант БелГУ. Тел.: (4722) 58-54-06. E-mail: klimenko@bsu.edu.ru.**М. А. Каширин** – аспирант кафедры физики твердого тела ВГТУ.**О. В. Стогней** – докт. физ.-мат. наук, профессор той же кафедры ВГТУ. E-mail: sto@sci.vrn.ru.

Проведено исследование износостойкости и микротвердости тонкопленочных наноконпозиционных покрытий $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в широком интервале концентраций (x , ат.%) металлической фазы ($30 \leq x \leq 95$). Установлено, что максимальная твердость (до 12 ГПа) наблюдается в композитах с $x = 80 \div 82$ ат.%. Показано, что износостойкость наногранулированного композита, измеренная при нагрузке 2 Н, значительно превышает таковую стали 12Х18Н10Т, использованной в качестве подложки. Фактор износа для композита $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ составляет $(3,5 \div 11,63) \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ при нагрузке 2 Н.

Ключевые слова: микротвердость, композитные покрытия, упрочнение, наногранулированный композит.

Wear-resistance and microhardness of $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ thin-film nanocomposite coatings have been investigated in a wide range of metal phase concentrations ($30 \leq x \text{ at. \%} \leq 95$). The maximum hardness (up to 12 GPa) is observed in the composites with metal phase concentration of $80 \div 82$ at.%. Wear resistance of nanogranulated composite measured at 2N load is shown to exceed that of 12Kh18N10T steel used as a substrate. Wear factor of $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ nanocomposite is $3,5 \cdot 10^{-5} \div 11,63 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ at 2N load.

Key words: microhardness, composite coatings, hardening, nanogranulated composite.

ВВЕДЕНИЕ

Стремительный прогресс технологий предъявляет все более жесткие требования к повышению качества и надежности конструкционных материалов, способных сопротивляться как длительным циклическим нагрузкам, так и статическим локальным, что в конечном итоге должно приводить к значительному увеличению ресурса эксплуатации готовых изделий. Для решения подобных задач существуют несколько подходов, среди которых классический является весьма трудоемким и дорогостоящим. В этой связи не теряет своей актуальности проблема упрочнения поверхности изделий и механизмов, так как именно она всегда подвергается наиболее сложным условиям коррозии и износа, при этом само объемное изделие или деталь могут изготавливаться из обычных конструкционных материалов с невысокими эксплуатационными характеристиками [1].

В последнее время актуальным направлением упрочнения поверхности стало создание многокомпонентных наноструктурированных пленок,

в которых значительный рост эксплуатационных свойств обеспечивается не столько за счет элементного состава покрытия, сколько за счет его морфологии и наноструктурированности [2]. В этом контексте перспективными упрочняющими покрытиями являются наноконпозиты металл–керамика, которые сочетают в одном материале преимущества обоих компонентов.

Ранее [3, 4] было показано, что покрытие из композитного материала $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ действительно характеризуется высокими значениями микротвердости (HV до 1300) и низким фактором износа ($\sim 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ на стальной подложке). Вместе с тем была обнаружена значительная зависимость HV от концентрации керамической фазы, причем увеличение значений микротвердости наблюдалось при уменьшении содержания оксида алюминия, а максимум прочности зафиксирован в районе $x = 86 \div 88$ ат.% металлической фазы.

Целью данной работы было исследование механических характеристик композитного покрытия $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в широком интервале составов

(x , ат.%) $50 \leq x \leq 95$ для выявления общности механизмов упрочнения наноструктурированных гетерофазных систем металл–керамика.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Композиты были получены методом ионно-лучевого распыления составных мишеней в атмосфере аргона. Особенности работы установки и приготовления образцов описаны в работах [5, 6]. Совместное осаждение компонентов материала осуществлялось на ситалловые (СТ-50) и стальные (12Х18Н10Т) подложки, на поверхности которых в результате процессов самоорганизации происходило формирование двухфазной структуры. Элементный состав образцов контролировался энергодисперсионным рентгеновским электронно-зондовым микроанализом. Толщина полученных покрытий составляла $\sim 6 \div 8$ мкм. Более тонкие пленки (60–80 нм), напыленные на монокристаллы NaCl, специально изготавливались для проведения исследований методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с помощью электронного микроскопа FEI Tecnai G2 20F S TWIN. Оценка особенностей морфологии поверхности выполнялась с помощью растрового электронного микроскопа Quanta 600 FEG.

