

05.1;11

©1995

## ОБ ЭФФЕКТЕ МАЛЫХ ДОЗ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

*И.Г.Романов, И.Н.Царева, Г.М.Романова*

Как было установлено в работах [1-3], процессы пластической деформации при ионной имплантации начинают протекать уже при дозах  $10^{14}-10^{15}$  см<sup>-2</sup> и последующее облучение производится в радиационно-наклепанный материал. Однако все эксперименты, о которых сообщалось ранее, были выполнены на квазинепрерывных ионных ускорителях, а в качестве мишеней использовались тонкие металлические пленки или фольга. Применение импульсной обработки для модификации свойств различных материалов позволяет выявить новые эффекты при взаимодействии заряженных частиц с твердым телом, которые не наблюдаются при традиционных режимах облучения.

В качестве исследуемых материалов были выбраны медь и  $\alpha$ -железо, отличающиеся своими упругопластическими свойствами. Исследования проводились на массивных отожженных образцах с полированной поверхностью (12 класс шероховатости). Облучение малыми дозами  $\Phi = 2 \times 10^{14}-2 \cdot 10^{15}$  см<sup>-2</sup> ионов С<sup>+</sup> производилось на импульсном ускорителе "Мук" с энергией 100 кэВ при плотности ионного тока 5 А/см<sup>2</sup> и длительности импульса  $\tau = 100$  нс. Для регистрации структурных изменений, инициируемых ионной обработкой, использовались рентгенографирование по Брэггу-Брентано с применением Mo-K $\alpha$ -излучения и металлографический анализ. Величины микродеформаций кристаллической решетки определялись из физического уширения дифракционных линий (111), (222) меди и (011), (022) железа по методу аппроксимаций. Проводились измерения микротвердости поперечных шлифов при нагрузке 0.30-0.5 Н, коэффициент трения скольжения шарового индентора из стали ШХ-15 при переменной нагрузке 0.3-1 Н.

Рентгеноструктурный анализ не выявил изменений в фазовом составе исследуемых материалов после ионного облучения. Но на дифрактограммах меди уже при дозе  $2 \cdot 10^{14}$  см<sup>-2</sup> отмечается значительное увеличение относительной интенсивности линий (200), (222), (400) и уменьшение интенсивности линий (220), (420), что свидетельствует о появлении преимущественной ориентации зерен. Увеличение дозы до  $2 \cdot 10^{15}$  см<sup>-2</sup> сопровождается ослаблением

степени текстуры. В облученном  $\alpha$ -Fe процессы текстурирования при  $\Phi = 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  выражены слабо. Заметное повышение интенсивности линий (011), (022) и понижение интенсивности рефлексов (002), (013) наблюдается при дозе  $2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . Появление текстуры подтверждает протекание процессов пластической деформации под действием ускоренных ионов преимущественно в плоскостях системы скольжения (ГЦК-Cu:  $\{111\}\langle 110 \rangle$ , ОЦК-Fe:  $\{110\}\langle 111 \rangle$ ). Металлографический анализ не выявил изменений среднего размера зерна после облучения. Вероятным является межзеренный механизм пластической деформации за счет разворота поликристаллических зерен в результате воздействия напряжений, вносимых облучением. Анализ физического уширения рентгеновских линий показал при дозах, предшествующих дозе пластической деформации, наличие микронапряжений (Cu:  $\epsilon = 6.68 \cdot 10^{-4}$ ,  $\alpha$ -Fe:  $\epsilon = 6.83 \cdot 10^{-4}$ ), в то время как в исходных отожженных образцах напряжения II рода отсутствовали. Средняя плотность дислокаций в зерне при этом увеличилась на 2 порядка и составила  $(2-3) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Таким образом, обработка импульсными потоками ионов  $\text{C}^+$  в интервале малых доз сопровождается протеканием пластической деформации в массивных материалах и ведет к существенному увеличению плотности дислокаций.

