

3. Stoloff N.S., Liu C.T., Deevi S.C. Emerging application of intermetallics// Intermetallics.-2008.-8.-P.1313-1320.
4. Sikka V.K., Deevi S.C., Viswanathan S., Swindeman R.W., Santella M.L. Advances in processing of Ni₃Al –based intermetallics and applications//Intermetallics.-2000.-8.-P.1329-1337.
5. Pope D.P., Ezz S.S. Mechanical properties of Ni₃Al and nickel-base alloys with high volume fraction of γ' // Int. Met. Rev.- 1984.- V.29, №3.- P.136-167.
6. Deevi S.C., Sikka V.K., Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing and applications//Intermetallics.-1996.-4.-P.357-375.
7. Shulson E.M., Weihs T.P., Viens D.V., Baker I. The effect of grain size on the yield strength of Ni₃Al//Acta Met. -1985.-V.33.-№ 9.-P. 1587-1591.
8. Shulson E.M. Properties and potential applications of intermetallic compounds produced from powders//Int. Journal Powder Met.-1987.-V. 23.- № 1.- P. 25-32.
9. Kim M.S., Hanada S., Watanabe S., Izumi O. Effekt of grain size on strength, ductility and fracture in recrystallized Ni₃Al doped with boron//Trans. Jap. Inst. Metals.-1988.-V. 29. -№ 4.-P. 274-283.
10. Nishimura C., Liu C.T. Reaction sintering of Ni₃Al to near full density//Scr. Metall. Mater.-1992.-№ 26.- P. 381-385.
11. Бакач Г.П., Чубенко Т.Ю., Овчаренко В.Е., Любимой В.П., Дударев Е.Ф., Каминский К.В. Влияние хрома на структуру, прочность и пластичность СВС интерметаллида Ni₃Al//Известия ВУЗов. Физика.- 1993.- Т. 36.- № 6.- С. 30-36.
12. Mishima J., Miura S., Suzuki T. High temperature strength of Ni₃(Al,x) single crystals//J. Jap. Soc. Heat Treatment.-1989.-V.29, №1.-P. 19-24.
13. Псахье С.Г., Овчаренко В.Е., Князева А.Г., Шилько Е.В. Формирование многомасштабной структуры в поверхностных слоях и стойкость металлокерамического сплава в условиях механических воздействий //Физическая мезомеханика.-2011.-Т.14, №6.-С.23-34.
14. Valiev R.Z., Estrin Y., Horita Z., et. al. Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation.-2006.-April.-JOM.-P. 33-39.
15. Корзников А.В., Идрисова С.Р., Димитров О.К., Пышминцев И.Ю., Сиренко А.А., Корзникова Г.Ф. Структура и механические свойства нанокристаллического интерметаллида Ni₃Al//Физика металлов и металловедение.- 1998.- Т.85, вып.85.- С.91-96.
16. Ovcharenko V.E. Effect of plastic deformation on microstructure and phase composition of Ni₃Al intermetallic synthesized under pressure//Rare Metals.- 2009.-Vol. 28, Spec. Issue.- P.250-253.
17. Овчаренко В.Е., Чуудинов В.А., Сазанов Ю.А., Боянгин Е.Н., Лю Гуансюнь. Формирование «бимодальной» зеренной структуры и ее влияние на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni₃Al//Перспективные материалы.-2011.-Спецвыпуск, №13.-С. 242-251.
18. Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Боянгин Е.Н. Формирование мультимодальной зеренной структуры и ее влияние на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni₃Al//Деформация и разрушение материалов.-2012.-№10.-С.12-15.

**ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ
НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И СТОЙКОСТЬ
МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО СПЛАВА ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛА**

*В.Е. Овчаренко **, д.т.н., профессор, А.А.Моховиков**, к.т.н., доцент,
Baohai YU***, Dr. Eng., Yanhui ZHAO***, Dr. Eng.*

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический, 2/4, г.Томск, 634021, Россия*

***Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

****Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 72 Wenhua Road, 110016, China
E-mail: ove45@mail.ru*

Введение

Результаты количественных расчетов влияния разномасштабных структурных уровней и их сочетаний на закономерности деформирования и разрушения металлокерамического сплава в условиях высоких динамических нагрузок отражают принципиально новые возможности повышения фи-

зических и прочностных свойств металлокерамических сплавов путем формирования в сплавах многомасштабной структуры [1]. Формирование последней определяет неизбежность вовлечения в процесс деформации металлокерамического сплава максимально возможного числа структурных уровней, приводя к смене доминирующего механизма зарождения и роста магистральной хрупкой трещины: зарождение, последовательное развитие и продвижение вершины трещины в «мезоскопически неповрежденном» материале сменяется образованием в окрестности вершин микротрещин мезоповреждений с последующим их объединением в магистральные трещины, что обеспечивает существенное увеличение времени образования трещин разрушения и работы разрушения металлокерамического сплава.

Создание в поверхностном слое металлокерамического сплава дополнительных структурных уровней возможно в условиях его сверхвысокоскоростного нагрева (создание структурно-неравновесного состояния) с последующим сверхвысокоскоростным охлаждением (сохранение структурно-неоднородного состояния) [2,3].

Материал и методики экспериментальных исследований

Экспериментальные исследования были проведены на образцах из металлокерамического сплава на основе карбида титана (TiC) с никельхромовым (Ni-Cr-Al) связующим при соотношении карбидной и металлической фаз 50:50. Нагрев поверхностного слоя металлокерамического сплава толщиной до 200 мкм со скоростью до 10^9 К/с с последующим охлаждением за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростью $10^4 \dots 10^9$ К/с осуществляли методом облучения образцов сплава электронным пучком с длительностью импульсов облучения $\tau=50, 100, 150, 200$ мкс при плотности мощности в пучке W_s до $6 \cdot 10^5$ Вт/см² (плотность энергии E_s до 60 Дж/см²) и диаметре электронного пучка 1...2 см [4]. Исследования микроструктур поверхности облучения и поверхностного слоя образцов металлокерамического сплава проводили методами сканирующей (SEM 515 «Philips») и просвечивающей микродифракционной (ЭМ-125) электронной микроскопии.

Модификация микроструктуры поверхностного слоя металлокерамического сплава при импульсном электронно-пучковом облучении

В исходном, после спекания, состоянии металлокерамический сплав состоит из трех структурных составляющих - металлической матрицы с интегрированными в нее хрупкими высокопрочными включениями TiC «мезоскопического» масштаба (1-10 мкм) и переходной зоны «частица-связующее» переменного состава, имеющей линейный размер в поперечном сечении до 4 мкм.

Количественные расчеты температурных полей в поверхностном слое металлокерамического сплава в зависимости от параметров импульсного электронно-пучкового облучения, проведенных для металлокерамического сплава 50 об.% TiC-50 об.% (Ni-Cr-Al) [5], позволили оценить диапазоны значений плотности энергии в электронном пучке, длительности и количества импульсов облучения, позволяющих спланировать экспериментальные исследования зависимостей структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлокерамического сплава от параметров импульсного электронно-пучкового облучения. Основными критериями при проведении указанных оценок являются глубина прогрева металлокерамического сплава ($x=100-200$ мкм), температура нагрева поверхности в пределах одного импульса облучения (при минимальном градиенте температуры в нагреваемом слое – до 3000 К). Указанным критериям соответствуют значения плотности энергии в электронном пучке $E_s=40-50$ Дж/см² при длительности импульсов $t_i=100-200$ мкс. Необходимо учитывать, что температурный профиль прогрева поверхностного слоя, формирующийся при первом импульсе облучения, практически не изменяется при увеличении числа импульсов облучения. Изменение количества импульсов облучения позволяет регулировать продолжительность межфазного взаимодействия компонентов металлокерамической композиции в неравновесных температурно-временных условиях при заданных значениях плотности энергии в электронном пучке и длительности импульсов облучения.