Исследование износостойкости композиционных покрытий, нанесенных на стальную подложку, проводилось с помощью автоматизированной машины трения High-Temperature Tribometer («CSM Instruments», Швейцария) по схеме испытания «шарик–диск» [7]. Триботехнические характеристики исследуемых образцов оценивали при

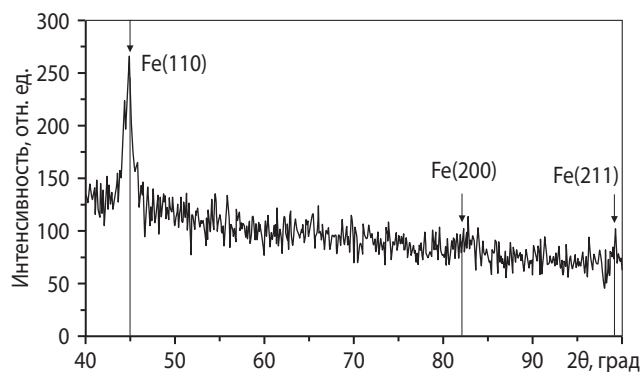


Рис. 1. Рентгенограмма композита $\text{Fe}_{56}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{44}$ в исходном состоянии (излучение CuK_α)

нагрузке на держатель контртела 2 Н, скорости вращения образцов 10 см/с и пути трения 500 м. В качестве материала контртела был выбран шарик диаметром 6 мм из Al_2O_3 . Измерение микротвердости нанокompозитов осуществлялось с помощью автоматического микротвердомера DM-8 («Affri», Италия) при нагрузках 0,245 и 0,49 Н.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведена рентгенограмма образца $\text{Fe}_{56}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{44}$, на которой идентифицируется четкий пик, соответствующий фазе железа. Наличие резкого максимума свидетельствует о том, что структура Fe кристаллическая. В то же время фаза оксида алюминия на рентгенограмме отсутствует. По всей видимости, это связано с тем, что Al_2O_3 находится в аморфном состоянии, поскольку он формировался в процессе конденсации атомов на ненагреваемую подложку [6].

На рис. 2 приведены результаты ПЭМ образцов композита $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ с различным содер-

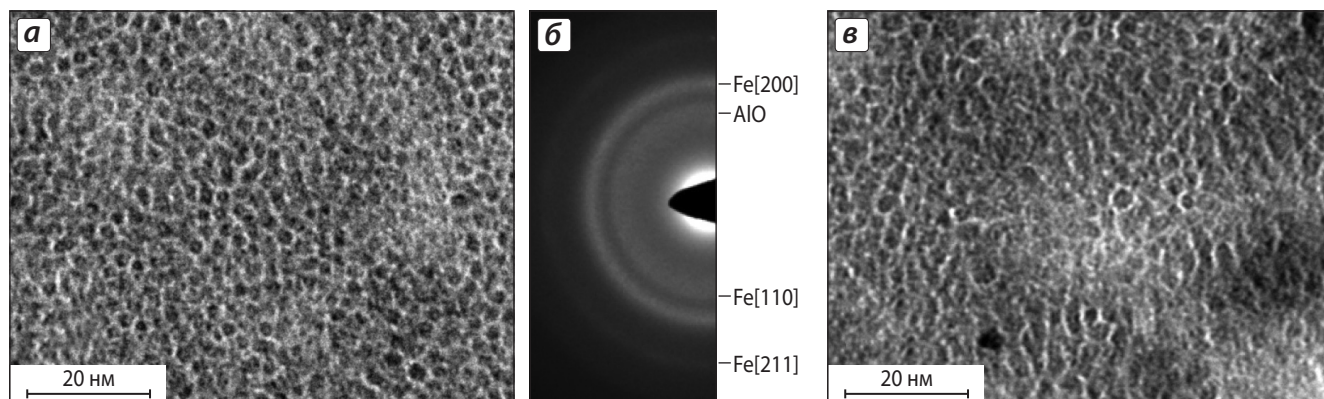


Рис. 2. Микрофотография (а) и электронная дифракция (б) композита $\text{Fe}_{56}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{44}$, а также микроструктура $\text{Fe}_{78}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{22}$ (в). Темные области на фотографиях соответствуют металлической фазе, светлые – керамике

