

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ТВЕРДОГО СПЛАВА TiC-NiCrAl ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Колубаева, В.Е. Овчаренко*

Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

E-mail: yufi55@mail.ru

Проведен анализ физической природы повышения прочностных характеристик металлокерамики, подвергнутой обработке электронным пучком. Показано, что формирование эксплуатационных характеристик материала носит многофакторный характер. Вклад каждого фактора в упрочнение металлокерамики является регулируемой величиной и существенным образом зависит от параметров обработки материала электронным пучком.

Ключевые слова:

Металлокерамика, твердые сплавы, электронно-пучковая обработка, фазовый состав и дефектная субструктура, физическая природа прочности металлокерамики, механизмы упрочнения.

В работах [1–8] установлено, что импульсная обработка электронным пучком (энергия электронов $U=15...20$ кэВ, ток пучка $I=150...200$ А, длительность импульса воздействия пучка $\tau=50...200$ мкс, плотность энергии пучка $E_s=20...45$ Дж/см², число импульсов облучения $N=1-15$, частота следования импульсов $f=0,3...1$ Пц) металлокерамики на основе карбида титана состава TiC-NiCrAl приводит к кратному (1,5...3 раза) повышению эксплуатационных характеристик (изгибной прочности в ~2 раза; величины пути резания металла до критической (0,2 мм) степени износа передней режущей кромки твердой пластины в ~3 раза; коэффициента трения в ~1,75 раза; микротвердости в ~1,5 раза) и сопровождается кардинальным преобразованием фазового состава и дефектной субструктуры ее поверхностного слоя, заключающемся в формировании размернооднородной (1,8...2,2 мкм), слабodefектной карбидной составляющей и металлического связующего с субмикро- и наноразмерной зеренной структурой (100...200 нм), стабилизированной выделениями второй фазы. В настоящей работе анализируются физические механизмы упрочнения поверхностного слоя модифицированного электронным пучком металлокерамического сплава.

Прочностные характеристики металлов и сплавов, в том числе и металлокерамических материалов, ответственные за выявленное повышение микротвердости и износостойкости металлокерамики, определяются рядом механизмов, основными из которых являются следующие.

Упрочнение внутрифазными границами раздела. К внутрифазным границам будем относить границы раздела, формирующиеся в объеме связующего материала. Выделяют неперерезаемые границы раздела и перерезаемые границы раздела фазы. К первым относят большеугловые границы раздела зерен. Упрочнение материала большеугловыми границами зерен можно оценить, используя соотношение Холла-Петча [9]:

$$\sigma_{сп.} = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}}, \quad (*)$$

где σ_0 – напряжение трения решетки материала; d – средний размер зерен материала; k_y – коэффициент пропорциональности, характеризующий состояние границ зерен материала. Обработка электронным пучком, как было показано в [1–8], сопровождается измельчением зеренной структуры связующего материала и уменьшением среднего размера кристаллитов карбида титана, что, следуя выражению (*), будет способствовать повышению прочностных свойств металлокерамики.

К перерезаемым границам относят малоугловые границы раздела, формирующиеся в материале в результате перестройки дислокационной субструктуры – это границы раздела ячеек, фрагментов, субзерен. Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение) оценивают, используя выражение [10]:

$$\sigma_{субер.} = k'_y \ell^{-m},$$

где $m=1$ или $0,5$; ℓ – эффективный размер субзерен (ячеек, фрагментов), определяемый эффективной длиной плоскости скольжения в субзерне; k'_y – коэффициент пропорциональности, являющийся характеристикой состояния границ субзерен материала. Обработка электронным пучком сопровождается формированием в связующем материале ячеек кристаллизации и дислокационной ячеистой субструктуры, следовательно, данный механизм упрочнения будет иметь место в анализируемом материале.

Упрочнение за счет существования сил трения кристаллической решетки. Теоретические расчеты и экспериментальные исследования показывают, что величина σ_0 существенно зависит от степени чистоты материала и величины его дефектности [10, 11]. Изложенные в [1–8] результаты исследования дефектной субструктуры металлокерамики, обработанной электронным пучком, свидетельствуют о формировании в связующем материале дислокационной субструктуры и увеличении содержания в кристаллической решетке элементов внедрения и замещения. Следовательно, обработка металлоке-

рамики электронным пучком будет сопровождаться ростом величины σ_0 и, соответственно, прочностных характеристик материала.

