

05.1;10

Модификация свойств поверхностных слоев алюмооксидной керамики под действием мощных ионных пучков

© И.Г. Романов, И.Н. Царева

Нижегородский филиал Института машиноведения
им. А.А. Благодирова РАН

В окончательной редакции 30 марта 2001 г.

Исследованы структура и микротвердость алюмооксидной керамики после высокоэнергетического ионного воздействия. Наиболее сильные структурные изменения наблюдаются при использовании мощных ионных пучков (МИП). Обсуждаются возможные механизмы упрочнения.

В целях модификации свойств и создания структур, которые невозможно получить другими способами, весьма перспективным является применение ионно-лучевых методов. Варьируя условия облучения, можно придавать определенные свойства не только поверхностным слоям металлов и полупроводников [1–3], но и высокопрочным материалам [4,5], тем самым расширяя область их дальнейшего применения.

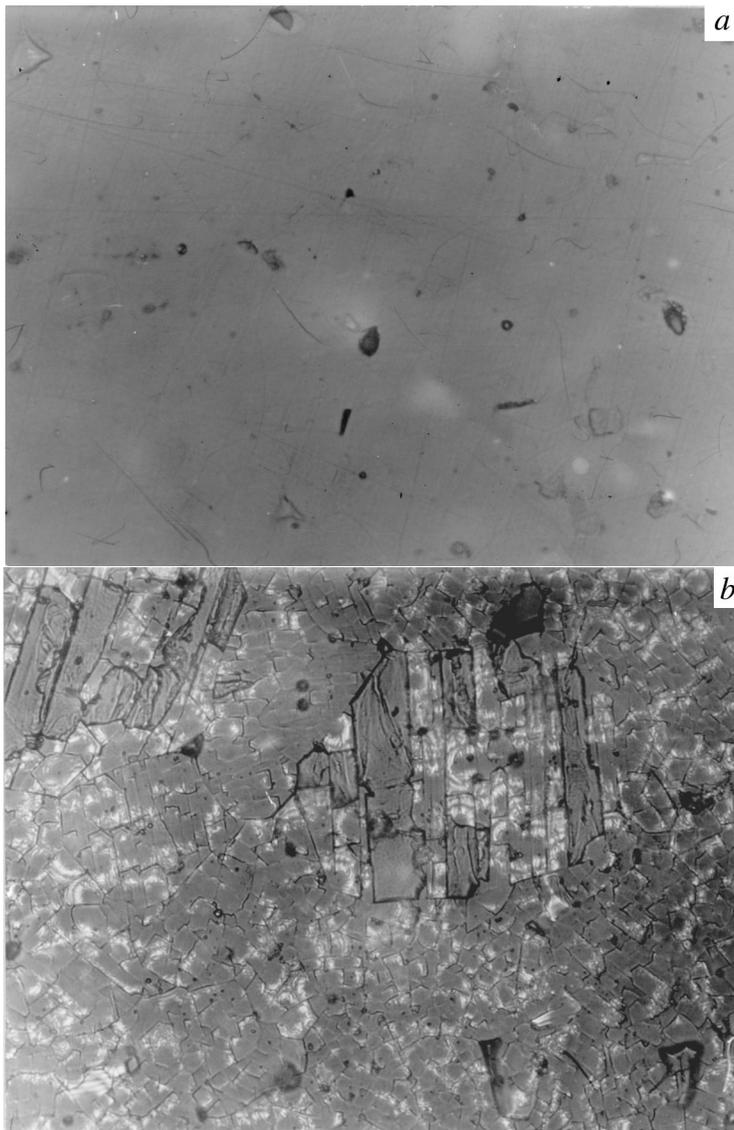
В настоящей работе в качестве объекта исследования была выбрана алюмооксидная керамика (поликор) на основе фазы корунда. Образцы подвергались обработке мощными ионными пучками C^{+} с энергией 300 keV на импульсном ускорителе "Темп". Плотность ионного тока составляла $j = 40–120 \text{ A/cm}^2$ при длительности импульса $\tau = 10^{-7} \text{ s}$. Количество импульсов изменялось от 1 до 3. Для сравнения была выбрана имплантация ионов B^{+} и Ar^{+} с энергией 40 keV и плотностью ионного тока до $10 \mu\text{A/cm}^2$. Дозы ионов варьировались в интервале $6 \cdot 10^{13}–2 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$. Структурно-фазовый анализ до и после облучения проводили по общей картине дифракции, полученной на дифрактометре "Дрон-3М" как в традиционной геометрии по Брэггу–Брентано, так и в геометрии "скользящего" пучка (Cu-K $_{\alpha}$ -излучение). Металлографические исследования осуществлялись на микроскопе "Неофот". Для оценки степени модификации механических свойств керамики использовались результаты измерения микротвердости (H_{μ}).