Аналогичные физические процессы регистрировались нами [4] при непрерывной имплантации малыми дозами тонких металлических пленок и покрытий TiN толщиной, сравнимой с пробегом ионов. В описанном эксперименте изменения дифракционной картины, полученной при зондировании слоев толщиной до 10 мкм, имеют место на глубинах, на 2 порядка превышающих пробег ионов в твердом теле (Cu-C<sup>+</sup>:  $\bar{R}_p = 105 \text{ нм}$ ,  $\alpha$ -Fe-C<sup>+</sup>:  $\bar{R}_p = 112 \text{ нм}$ ). Вопрос о причинах эффекта дальнего действия при ионном облучении остается до настоящего времени дискуссионным. При обсуждении обнаруженных нами структурных изменений следует принять во внимание следующие факторы: влияние температурных полей; статические напряжения, связанные с примесными атомами и точечными радиационными дефектами, и динамические напряжения, обусловленные распространением акустических волн (АВ) при ионном внедрении.

Решение уравнения теплопроводности [5] с учетом выбранных режимов облучения показало, что нагрев мишени при бомбардировке ионным пучком был незначителен ( $T_{\text{max}} = 320 \text{ К}$ ). Поэтому структурные изменения при данном виде ионной обработки нельзя объяснить тепловыми эффектами. Согласно проведенным нами оценкам [6], напряжения, вносимые имплантированными примесными атомами, могут

превышать предел текучести материала и вызывать пластическую деформацию. Однако поля этих напряжений являются превалирующими в тонких поверхностных слоях толщиной, сравнимой с пробегом ионов. Но они не являются дальнедействующими, так как спадают обратно пропорционально кубу расстояния от поверхности и вряд ли могут вызывать появление текстуры на глубинах до 10 мкм. Первопричиной эффекта дальнего действия, по нашему мнению, являются давления акустических волн. Теоретические расчеты, проведенные в соответствии с моделью, предложенной в работе [7], показали, что амплитуда давления (при  $j = 5 \text{ А/см}^2$ ) результирующей первичной волны в слоях до 100 мкм достигает 760 МПа для Cu и 980 МПа для Fe, что существенно выше предела текучести материалов (Cu:  $\sigma_{\text{тек}} = 68 \text{ МПа}$ ,  $\alpha\text{-Fe}$ :  $\sigma_{\text{тек}} = 200 \text{ МПа}$ ). Причем в меди с более низким пределом текучести давление акустической волны выше по сравнению с  $\alpha$ -железом. Поэтому появление текстуры в Cu наблюдается при меньших дозах облучения.

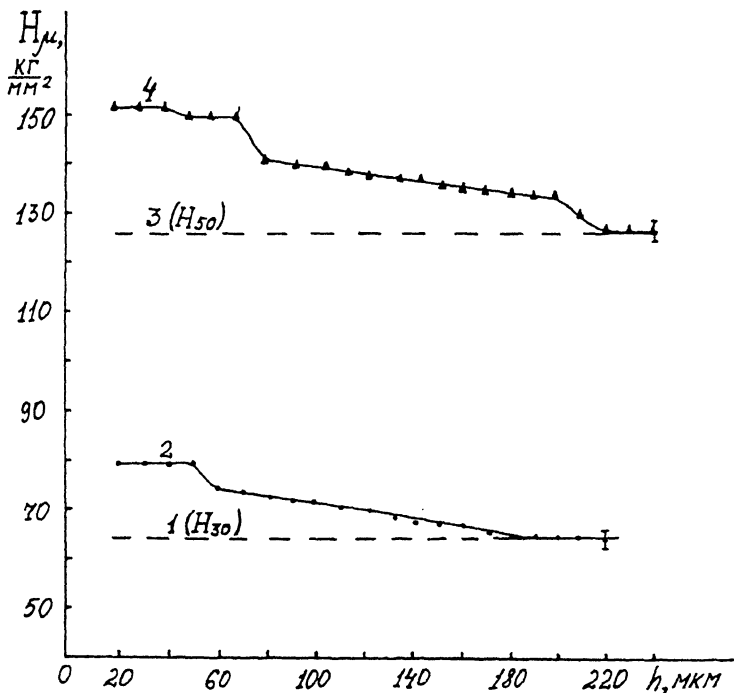


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине для меди и железа до и после импульсного облучения ионами  $\text{C}^+$  ( $E = 100 \text{ кэВ}$ ) дозой  $10^{15} \text{ см}^{-2}$ : 1 — Cu до облучения, 2 — Cu после облучения, 3 —  $\alpha$ -Fe до облучения, 4 —  $\alpha$ -Fe после облучения.