Упрочнение частицами вторых фаз. Разделяют упрочнение материала когерентными и некогерентными выделениями второй фазы (частицы карбидов, нитридов, интерметаллидов и т. д.). При наличии в материале зон предвыделений и/или частиц когерентной фазы (фазы, кристаллическая решетка которой плавно переходит в кристаллическую решетку матрицы, внося в материал упругие искажения) упрочнение оценивают по механизму, предложенному Моттом и Набарро [12], учитывая возможное формирование дислокаций несоответствия и дополнительных поверхностей раздела частица-матрица, появляющихся при перерезании когерентных частиц движущимися дислокациями [13]:

$$\sigma_{к.ч.} = 2G_m \varepsilon^{\frac{3}{2}} (r_{к.ч.} f_{к.ч.} b_m^{-1})^{0.5},$$

где G_m – модуль сдвига матрицы; $r_{к.ч.}$ – радиус когерентной частицы; $f_{к.ч.}$ – объемная доля когерентных частиц; b_m – вектор Бюргерса скользящей в матрице дислокации; $\varepsilon = \frac{3K\delta}{[3K + 2E(1+\nu)]}$, $\delta = 2 \frac{a_c - a_m}{a_m}$

– параметр несоответствия, a_m и a_c – параметры решеток матрицы и выделения, соответственно, K – объемный модуль упругости выделений, E – модуль упругости матрицы, ν – коэффициент Пуассона матрицы.

Для учета упрочнения материала некогерентными частицами (частицами, обособленными от матрицы межфазной границей раздела) в первом приближении используют модель, предложенную Е. Орованом, учитывающую огибание частиц движущимися дислокациями [14]:

$$\sigma_c = M \frac{mG_m b}{2\pi(\lambda - D)} \Phi \ln \left(\left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right),$$

где D – средний размер частиц; m – ориентационный множитель; $\Phi=1$ для винтовой и $\Phi=(1-\nu)^{-1}$ – для краевой дислокации; λ – расстояние между частицами, b – вектор Бюргерса скользящей в матрице дислокации; M – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице и равный 0,81...0,85 [15].

Представленные в [1–8] результаты электронно-микроскопического фазового анализа поверхностного слоя металлокерамики однозначно свидетельствуют о дисперсионном твердении связи в результате выделения частиц второй фазы – карбида титана TiC и алюминиды титана состава Al₃Ti. Следовательно, выделение наноразмерных (60...75 нм) частиц карбида и алюминиды титана будет способствовать повышению прочностных свойств металлокерамики, обработанной электронным пучком.

Упрочнение дислокациями. Сопротивление движению дислокаций, обусловленное неподвижными дислокациями, присутствующими в материале

и лежащими в плоскостях, пересекаемых скользящей дислокацией и упругими взаимодействиями с дислокациями, лежащими в плоскостях, параллельных плоскостям скольжения, оценивают следующим образом [16]:

$$\sigma_{диск.} = m\alpha Gb\sqrt{\langle\rho\rangle},$$

где $\langle\rho\rangle$ – скалярная плотность дислокаций; m – ориентационный множитель; G – модуль сдвига; α – безразмерный коэффициент, равный 0,1...0,51 [11]. Высокоскоростное охлаждение металлокерамики, подвергнутой обработке электронным пучком, сопровождается формированием упругопластической полей напряжений, частичная релаксация которых приводит к деформационному наклепу, т. е. созданию субструктуры. Как было показано в [1–8], наблюдается формирование ячеистой и ячеисто-сетчатой дислокационной субструктуры ($\langle\rho\rangle=4,5\cdot 10^{10}$ см⁻²). Следовательно, увеличение прочностных характеристик металлокерамики, обработанной электронным пучком, будет достигаться и за счет формирования в связующем материале субструктуры.

Твердорастворное упрочнение. Твердорастворное упрочнение – упрочнение атомами легирующих элементов, присутствующими в кристаллической решетке матрицы и возникающее в результате взаимодействия дислокации с атомами примеси. Взаимодействия дислокации с атомами примеси делят на три типа [17]: к первому отнесем взаимодействие, приводящее к возникновению трения при движении дислокаций; ко второму – способствующее закреплению (блокированию) дислокаций; к третьему – приводящее к связи движущихся дислокаций с подвижными атомами примеси. Считается, что при расчете прочностных характеристик основными являются первые два фактора. Упрочнение первого типа обусловлено действием нескольких механизмов:

а) связанным с несоответствием размеров атомов примеси и матрицы, которое определяется параметром δ_a :

$$\delta_a = \frac{1}{a} \frac{da}{dc},$$

где da/dc – изменение параметра решетки твердого раствора a в зависимости от атомной концентрации растворенного элемента c ;

б) обусловленным несоответствием упругих модулей атомов примеси и матрицы, которое определяется параметром δ_E :

$$\delta_E = \frac{1}{E} \frac{dE}{dc}.$$

По Флейшеру и Хиббарду [18], упрочнение, обусловленное размерным и упругим несоответствием, может быть рассчитано из соотношения:

$$\sigma_{мс.р.} = \frac{1}{p} E \delta_S^{3/2} c^n,$$

где $p=760$; $\delta_s=|\delta_E|+\alpha_0|\delta_d|$ – параметр несоответствия; $\alpha_0=3$ для краевой и $\alpha_0=16$ для винтовой дислокации; $n=1; 0,5; 0,3$ [19].

Ранее было показано, что обработка электронным пучком металлокерамики приводит к частичному или полному растворению кристаллитов карбида титана и насыщению кристаллической решетки связующего материала атомами титана и углерода, т. е. к формированию твердого раствора титана и углерода в кристаллической решетке на основе связующего сплава Ni(Cr, Al). Следовательно, и в этом случае должно наблюдаться увеличение прочностных характеристик металлокерамики.

Таким образом, в настоящей работе выполнен анализ физической природы повышения прочностных характеристик металлокерамики, под-

вергнутой обработке электронным пучком, основанный на экспериментально выявленных количественных параметрах структуры (средних размеров и морфологии фаз, скалярной плотности дислокаций, концентрации элементов в твердом растворе связующего) [1–8]. Выявлено многообразие механизмов (твердорастворное, зернограничное, решеточное, деформационное упрочнение, упрочнение частицами вторых фаз), принимающих участие в данном процессе и могущих оказывать влияние на служебные характеристики материала. Вклад каждого механизма в упрочнение металлокерамики является регулируемой величиной и существенным образом зависит от параметров обработки материала электронным пучком.

Работы выполнены при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект №08-08-99076-р_офи).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Овчаренко В.Е. Электронно-пучковая модификация твердого сплава TiC-NiCr. Рельеф поверхности обработки // Известия вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 12. – С. 59–60.
2. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Овчаренко В.Е. Структурно-фазовое состояние и служебные характеристики твердосплавного инструмента, обработанного низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком субмиллисекундной длительности // Физика импульсных разрядов в конденсированных средах: Матер. XIII Междунар. научной школы-семинара. – Николаев, 2007. – С. 47–50.
3. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения – Гл. 13 в кн.: Структура и свойства перспективных металлических материалов. – С. 345–382 / Под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – 580 с.
4. Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Баохай Юй. Наноструктурное упрочнение инструментального металлокерамического сплава при электронно-пучковом облучении его поверхности // Перспективные материалы. Спец. выпуск. – 2007. – Сентябрь. – С. 450–455.
5. Grigoriev S.V., Ivanov Yu.F., Koval N.N., Devyatkov V.E., Ovcharenko V.E., Psakhie S.G., Chudinov V.A. Pulse electron beam modification of TiC-NiCr hard alloy // Известия вузов. Физика. Приложение. – 2006. – Т. 49. – № 8. – С. 307–310.
6. Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Григорьев С.В., Овчаренко В.Е., Коваль Н.Н. Наноструктуризация поверхности твердого сплава TiC-NiCrAl методами электронно-пучковой обработки // Известия Томского политехнического университета. – 2008. – Т. 313. – № 2. – С. 110–113.
7. Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф. Трибологические свойства наноструктурированной поверхности металлокерамического сплава на основе карбида титана // Известия Томского политехнического университета. – 2008. – Т. 313. – № 2. – С. 114–118.
8. Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф. Закономерности нагрева, наноструктурной модификации и упрочнения поверхностного слоя металлокерамического сплава при импульсном электронно-пучковом облучении // Известия Томского политехнического университета. – 2008. – Т. 313. – № 3. – С. 88–92.
9. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
10. Трефилов В.И., Фирстов С.А., Мильман Ю.В. Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наукова думка, 1975. – 315 с.
11. Мак Лин Дж. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1965. – 431 с.
12. Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
13. Эшби И.Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. – М.: Металлургия, 1972. – С. 88–107.
14. Хирш П.Б., Хэмпфри Ф.Дж. Пластическая деформация двухфазных сплавов, содержащих малые недеформируемые частицы // Физика прочности и пластичности. – М.: Металлургия, 1972. – С. 158–186.
15. Foreman A.J.E., Maki M.I. Dislocation movement through random arrays of obstacles // Phil. Mag. – 1966. – V. 14. – № 9. – P. 911–924.
16. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 643 с.
17. Хаазен П. Механические свойства твердых растворов и интерметаллических соединений // Физическое материаловедение. – М.: Мир, 1968. – С. 248–326.
18. Фляйшер Р., Хиббард У. Упрочнение при образовании твердых растворов // Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1967. – С. 85–111.
19. Winchell P.G., Cohen M. Solid Solution Strengthening of martensite by carbon // Electron microscopy and strength of crystals. – N.Y.-London, 1963. – P. 995–1006.

Поступила 23.04.2008 г.