На рис. 1 представлены микроструктуры поверхности металлокерамического сплава после облучения электронным пучком с плотностью энергии 40 Дж/см² при длительности импульсов облучения 50, 100, 150 и 200 мкс. При длительности импульсов облучения 50 мкс на поверхности металлокерамического сплава (рис. 1, а) образуется слой стекловидной структуры, в котором произошло практически полное растворение карбидных частиц металлокерамической композиции в расплаве металлического связующего. Увеличение длительности импульсов облучения до 100, 150 и затем до 200 мкс приводит к уменьшению степени растворения карбидных частиц, при длительности импульсов 150 и 200 мкс кроме частичного растворения частиц в металлическом связующем происходит растрескивание наиболее крупных частиц с последующим заполнением трещин расплавом металлического связующего. В меж-

частичных прослойках металлического связующего формируются вторичные фазы, характерные для высокоскоростной кристаллизации многофазных металлических систем (рис. 2, в,г).

Более детально структурно-фазовое состояние поверхностного слоя металлокерамического сплава после импульсного электронно-пучкового облучения было исследовано методом просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что при длительности импульсов облучения 150 и 200 мкс в поверхностном слое металлокерамического сплава преобладают процессы растворения карбидных частиц в расплаве металлического связующего и выделения в межчастичных прослойках наноразмерных (60-75 нм) частиц вторичного карбида TiC (рис. 2).

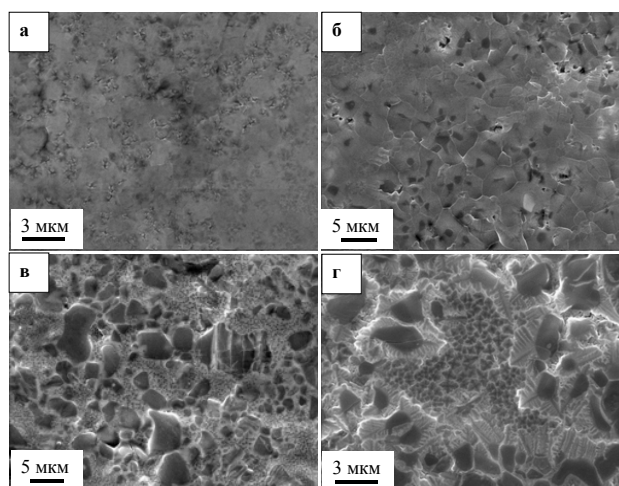


Рис. 1. Микроструктуры поверхности металлокерамического сплава после электронно-пучкового облучения (40 Дж/см^2 , 15 импульсов, частота следования импульсов 1 с^{-1}) при длительности импульсов облучения 50 (а), 100 (б), 150 (в) и 200 (г) мкс (сканирующая электронная микроскопия)

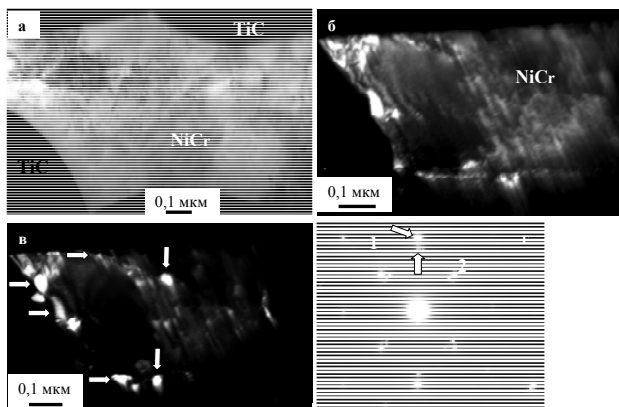


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя твердого сплава состава TiC-(Ni-Cr-Al) после облучения импульсами длительностью 200 мкс при плотности энергии в электронном пучке 40 Дж/см^2 : а – светлое поле; б, в – темные поля, полученные в рефлексах $[022]\text{Ni}(\text{Cr-Al})$ и $[022]\text{TiC}$, соответственно; г – микроэлектронограмма к (а). Стрелками указаны: на (в) – частицы карбида титана состава TiC; на (г) – рефлексы темного поля: 1 – для (б), 2 – для (в)

Таким образом, при импульсном электронно-пучковом облучении с плотностью мощности электронного пучка от 8 до $10 \text{ Вт/см}^2 \times 10^5$ и при длительности импульсов облучения 150-200 мкс в поверхностном слое металлокерамического сплава TiC-(Ni-Cr-Al) формируется дополнительная структурная составляющая – распределенные в межчастичных прослойках наноразмерные частицы вторичного карбида титана. Другими словами, в поверхностном слое металлокерамического сплава формируется четырехуровневая структура состоящая из частиц первичного карбида титана, межчастичных прослоек из металлического связующего, переходных зон «частица-связующее» и распределенных в межчастичных прослойках наночастиц вторичного карбида.