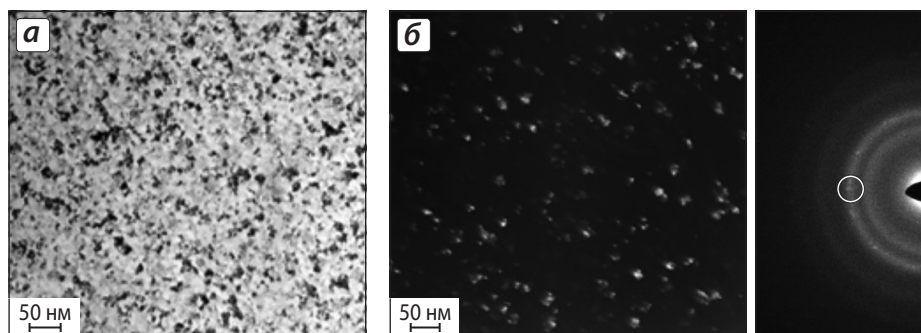


Рис. 3. Микрофотографии композита $\text{Fe}_{85}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{15}$ в светлом (а) и темном (б) полях

жанием железа. При небольшой концентрации металлической фазы (на границе исследованного интервала) структура материала представляет собой дискретную среду, состоящую из металлических гранул нанометрового размера (2–4 нм), единичных или собранных в небольшие кластеры в виде цепочек длиной $\sim 15\div 20$ нм. Как отдельные гранулы, так и их группы окружены тонкими ($\sim 1\text{--}2$ нм) керамическими прослойками оксида алюминия. При увеличении концентрации металлической фазы размер кластеров возрастает, что совершенно естественно.

Анализ электронограмм показывает, что в пленках во всем концентрационном диапазоне ($50 \leq x \leq 95$) содержания металлической фазы (x , ат.%) присутствуют 2 фазы: железо и оксид алюминия, меняется лишь их соотношение. Фаза железа во всех случаях кристаллическая, однако изменение состава композита приводит к изменению степени ее дисперсности. Оксид алюминия находится в аморфном состоянии, что подтверждается наличием широкого гало малого диаметра, средний радиус которого соответствует межплоскостному расстоянию $2,753 \text{ \AA}$, что близко к значению $2,795 \text{ \AA}$ для плоскостей семейства [220] в Al_2O_3 .

Исследование структуры композитов с большим содержанием железа (85 ат.%) показало, что и в этом случае структура не является гомогенной. На рис. 3 приведены результаты темнопольного исследования образца $\text{Fe}_{85}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{15}$, из которых следует, что даже при таком составе в композите присутствует нанофаза с размером кристаллитов не более 50 нм, а не большие кластерные образования.

Данные по структурному анализу тонкопленочных композитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ соответствуют результатам исследования [8], где также было обнаружено, что структура совместно расплывае-

мых железа и оксида алюминия ионно-лучевым методом в вакууме представляет собой совокупность наночастиц, встроенных в аморфную матрицу Al_2O_3 .

Исследования микротвердости композитных покрытий проводились с помощью методов Виккерса (HV) и Кнупа (HK). При нагрузке 0,245 Н средняя глубина проникновения индентора Виккерса в материал покрытия $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ не превышала 1,5 мкм, что позволяет утверждать о корректности проводимых испытаний [9]. Однако для исключения вероятности ошибки аналогичные измерения микротвердости этого же покрытия были проведены с помощью метода Кнупа. Благодаря форме наконечника Кнупа глубина проникновения индентора в пленку значительно уменьшается, что снижает погрешность измерений. Так, при нагрузке 0,245 Н ее среднее значение не превысило 0,5 мкм.

На рис. 4, а показана концентрационная зависимость микротвердости нанокompозитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. Из приведенных результатов следует, что величина HV исследуемых покрытий, независимо от количества металлической фазы, выше, чем чистой ситалловой подложки (Ст-50), чистой стальной подложки (12Х18Н10Т) и покрытия, полученного при напылении чистого железа на ситалл. Необычным фактом явилось то, что концентрационная зависимость микротвердости нанокompозитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ оказалась нелинейной, с максимумом при ~ 80 ат.% Fe. То, что при добавлении в железо керамической фазы оксида алюминия происходит увеличение микротвердости композитов (уменьшение концентрации железа от 94 до 84 ат.%) было вполне ожидаемым, однако дальнейшее снижение значений HV при возрастании содержания керамики (от 18 до 48 ат.% Al_2O_3) не вполне понятно.

