

05;10;12

Объемные изменения микротвердости твердого сплава WC–сталь 110Г13 при воздействии низкоэнергетического сильноточного электронного пучка

© С.Ф. Гнусов, Ю.Ф. Иванов, Д.И. Проскуровский, В.П. Ротштейн

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Поступило в Редакцию 28 апреля 1999 г.

Изучена закономерность изменения микротвердости в объеме твердого сплава WC–сталь 110Г13 в зависимости от плотности энергии НСЭП, числа импульсов и толщины мишени. Установлено пороговое значение плотности энергии НСЭП, формирующее квазипериодическое изменение микротвердости в объеме исследуемого сплава.

В работах [1–3] показано, что при облучении сталей с мартенситной структурой сильноточными электронными пучками формируется протяженная, неравномерно упрочненная по глубине зона воздействия, характеризующаяся наличием слоев с аномально высокой микротвердостью. Количество и взаимное расположение этих слоев в общем случае определяется параметрами волны напряжений или ударной волны, генерируемой в поверхностном слое при импульсном нагреве, и условиями ее отражения от свободных поверхностей образца [3]. Аналогичный эффект неравномерного упрочнения по глубине наблюдался при воздействии на твердый сплав WC–сталь 110Г13 (30 wt.%) низкоэнергетичного сильноточного электронного пучка (НСЭП) микросекундной длительности [4]. Целью настоящей работы является изучение закономерностей изменений микротвердости на поверхности и в объеме данного материала в зависимости от плотности энергии НСЭП, числа импульсов и толщины мишени.

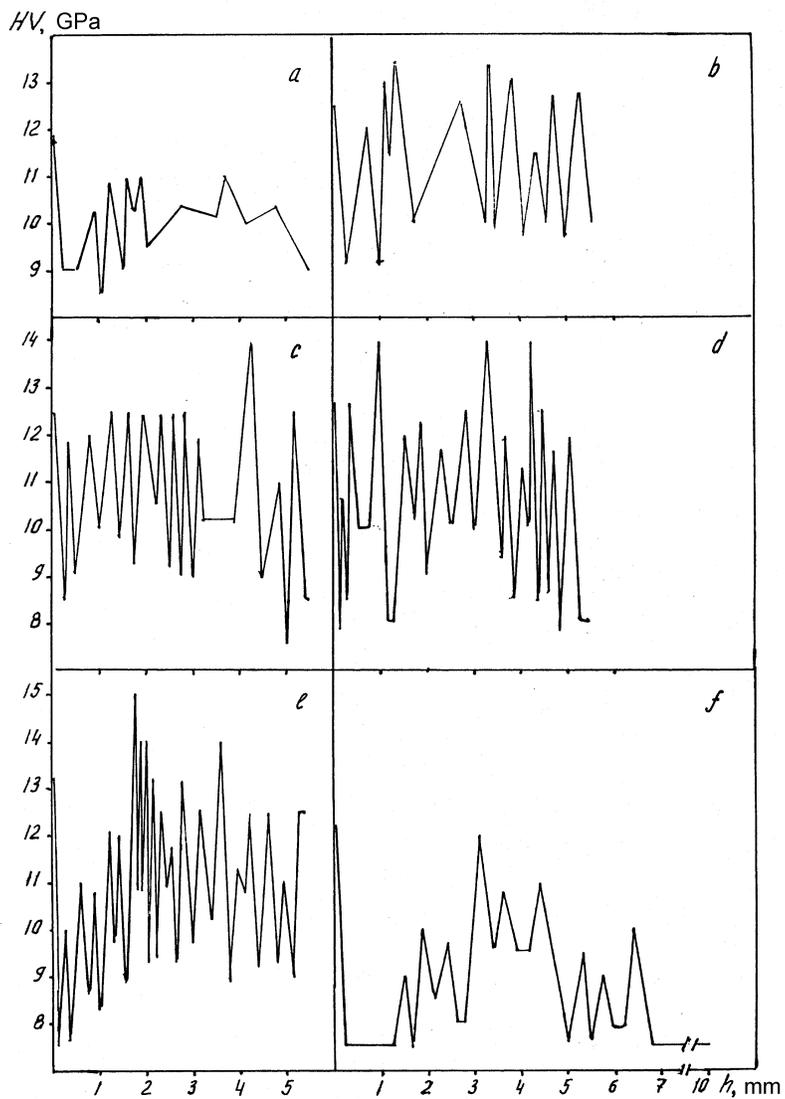
Для экспериментов использовали образцы из твердого сплава WC–сталь 110Г13 (30 wt.%) в форме пластин размером $5 \times 40 \times 5.5$ mm и цилиндров диаметром 20 mm и высотой 10 mm. Структура материала в исходном состоянии: частицы карбида вольфрама средним размером