Нами в [6,7] показано, что формирование пятого структурного уровня в поверхностном слое металллокерамического сплава возможно при электронно-пучковом облучении в азотсодержащей плазме газового разряда. В металлическом связующем поверхностного слоя металллокерамического сплава образуются частицы нитрида алюминия AlN с размерами ~50 нм (рис. 3).

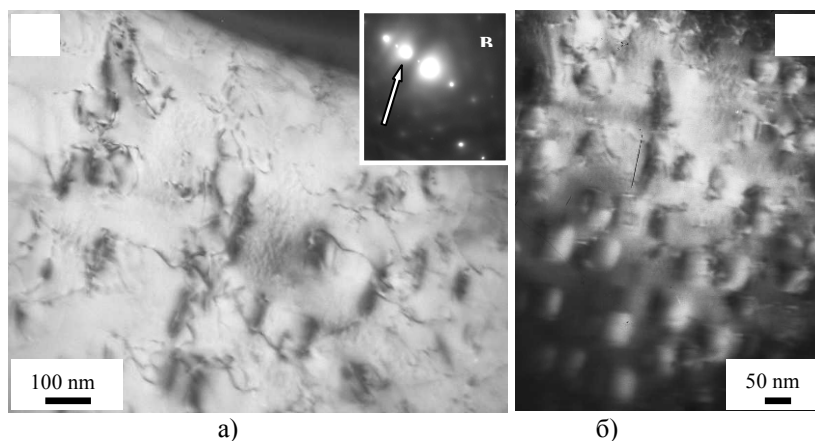


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя металллокерамики, подвергнутой электронно-пучковой обработке в азотсодержащей плазме; а) светлое поле; б) темное поле, полученное в совпадающих рефлексах [002]Ni+[102]AlN; в) микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Влияние структурно-фазового состояния поверхностного слоя на его физические свойства и стойкостные свойства металллокерамического сплава

На рис. 4 представлены температурные зависимости коэффициента трения и сопротивления резанию по поверхности, временной стойкости металллокерамического сплава при резании металла в исходном состоянии (3 структурных уровня) (а), после облучения в аргонсодержащей плазме (4 структурных уровня) (б) и после облучения в азотсодержащей плазме газового разряда (5 структурных уровней в поверхностном слое металллокерамического сплава). Из сравнения представленных зависимостей можно констатировать, что температурные зависимости коэффициента трения на поверхности металллокерамического сплава и зависимости временной стойкости металллокерамического сплава при резании металла находятся в прямой зависимости от количества структурных уровней в поверхностном слое металллокерамической пластины. С увеличением числа структурных уровней в поверхностном слое происходит снижение зависимости величины коэффициента трения от температуры испытания (температурная стабилизация коэффициента трения).