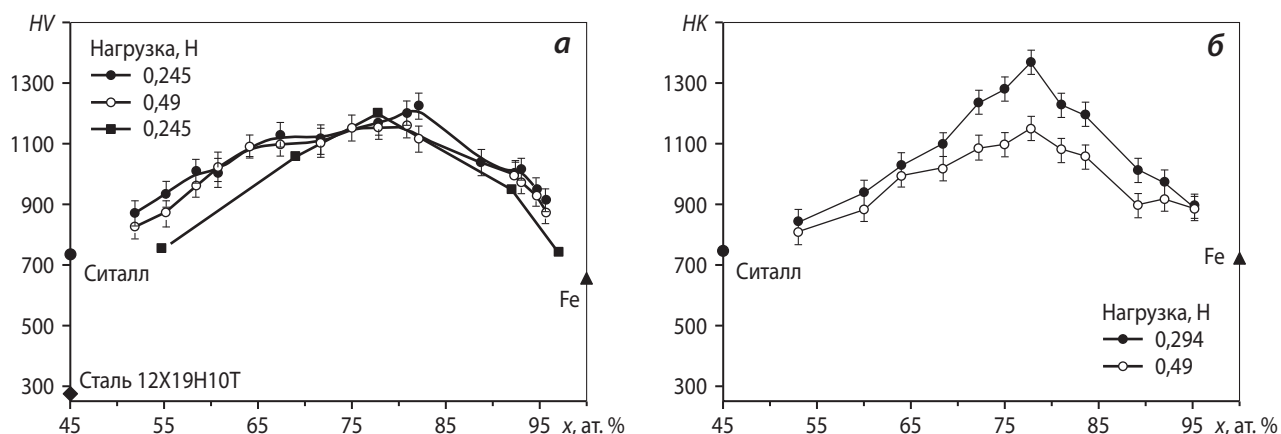


Рис. 4. Концентрационная зависимость микротвердости нанокompозитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в единицах Виккерса (а) и Кнупа (б), нанесенных на подложки из ситалла (●○) и стали (■)

Для проверки достоверности полученной зависимости были проведены измерения с помощью наконечника Кнупа. Полученные результаты (см. рис. 4, б) оказались аналогичны зависимости, измеренной по методу Виккерса, с той лишь разницей, что максимум микротвердости HK имеет более явный и резкий вид. По всей видимости, это связано с увеличением вклада пластического деформирования материала и уменьшением упругого – вследствие применения наконечника Кнупа вместо индентора Виккерса [9].

Известно [10], что благодаря несимметричной форме наконечника Кнупа деформация материала в районе воздействия имеет такой характер, что размер длинной диагонали ромбического отпечатка остается практически неизменным как у восстановленного, так и у невосстановленного отпечатков. Таким образом, наличие максимума микротвердости HK у нанокompозитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в области $x \sim 80$ ат. % является достоверным фактом, что можно объяснить особенностями структуры исследуемых пленок.

Структура композитов может быть представлена как трехмерная аморфная керамическая сеть, в ячейках которой расположены металлические кристаллические нанообласти (см. рис. 2). Считается, что источники зарождения дислокаций не могут существовать в нанокристаллитах размером менее 3 нм [11]. Поэтому можно предположить, что в кристаллических наногранулах и наноразмерных аморфных прослойках отсутствует дислокационная активность, вследствие чего композитные пленки должны обладать вы-

сокими значениями сопротивления пластической деформации и упругого восстановления.

Согласно многочисленным исследованиям [12] при механической нагрузке аморфно-кристаллический нанокompозиционный материал может релаксировать лишь путем проскальзывания кристаллитов по межфазной границе. Применительно к нашим композитным пленкам их релаксация при механической нагрузке может реализовываться путем движения единичных недеформированных нанокристаллов железа один относительно другого. Подобный процесс требует значительно больше энергии, нежели деформация посредством движения дислокаций, что и приводит к увеличению твердости материала. Оптимальная с точки зрения прочностных характеристик морфология композита соответствует не сплошной керамической «сетке», а наличию отдельных, не связанных друг с другом керамических областей, которые не разрываются при нагрузках, поскольку они уже дискретны, но препятствуют пластическому деформированию металлической фазы и композитов в целом. В то же время наблюдаемая лабиринтоподобная структура металлической фазы мешает зарождению и развитию трещин в керамической фазе. В области такой морфологии имеет место максимум твердости.

При небольшом содержании металлической фазы ($x < 65$ ат. %) среднее расстояние между гранулами становится достаточным для возникновения и развития трещин в керамической фазе, поэтому процесс междугранульного проскальзывания идет значительно более активно. Резкое снижение значений микротвердости, наблюдаемое

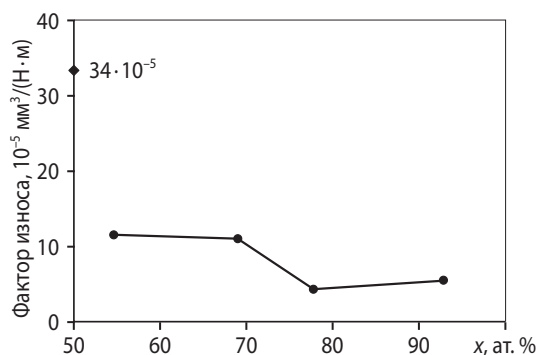


Рис. 5. Концентрационная зависимость фактора износа, измеренного при нагрузке на держатель контртела 2 Н, для композиционных покрытий $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, нанесенных на стальную подложку (•), и собственно подложки из стали 12Х18Н10Т (♦)