Таблица 1. Значения микротвердости H_μ (kg/mm^2) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ после облучения МИП C^+

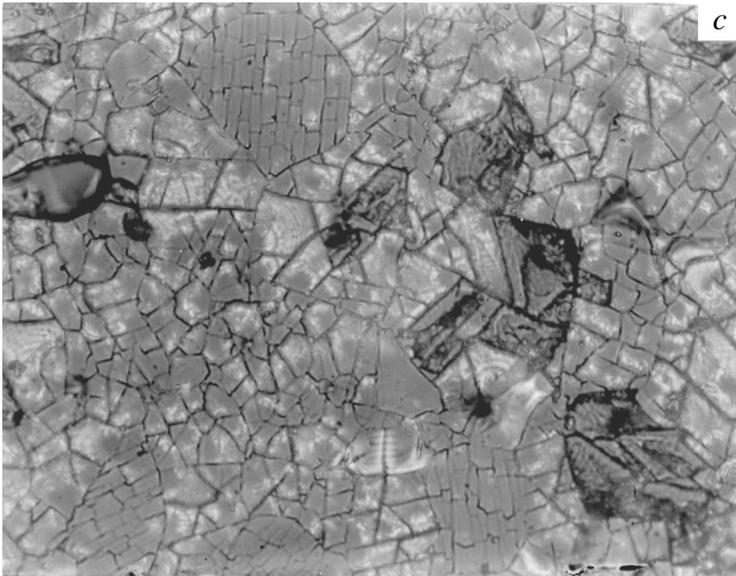
Количество импульсов	Плотность ионного тока, A/cm^2				
	0	40	80	100	120
1	2250	3800	4000	4500	4500
3	2250	3900	4100	4700	3500

Анализ рентгено-структурных данных показал, что в исходном состоянии керамика имеет текстуру проката фазы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ типа $(0001) \langle 11\bar{2}0 \rangle$ в гексагональной упаковке. Наблюдалось характерное увеличение интенсивности рефлексов с большими значениями d_{hkl} , а также наличие дифракционных максимумов от вторичных плоскостей скольжения. Обработка МИП C^+ при $j = 60\text{--}120 \text{ A/cm}^2$ одним импульсом не вызывает заметных структурных изменений. При увеличении количества импульсов до 3 на дифрактограммах рядом с α -дублетом от плоскости $(10\bar{1}4)$ с $d_{hkl} = 0.9045 \text{ \AA}$ появляется пик $(32\bar{5}4)$ с $d_{hkl} = 0.9076 \text{ \AA}$. Интенсивность этого рефлекса увеличивается с ростом плотности ионного тока. Изменения структуры зарегистрированы на глубине до $10 \mu\text{m}$. Воздействие мощных ионных пучков при разных j оказывало неоднозначное влияние на характер распределения интенсивности рефлексов по глубине. Так, например, интенсивность пиков $(10\bar{1}2)$ и $(12\bar{3}3)$ в слое $1 \mu\text{m}$ сначала уменьшалась, а затем при $j = 120 \text{ A/cm}^2$, когда поверхность Al_2O_3 нагревалась до максимальных температур, наблюдалось их обратное усиление. Облучение МИП C^+ вызывает изменение размера зерен, что наглядно иллюстрируется микрофотографиями поверхности (см. рисунок). Вследствие селективного ионного распыления проявлялось как измельчение зерен корунда (см. рисунок, *b*), так и последующее их укрупнение (см. рисунок, *c*).

После обработки МИП C^+ установлено значительное повышение микротвердости поверхности (табл. 1), некоторое снижение H_μ наблюдалось лишь при $j > 100 \text{ A/cm}^2$. Под действием высокопоточного ионного пучка наносекундной длительности при торможении ионов происходит интенсивный нагрев поверхности с последующим быстрым охлаждением. Для интерпретации структурно-фазовых превращений, возникающих при облучении МИП, необходим теоретический расчет



Микрофотографии поверхности α - Al_2O_3 до (a) и после обработки МИП C^+ ($E = 300 \text{ keV}$, $n = 3$): b — 80 A/cm^2 , c — 120 A/cm^2 .



(Продолжение рисунка).