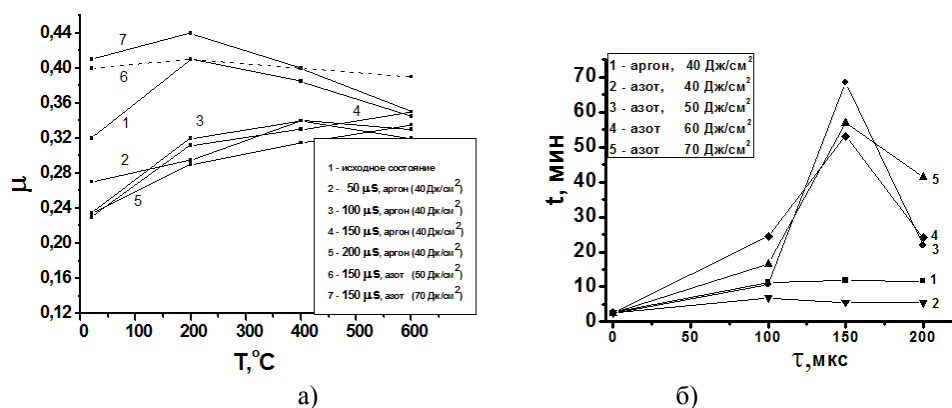


Рис. 4. Температурные зависимости коэффициента трения по поверхности металллокерамического сплава в исходном состоянии (1), после облучения в аргонсодержащей плазме (2-5) и после облучения в азотсодержащей плазме газового разряда (6,7) (а) и зависимости временной стойкости пластин из металллокерамического сплава TiC-(Ni-Cr-Al) после импульсного электронно-пучкового облучения в аргонсодержащей (1) и азотсодержащей (2-5) плазмах газового разряда при различных значениях плотности энергии в электронном пучке (б)

После облучения в азотсодержащей плазме (при плотности энергии в электронном пучке 50 Дж/см²) величина коэффициента трения практически не зависит от температуры вплоть до 600 °С (рис. 4,а). Увеличение количества структурных уровней в поверхностном слое металлокерамического сплава повышает стойкость металлокерамики в условиях резания металла. Эффект указанного повышения стойкости достигает 20 и более крат по сравнению со стойкостью металлокерамики в исходном состоянии (рис. 4,б).

Заключение

На примере металлокерамического сплава «карбид титана – никелевый сплав» показано, что формирование дополнительных структурных уровней в поверхностном слое металлокерамического сплава сопровождается снижением температурной зависимости его физических свойств (коэффициента трения), многократным повышением стойкости металлокерамического сплава при резании металла. Другими словами, целенаправленное формирование в поверхностном слое металлокерамического сплава иерархии структурных уровней обеспечивает адекватную реакцию сплава на изменение внешних условий воздействия, обеспечивая высокий ресурс работы металлокерамического сплава в экстремальных условиях эксплуатации.

Литература.

1. Псахье С.Г., Овчаренко В.Е., Князева А.Г., Шилько Е.В. // Физическая мезомеханика. - 2011. - Том 14, №6. - С. 23-34.
2. Ovcharenko V.E., Baohai Yu, Psakhie S.G. // Journal of Materials Science & Technology. - 2005. - V.21- No 3. - P.427-429.
3. Baohai Yu, Ovcharenko V.E., Psakhie S.G., Lapshin O.V. // Journal of Materials Science & Technology. - 2006. - V.22- No 4. - P.511-513.
4. Коваль Н.Н., Девятков В.Н., Щанин П.М., Толкачев В.С., Винтизенко Л.Г. // ПТЭ, 2005, №1, с. 135-140.
5. Овчаренко В.Е., Лапшин О.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008. - №5(635). - С.33-37.
6. Букрина Н.В., Князева А.Г., Овчаренко В.Е. // Физика и химия обработки материалов. - 2011. - №1. - С.55-60
7. Овчаренко В.Е., Букрина Н.В., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А., Ван Джинчен, Ю Баохай.
8. // Известия Томского политехнического университета. - 2011. - Т.318. - №2. - С.110-115.

МОДИФИКАЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОРОШКАМИ

*В.Е. Овчаренко***, д.т.н., проф., А. Н. Черепанов***, д.т.н., Lu Guangxin****,
Dr., Cao Latei****, Dr.*

**Институт физики прочности материалов СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, (3822)492771*

***Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

****Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
630090, Новосибирск, ул. Институтская, 4/1*

*****Пекинский институт авиационных материалов, Пекин, Китай
E-mail: ove45@mail.ru*

Введение

Высокие значения коррозионной стойкости и сопротивления высокотемпературному окислению современных никелевых сплавов определяют их лидирующие позиции в качестве металлических сплавов для изготовления теплонагруженных деталей газотурбинных авиационных двигателей, энергосиловых установок, изделий космической техники. Уровень свойств, определяющих работоспособность никелевых сплавов, таких как кратковременная прочность, длительная прочность и малоцикловая усталость во многом зависит от размерности их зеренной структуры – с повышением дисперсности зеренной структуры повышаются прочностные свойства никелевых сплавов [1,2]. Повышение дисперсности зеренной структуры существенно увеличивает предел текучести и напряжение разрыва сплавов, при этом повышаются их пластичность и прочность, увеличивается срок службы сплавов в условиях циклических нагрузок.