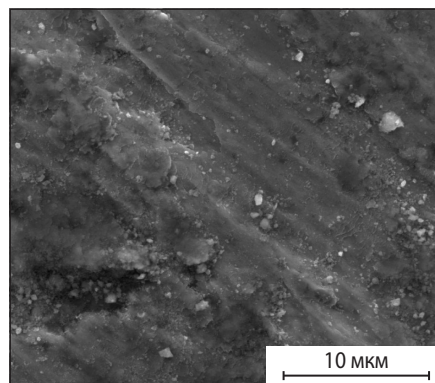


Рис. 6. Изображение дорожки трения после испытаний на износостойкость в паре трения «композит $\text{Fe}_{78}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{12}$ – корунд», при нагрузке на держатель контртела 2 Н

при $x > 85$ ат.%, вероятно, вызвано тем, что количество диэлектрической фазы настолько мало, что она перестает препятствовать деформированию металлической фазы. Поэтому деформация композитов развивается аналогично процессам, реализующимся в объемных металлических материалах.

При использовании покрытия помимо твердости важной характеристикой является износостойкость, при этом большое значение имеют качество поверхности и механические свойства материала, на который нанесено покрытие. Поэтому при исследовании этого показателя использовались полированные подложки из стали 12Х18Н10Т с нанесенным нанокompозитным покрытием $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. На рис. 5 показаны полученные результаты, которые свидетельствуют о том, что износостойкость композитов выше, чем стали: для нее фактор износа составил $\sim 34 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, а для наногранулированного материала $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ – $(3,5 \div 11,63) \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, в зависимости от содержания металлической фазы.

Анализ изображений дорожки трения после испытания на износостойкость образцов пленок (рис. 6) показал, что основным механизмом изнашивания является абразивное, со следами пластического течения материала. Это подтверждается образованием характерных канавок и наплывов на их краях, возникающих при пластическом оттеснении материала вследствие воздействия абразива.

При работе любого упрочняющего или защитного покрытия происходит выделение тепловой энергии и материал нагревается. В зависимости от режимов эксплуатации и интенсивности воздействия нагрев защитных покрытий может до-

стигать нескольких сотен градусов [13]. В связи с этим достаточно актуальным можно считать вопрос о термической устойчивости (стабильности) механических свойств нанокompозитов.

Для изучения этого аспекта были проведены исследования влияния термического отжига на микротвердость нанокompозитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. Прежде всего необходимо было определить температуры, при которых следует проводить изотермические отжики образцов. Они выбирались на основе анализа температурных зависимостей электрического сопротивления (R) покрытий с большим содержанием металлической фазы.

Как следует из полученных результатов (рис. 7), при увеличении температуры в наногранулированных пленках протекают процессы, приводящие к изменению электрического сопротивления. На начальном этапе нагрева наблюдается незначительное его увеличение (участок с положительным температурным коэффициентом сопротивления),

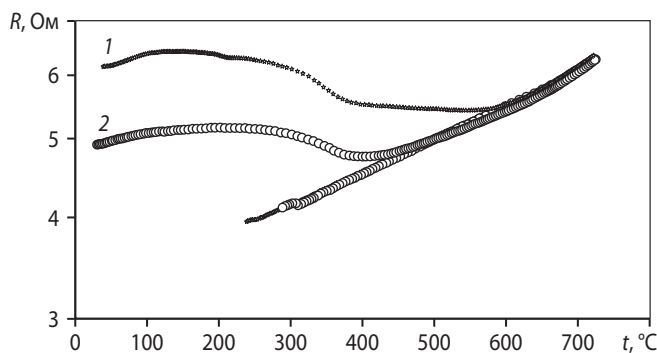


Рис. 7. Температурная зависимость электрического сопротивления композитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ с высоким содержанием металлической фазы: 76 (1) и 84 ат. % (2)

что является характерным для металлических проводников. Дальнейшее возрастание величины t (вплоть до 400 °С) приводит к некоторому уменьшению значений R , что, по всей видимости, связано с процессами рекристаллизации металлических наногранул, непосредственно контактирующих друг с другом, и увеличению их размеров. При температурах, превышающих 450–550 °С (в зависимости от концентрации железа, см. рис. 7), в композитах устанавливается равновесная структура. Это следует из того, что прямой и обратный ход температурной зависимости сопротивления, измеренной при нагреве и охлаждении в области $t > 600$ °С, совпадает. При таких температурах изменение сопротивления образцов при нагреве обусловлено лишь механизмом электропереноса и не связано ни с какими структурными преобразованиями.