температуры поверхностных слоев. Такая задача с использованием уравнения теплопроводности была решена для металлов в работе [3]. Проведенные нами аналогичные расчеты пространственно-временного распределения температурных полей Al_2O_3 для использования режимов обработки показали, что максимальные температуры у поверхности значительно ниже $T = 2327$ К, являющейся температурой плавления корунда. Поэтому в данном случае не должны протекать процессы плавления и испарения, сопровождающиеся распространением акустических волн с высокой амплитудой давления (за счет импульса отдачи) [3]. Однако превышение характеристической температуры 1320 К резко снижает предел текучести Al_2O_3 вследствие появления дополнительных вторичных систем скольжения [6]. Таким образом, измельчение зерен и радиационное упрочнение корунда можно объяснить протеканием процессов пластической деформации. Как указывалось выше, на глубинах, превышающих пробег ионов, при облучении МИП C^+ появляется пик (3254), интенсивность которого возрастает с усилением режимов обра-

Таблица 2. Значения микротвердости H_μ (kg/mm^2) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ после имплантации B^+ и Ag^+

Сорт иона	Доза облучения, cm^{-2}				
	0	$6 \cdot 10^{13}$	$2 \cdot 10^{14}$	10^{15}	$2 \cdot 10^{15}$
B^+	2250	3500	4000	4900	4500
Ag^+	2250	3200	4000	4500	3900

ботки. Согласно [7], при ионном облучении генерируются акустические волны, амплитуда давления которых прямо пропорциональна плотности ионного тока. Как показывают проведенные нами теоретические расчеты [8], под действием МИП C^+ уже на ранней стадии импульса (20–30 ns) в материале мишени распространяются акустические волны с амплитудой давления на 2–3 порядка выше, чем при других видах ионного воздействия. Под действием напряжений, стимулированных облучением, происходит разворот поликристаллических зерен при пластической деформации, приводя к усилению отражений рентгеновских лучей от системы плоскостей (3254). Обращает на себя внимание тот факт, что в случае ионной имплантации B^+ и Ag^+ микротвердость $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ также значительно повышалась (табл. 2), хотя при этом рентгеноструктурный и металлографический анализы не выявили значительных структурных изменений в поверхности. Наблюдалось лишь некоторое уширение дифракционных максимумов в слое порядка $1 \mu\text{m}$. В работах [5,9] было установлено изменение физико-механических свойств материалов при дозах 10^{14} – 10^{15} cm^{-2} , обусловленное дефектообразованием. За счет накопления радиационных дефектов и внедренной примеси в мишени возникают напряжения, способствующие протеканию процессов пластической деформации и росту плотности дислокаций. При этом имеет место дислокационный механизм упрочнения. Последующее облучение производится в радиационно-наклепанный материал, и накопление дополнительных напряжений вызывает перераспределение плотности дислокаций в объеме и на границах зерен, сопровождающееся релаксацией, вызывая уменьшение H_μ (табл. 2, $\Phi = 2 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$). Следует отметить, что дозы ионов при обработке МИП с малыми плотностями тока ($j = 40 - 60 \text{ A/cm}^2$), когда нагрев поверхности не столь значителен, лежат в интервале малых доз ионной импланта-

ции. В этом случае превалирующую роль того или иного механизма упрочнения выявить трудно. Но в любом случае определяющую роль при модификации поверхности керамики играют процессы пластической деформации.

Список литературы

- [1] Зорин Е.И., Павлов П.В., Тетельбаум Д.И. Ионное легирование полупроводников. М.: Энергия, 1975. 128 с.
- [2] Ионная имплантация / Под ред. Дж. К. Хирвонена. М.: Металлургия, 1985. 391 с.
- [3] Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Куракин А.Е. Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов, М.: Энергоатомиздат, 1987. 184 с.
- [4] Романов И.Г., Царева И.Н., Кривина Л.А. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 24. В. 3. С. 64–68.
- [5] Романов И.Г., Чеканов А.Л. // Поверхность. 1993. № 5. С. 110–114.
- [6] Андриевский А.Р., Спивак И.И. Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе: Справочник. Челябинск. С. 367.
- [7] Павлов П.В., Семин Ю.А., Скупов В.Д. и др. // Физика и техника полупроводников. 1986. Т. 20. № 3. С. 503–507.
- [8] Ерофеев В.И., Романов И.Г., Царева И.Н. Волновые задачи механики: Сб. науч. трудов. Н. Новгород, 1992. С. 51–55.
- [9] Павлов А.П., Тетельбаум Д.И., Курильчик Е.В. и др. // Докл. АН. 1990. Т. 311. № 3. С. 606–608.