2 μm , с ГПУ-решеткой, равномерно распределенные в матрице на основе γ -твердого раствора железа [4]. Образцы облучали НСЭП с параметрами: энергия электронов 10–40 keV, плотность энергии $E_s = 5, 10, 20, 30$ и 40 J/cm^2 , длительность импульса $2.5 \mu\text{s}$, число импульсов $N = 1, 3, 6, 10, 20$ и 50 . Диаметр пучка в плоскости мишени составлял 3–8 см. Источник НСЭП описан в [5]. После облучения образцы разрезали вдоль оси пучка для проведения металлографических исследований и измерений распределений микротвердости по глубине. Измерения проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.1 N с шагом по глубине 30 μm . На каждом образце делали по 3 дорожки в приосевой части пучка; расстояние между дорожками составляло 250 μm . Структурно-фазовое состояние материала исследовали с помощью рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов.

Эксперименты показали, что при $E_s = 5 \text{ J/cm}^2$ на поверхности наблюдаются явные признаки плавления. С ростом плотности энергии в интервале $5\text{--}40 \text{ J/cm}^2$ толщина расплавленного поверхностного слоя, определенная металлографически, увеличивается от 0.5–1 до 8–10 μm . При этом рост числа импульсов не приводит к заметному росту толщины расплава. При $E_s = 40 \text{ J/cm}^2$ наблюдается заметное испарение материала, о чем свидетельствуют наличие застывших микрокапель на поверхности и уменьшение количества связующей фазы на $\sim 10\%$ в поверхностном слое толщиной $\sim 5 \mu\text{m}$.

При плотностях энергии $E_s \leq 30 \text{ J/cm}^2$ наблюдается только приповерхностное упрочнение независимо от числа импульсов. Максимальная микротвердость $H_\mu \sim 10 \text{ GPa}$ наблюдается на поверхности (в исходном состоянии $H_\mu = 7.5 \text{ GPa}$), толщина упрочненного слоя $\sim 100 \mu\text{m}$. Подобная картина чисто поверхностного упрочнения наблюдается также при $E_s = 40 \text{ J/cm}^2$ и $N = 1$, при этом на поверхности микротвердость увеличивается до $\sim 13 \text{ GPa}$. При $N \geq 3$ картина упрочнения резко изменяется: наряду с поверхностным наблюдается квазипериодическое упрочнение в объеме материала (см. рисунок). Следовательно, при данной длительности импульса и энергии электронов эффект объемного изменения микротвердости носит пороговый характер относительно плотности энергии и числа импульсов.

Эксперименты показали, что при $E_s = 40 \text{ J/cm}^2$ в случае образцов толщиной 5.5 mm квазипериодические изменения микротвердости с шагом 0.25–1 mm происходят по всей толщине образца. С ростом числа импульсов (начиная с $N = 6$) увеличивается число пиков



Распределения микротвердости по глубине в образцах из сплава WC-сталь 110Г13, облученных НСЭП с плотностью энергии 40 J/cm^2 при различном числе импульсов: *a* — 3, *b* — 6, *c, f* — 10, *d* — 20, *e* — 50.

микротвердости при сохранении ее среднего уровня (10–11 GPa), а ее максимальная величина (в пиках) достигает ~ 15 GPa. При $N = 50$ наблюдается упрочнение вблизи тыльной поверхности образца (см. рисунок, *e*). При увеличении толщины образца до 10 mm квазипериодическое изменение микротвердости наблюдается на глубинах до 7 mm (см. рисунок, *f*) [4]. Кроме того, рост толщины мишени (при $N = 10$) приводит к уменьшению числа пиков, максимальной величины и среднего значения микротвердости (см. рисунок, *c, f*).