На протекание процессов рекристаллизации при $t = 300\div 400$ °С указывает также тот факт, что сопротивление отожженных композитов, измеренное при комнатной температуре, почти в 2 раза меньше, чем в исходном состоянии (см. рис. 7). Исходя из этого, образцы отжигались в вакууме при температуре 550 °С для получения более равновесной структуры и исследовались.

Электронно-микроскопический анализ подтвердил предположение о том, что отжики при $t = 550$ °С приводят к увеличению размеров металлических гранул. Из данных рис. 8 следует, что средние размеры гранул в отожженном композите $\text{Fe}_{80}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{20}$ больше, чем в исходном состоянии, а темнопольный анализ отожженных образцов $\text{Fe}_{70}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{30}$ свидетельствует о том, что отдельные зерна железа могут достигать 30–40 нм (рис. 9).

Сопоставление значений микротвердости исходных и отожженных при $t = 550$ °С композит-

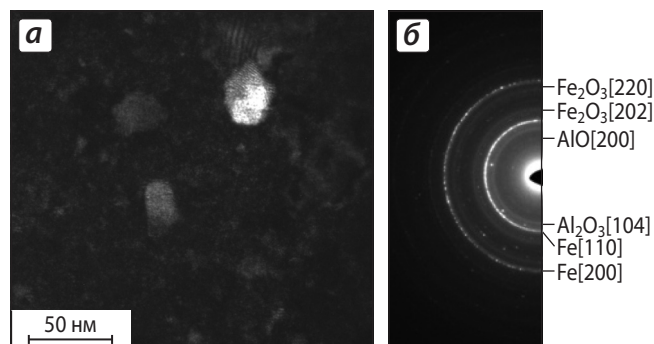


Рис. 9. Микрофотографии структуры в темном поле (а) и электронограмма (б) композита $\text{Fe}_{70}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{30}$ после отжига при $t = 550$ °С

ных пленок свидетельствует о том, что для всего исследованного интервала составов наблюдается их уменьшение, причем при использовании как индентора Виккерса, так и наконечника Кнупа (рис. 10).

С одной стороны, снижение твердости незначительно и может свидетельствовать о термической устойчивости композитов, однако с другой – оно носит систематический характер и требует объяснения. Следует обратить внимание на то, что все исследованные композиты $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ находятся за порогом перколяции, и металлическая фаза является основной по объему. Даже в образце состава $\text{Fe}_{56}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{44}$, находящегося на краю исследованного концентрационного интервала, металлическая фаза не является набором взаимно изолированных наногранул в объеме диэлектрика: на фотографии рис. 2 явно видны конгломераты контактирующих гранул в виде цепочек.

Исходя из этого можно предположить, что подобно тому, как электрические/магнитные характеристики композитов, находящихся за порогом перколяции, определяются свойствами проводящей/ферромагнитной фазы, так и изменения ме-

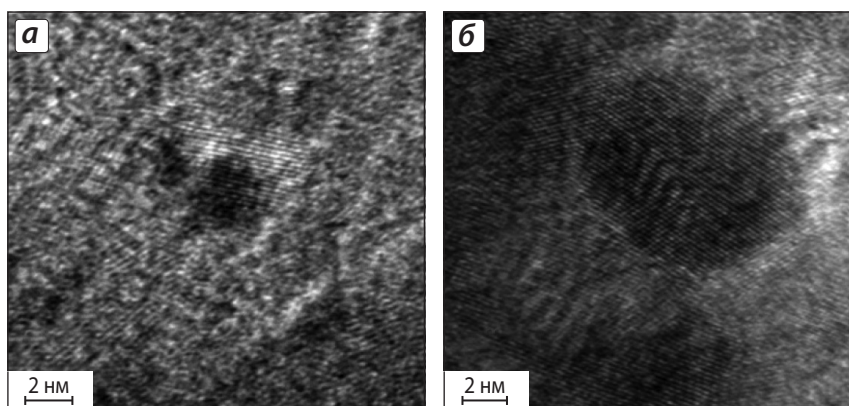


Рис. 8. Высокорастворяющая просвечивающая электронная микроскопия композита $\text{Fe}_{80}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{20}$ в исходном состоянии (а) и после отжига при $t = 550$ °С (б)