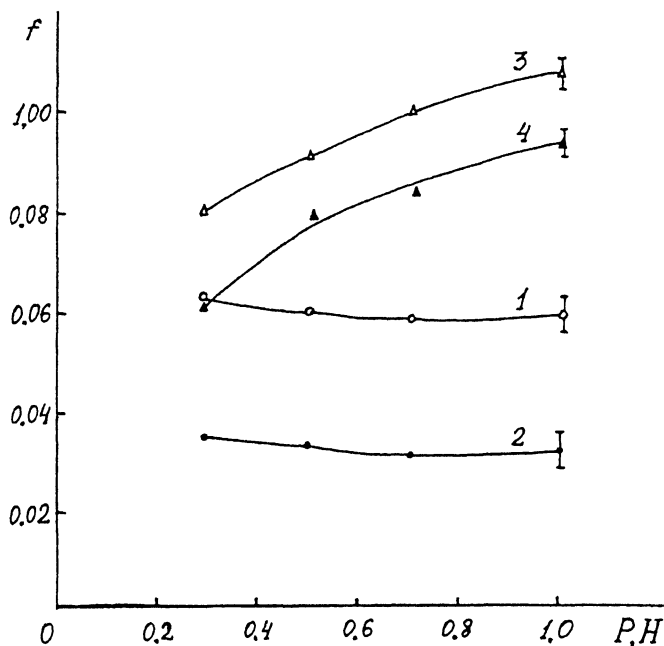


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения от нагрузки для меди и железа до и после импульсного облучения ионами  $C^+$  ( $E = 100$  кэВ): 1 — Cu до облучения, 2 —  $\Phi = 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , 3 —  $\alpha$ -Fe до облучения, 4 —  $\Phi = 10^{15} \text{ см}^{-2}$ .

Измерения микротвердости облученных образцов меди и железа выявили зону с повышенными механическими свойствами глубиной до 200 мкм (рис. 1). Нами установлено существенное увеличение плотности дислокаций в зерне на глубинах порядка 10 мкм. Электронномикроскопические исследования, выполненные рядом авторов [8], показали изменение дислокационной структуры после ионного воздействия в слое 100–200 мкм. Аналогичные эффекты, по-видимому, имеют место и в данном эксперименте, обеспечивая упрочнение металлов по дислокационному механизму.

После ионной обработки наблюдалось изменение фрикционных свойств исследуемых материалов. Наименьшим коэффициентом трения обладали образцы, облученные дозами, соответствующими дозам пластической деформации (рис. 2). При дальнейшем увеличении  $\Phi$  проявлялась тенденция возврата к исходным значениям. Улучшение фрикционных свойств обусловлено, с одной стороны, повыше-

нием твердости облученной мишени. С другой стороны, появление текстуры при ионном воздействии, благоприятно ориентированной по отношению к сдвигу, может способствовать снижению касательных напряжений в зоне контакта, обеспечивая уменьшение потерь на трение.

### Список литературы

- [1] Павлов А.П., Романов И.Г., Курильчик Е.В., Коган Е.Н. // Активируемые процессы технологии микроэлектроники. Междувед. тем. научн. сб. Таганрог, 1988. В. 9. С. 64-72.
- [2] Павлов А.П., Тетельбаум Д.И., Курильчик Е.В., Романов И.Г. // Докл. Академии наук, 1990. Т. 311. № 3. С. 606-608.
- [3] Курильчик Е.В., Павлов П.В., Павлов А.П., Тетельбаум Д.И. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1992. № 4. С. 102-107.
- [4] Egorov S. V., Romanov J. G., Dudin Yu. A., Tsareva J. N., Moskvichev E. P. // Abstract MPSSL. Sumy, 1993. P. 98.
- [5] Романов И.Г., Павлов А.П., Царева И.Н., Романова Г.М., Ремнев Г.Е., Исаков И.Ф. // Изв. Академии наук. Сер. физ. 1992. Т. 56. № 7. С. 2-8.
- [6] Romanov J. G. // Materials Science Forum Vols. 1992. V. 97-99. P. 533-540.
- [7] Павлов П.В., Семин Ю.А., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // ФТП. 1986. Т. 20. № 3. С. 503-507.
- [8] Диденко А.Н., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. // Поверхность. Физика, химия, механика, 1989. № 3. С. 120-131.

Институт машиноведения РАН  
Нижегородский филиал

Поступило в Редакцию  
2 июня 1995 г.