Структурные исследования показали, что при $E_s = 40 \text{ J/cm}^2$ и $N = 10$ на поверхности формируется белый нетравящийся слой толщиной 1.5–2 μm (при толщине расплава $\sim 10 \mu\text{m}$). Этот слой имеет нанокристаллическую структуру и состоит из частиц карбидов вольфрама с ГЦК- и ГПУ-решеткой и сложных карбидов типа M_{23}C_6 и M_7C_3 . На больших глубинах в пределах расплавленного слоя связующая фаза, представляющая твердый раствор на основе $\alpha\text{-Fe}$ (ОЦК), распределена в виде прослоек толщиной 8–10 nm между кристаллитами карбида W_2C [4].

Структура материала в пиках микротвердости характеризуется высокой плотностью дислокаций и частичной (~ 15 объемн.%) $\gamma \Rightarrow \alpha$ -мартенситной перестройкой кристаллической решетки связующей фазы. В кристаллах карбида вольфрама возрастает скалярная плотность дислокаций и двойников деформации, отдельные частицы разрушаются [4]. Отметим, что подобные субструктурные изменения в данном материале (за исключением $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения) наблюдаются в статических условиях сжатия при нагрузках свыше 3 GPa [6]. Структура материала в слоях, расположенных между пиками микротвердости, слабо отличается от исходной [4].

Структура и свойства материала в поверхностном слое определяются главным образом динамикой тепловых полей, формируемых при импульсном нагреве. Из тепловых расчетов, приведенных в [7], следует, что формирование нанокристаллической карбидной структуры в приповерхностном слое может быть связано с высокоскоростной закалкой из расплава. Достижение максимальной микротвердости на поверхности обусловлено диспергированием структуры и уменьшением доли связки за счет ее избирательного испарения.

Наряду с высокими температурами в поверхностном слое действуют термические напряжения сжатия–растяжения, связанные с наличием градиентов температуры в плоскостях, параллельных облучаемой по-

верхности. Амплитуда этих напряжений, согласно оценкам [8], может достигать нескольких ГПа. Эти напряжения локализованы в зоне теплового влияния и могут существенно изменять структуру и микротвердость материала на глубинах, заметно превышающих толщину расплава.

Основным фактором, определяющим состояние материала в объеме, является волна напряжений, формируемая за счет эффекта термоупругости и импульса отдачи разлетающихся паров материала. Оценки показывают, что амплитуда волны напряжений не превышает 200 МПа. Эта волна может иметь сложную форму: в отличие от чисто упругой биполярной волны напряжений она может несколько раз изменять знак с периодом $\sim 10^{-7}$ с [7]. При отражениях от свободных поверхностей профиль волны может еще более усложниться за счет наложения бегущей и отраженной волн. Поскольку амплитуда волны напряжений существенно ниже предела текучести материала, то наблюдаемый эффект квазипериодического объемного упрочнения может быть связан с тем, что материал в продольном направлении подвергается кратковременной знакопеременной (сжатие–растяжение) высокочастотной нагрузке. При этом локальные напряжения в контакте карбид–связка–карбид могут на порядок превышать амплитудные значения за счет эффектов, подобных реализуемым в камере Бриджмена. Отсутствие сквозного упрочнения в образце толщиной 10 мм (см. рисунок, f) может быть обусловлено тем, что на глубине 7 мм амплитуда волны напряжений из-за затухания становится недостаточной для формирования данной квазипериодической структуры.

Авторы благодарят В.М. Гапоненко и Г.Е. Озура за помощь при облучении образцов.

Список литературы

- [1] Иванов Ю.Ф., Итин В.И., Лыков С.В. и др. // Изв. РАН. Металлы. 1993. № 3. С. 130–140.
- [2] Ефремов А.М., Иванов Ю.Ф., Итин В.И. и др. // Письма в ЖТФ. 1993. Т. 19. № 2. С. 23–27.
- [3] Марков А.Б., Ротштейн В.П. // Физика и химия обработки материалов. 1997. № 6. С. 37–41.
- [4] Иванов Ю.Ф., Гнусов С.Ф. // Изв. вузов. Физика. 1996. № 8. С. 104–110.

- [5] Назаров Д.С., Озур Г.Е., Проскуровский Д.И. // ПТЭ. 1996. № 4. С. 83–88.
- [6] Гносков С.Ф., Кульков С.Н., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вузов. Физика. 1994. № 2. С. 26–35.
- [7] Proskurovsky D.I., Rotshtein V.P., Ozur G.E. et al. // J. Vac. Sci. Technol. 1998. A 16(4). P. 2480–2488.
- [8] Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Проскуровский Д.И. и др. // Изв. вузов. Физика. 1996. № 3. С. 126–132.