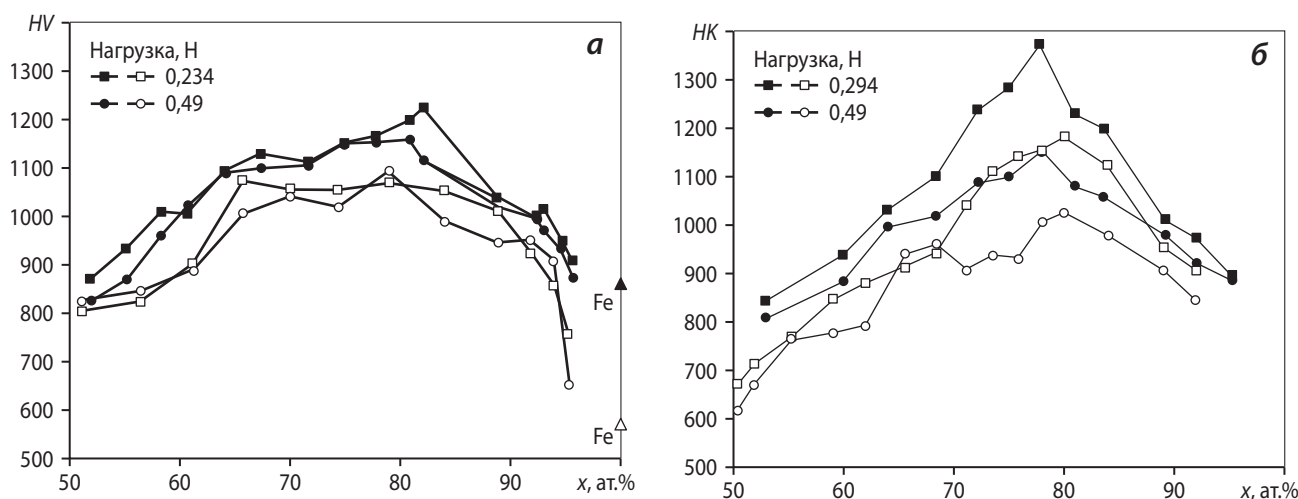


Рис. 10. Концентрационная зависимость микротвердости нанокompозитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ на двух нагрузках в исходном состоянии (темные значки) и после отжига при $t = 550^\circ\text{C}$ (светлые), измеренная с помощью индентора Виккерса (а) и Кнупа (б)

ханических показателей исследованных образцов будут определяться характером изменения свойств металлической фазы.

ПЭМ-исследования отожженных композитов показывают увеличение размеров металлических наногранул в несколько раз. На наш взгляд, вполне обоснованным является предположение о том, что наблюдаемое уменьшение твердости композитных пленок является проявлением известного закона Холла–Петча [14, 15], в соответствии с которым величина твердости наноструктурированных материалов обратно пропорциональна размеру зерна. В нашем случае аналогия с нанокристаллическими материалами допустима, поскольку исследовались композиты, находящиеся за порогом перколяции.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что максимальные значения микротвердости пленок из нанокompозитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ по Виккерсу (12,5 ГПа при нагрузке 0,245 Н) наблюдаются в области с высокой концентрацией металлической фазы ($x = 78 \div 82$ ат.%).

2. Показано, что износостойкость покрытий $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ ($50 \leq x \leq 96$), измеренная при нагрузке 2 Н, выше, чем чистой стальной (12Х18Н10Т) подложки.

3. Выявлено, что нанокompозиты $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ являются термически устойчивыми и сохраняют

высокие значения микротвердости до $t = 550^\circ\text{C}$. Однако их отжиг несколько снижает твердость, что, по всей видимости, является следствием укрупнения нанозерен железа.

*Работа выполнена в рамках
ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры
инновационной России»
(госконтракт № 14.740.11.0986),
а также гранта 14. А18.21.0243
и гранта РФФИ 11-02-90437-Укр_ф_а.*

ЛИТЕРАТУРА

1. Современная трибология: Итоги и перспективы / Под ред. К. В. Фролова. М.: Изд-во ЛКИ, 2008.
2. Штанский Д. В., Кулинич С. А., Левашов Е. А., Moore J. J. // ФТТ. 2003. Т.4, № 6. С. 1122.
3. Стогней О. В., Валухов С. Г., Трегубов И. М., Каширин М. А. // Альтернативная энергетика и экология. 2011. № 9. С. 57.
4. Валухов С. Г., Добрынин М. С., Стогней О. В., Трегубов И. М. // Вестн. ВГТУ. 2012. Т. 8, № 2. С. 60.
5. Калинин Ю. Е., Ситников А. В., Стогней О. В. Альтернативная энергетика и экология. 2007. № 10. С. 9.
6. Ситников А. В. Электрические и магнитные свойства наногетерогенных систем металл-диэлектрик: Дис. ... докт. физ.-мат. наук. Воронеж: ВГТУ, 2009.
7. Петржик И. М., Штанский Д. В., Левашов Е. А. // Матер. 10-й Междунар. науч.-техн. конф. «Высокие технологии в промышленности России» (Москва, 9–11 сент. 2004 г.). М., С. 311.
8. Teixeira S. R., Boff M. A. S., Flores W. H. et al. // J. Magnetism and Magnetic Mater. 2001. Vol. 233. P. 96.
9. Бердилов В. Ф., Богомолов Н. И. и др. Новое в области испытаний на микротвердость. Кишинев: Штииница, 1986.

10. Хрущов М. М. Трение, износ и микротвердость материалов: Избр. работы. М.: Красанд, 2012.
11. Леваишов Е. А., Штанский Д. В. // Успехи химии. 2007. Т. 76, № 5. С. 501.
12. Veprek S., Maritz G. et al. // Thin Solid Films. 2005. Vol. 476. P. 1–29.
13. Мышкин Н. К., Петроковец М. И. Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии. М.: Физмалит, 2007.
14. Hall E. O. // Proc. Phys. Soc. 1951. Vol. B64 (381B). P. 742–753.
15. Petch N. J. // J. Iron. Steel Inst. 1953. Vol. 174, № 1. P. 25–28.

УДК 621.762

РАЗРАБОТКА ПОРИСТОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ СВС-КЕРАМИКИ СИСТЕМЫ Ti–B–C

© 2013 г. **Д. И. Андриянов, А. П. Амосов, А. Р. Самборук, Д. М. Давыдов, В. С. Ищенко**

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

Д. И. Андриянов – аспирант кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). E-mail: andriyanov14dim@yandex.ru.

А. П. Амосов – докт. физ.-мат. наук, проф., заведующий той же кафедрой. Тел.: (848) 242-28-89. E-mail: mvm@samgtu.ru.

А. Р. Самборук – докт. техн. наук, профессор той же кафедры. E-mail: samboruk55@mail.ru.

Д. М. Давыдов – аспирант той же кафедры. E-mail: davidovd77@mail.ru.

В. С. Ищенко – студент той же кафедры. E-mail: shinsen@yandex.ru.

Представлены результаты исследований пористой композиционной керамики системы Ti–B–C, полученной методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Изучено влияние количества титана в шихте и плотности заготовки на структурообразование и прочностные характеристики синтезируемых пористых материалов. Приведены результаты их исследований на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A, дифрактометре ARL X'TRA и универсальной испытательной машине INSTRON 5988.

Ключевые слова: керамика, пористость, титан, композит, самораспространяющийся высокотемпературный синтез.

The results of investigation of porous composite ceramics produced from the Ti–B–C system by self-propagating high-temperature synthesis are given. The effect of titanium amount in the mix material and strength characteristics of synthesized porous materials have been studied. The results of their investigations with the Jeol JSM-6390A scanning electron microscope, ARL X'TRA diffractometer and of INSTRON 5988 multiple-purpose testing machine are given.

Key words: ceramics, porosity, titanium, composite, self-propagating high-temperature synthesis.

ВВЕДЕНИЕ

Пористые материалы на основе титана имеют широкое применение и являются перспективными как в технических, так и медицинских областях [1–4]. При получении новых пористых материалов необходимо обеспечить не только высокую пористость и возможность регулирования размера пор, но также и достаточную прочность, обуславливающую стойкость различных конструкций. Весьма перспективной в этом отношении является тройная система Ti–B–C.

Тройные системы дают возможность использовать большое количество комбинаций исходных реагентов и тем самым достигать необходимых физико-механических свойств синтезируемого материала. Применение энергосберегающей технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) позволяет получать открытую пористость продукта за счет движе-

ния разогретых до высокой температуры примесных газов, выделяющихся из реагентов при горении [2, 5, 6]. При этом используется не внешний, а внутренний источник тепла экзотермических реакций между исходными компонентами, протекающих в форме горения. Метод СВС не требует дорогостоящего оборудования, экономичен с точки зрения потребляемой энергии, что приводит к снижению себестоимости конечного продукта [2, 7].

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

При проведении опытов использовались порошки следующих марок: титан ПТМ-2, бор аморфный коричневый, углерод технический (сажа) П804Т. Исследовалась тройная система Ti–B–C. Рецепт шихты включала три части: