

АКАДЕМИЯ НАУК СССР

ПОВЕРХНОСТЬ

(ОТДЕЛЬНЫЙ ОТТИСК)

РЕПОЗИТОРИЙ БГПУ

МОСКВА · 1991

УДК 539.211:539.1.043

© 1991 г.

Ташлыков И. С., Аль-Тамими З.

ИОННО-ЛУЧЕВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ СЕРЕБРА НА СТРУКТУРУ НИКЕЛЯ

В рамках анализа механизмов структурно-фазовых превращений в переходных металлах, облученных ионами, обсуждены процессы перестройки структуры никеля, имплантированного ионами Ag^+ . С применением электронной микроскопии «на просвет» и резерфордовского обратного рассеяния каналированных ионов установлена ГЦК-ГПУ-перестройка структуры Ni ($\Phi_{\text{Ag}} \geq 10^{16} \text{ см}^{-2}$) и выявлены включения Ag в ионно-облученных кристаллах Ni. С накоплением последних ассоциируется вероятность полиморфного превращения в никеле.

Ионная имплантация серебра в никель интересна с точки зрения фундаментальных исследований ион-атомных взаимодействий нерастворимых компонентов (структурные превращения, распыление, пробеги ионов, растворимость и др.) и актуальна для модифицирования свойств Ni и Ag [1–4]. Действительно, исследования ионной имплантации в Ni показали, что облучение кристаллов сопровождается образованием твердых растворов с концентрациями, не достижимыми с применением других методов [5, 6], фазовыми превращениями [7–10] и даже аморфизацией структуры [6, 11]. Фазовую перестройку структуры Ni изучали преимущественно при имплантации газовых ионов (He^+ , C^+ , Ni^+ , O^+ , Ar^+) и ионов металлоидов (B^+ , P^+ , As^+ , Sb^+). Опубликованы данные и об электронно-микроскопическом исследовании Ni, облученного ионами Ag^+ [3]. Полученные результаты зачастую противоречивы. Так, фазовые превращения в переходных металлах, бомбардируемых химически активными ионами (N^+ , O^+ , C^+) и ионами инертных газов (He^+ , Ar^+), связывались авторами работы [7] только с накоплением радиационных дефектов, а в работе [8] объяснены возбуждением электронных оболочек атомов мишеней в процессе торможения ионов в совокупности с локальными напряжениями, вносимыми радиационными дефектами и внедренными примесными атомами.

В более поздних работах, где кроме структуры изучали элементный состав мишеней, показано, что фазовые превращения в переходных металлах при имплантации ионов ($\Phi = n \cdot 10^{16} \div 10^{17} \text{ см}^{-2}$) могут быть связаны с формированием химических соединений, а не только с полиморфными изменениями структуры [9, 10, 12, 13]. Автором работы [14] предложен оригинальный подход для объяснения индуцированных полиморфных превращений в облученных металлах: облучение может инициировать формирование мелкодисперсных выделений новой фазы в металле, если он содержит или в него вводится примесь, способная образовать химическое соединение. Как показано в работе [15], образованию большого числа мелких зародышей способствуют сегрегация и зарождение в каскадах смещений (характерные размеры зародышей могут достигать единиц нанометров) и разбиение, перерастворение крупных выделений новой фазы под действием каскадобразующего облучения. Расчет суммарной свободной энергии всех компонентов облучаемой системы показывает вероятность ее понижения при полиморфном превращении структуры металла.

В развитие ранее выполненных работ представлены и обсуждены данные о перестройке структуры Ni, облучаемого ионами Ag^+ , т. е. в условиях сохранения типа металлической связи в формируемой системе Ni – Ag.

Методы исследования

Для изучения использовали тонкие (≤ 100 нм) пленки, моно- и поликристаллические утоненные фольги, а также массивные монокристаллы Ni (110). Образцы разных типов облучали одновременно (сериями) ионами Ag^+ с $E=40$ кэВ интегральными потоками в интервале $10^{14} \div 1,4 \cdot 10^{17}$ см^{-2} ; $j=3 \div 5$ мкА/см^2 . Для ряда образцов снимали электронограммы «на просвет» до и после имплантации ионов на просвечивающем микроскопе JEM-200 при ускоряющем напряжении 150 кВ. Повреждения структуры облучаемых кристаллов, процессы, сопутствующие ионной имплантации, изучали с применением резерфордовского обратного рассеяния каналированных ионов (РОР/К) в условиях изменяемой энергии ионов гелия ($E_0=0,6, 1, 1,4$ и 2 МэВ). Глубинное разрешение в зависимости от условий опытов было от 4 до 20 нм. Чтобы предотвратить осаждение пленок углеводородов на поверхности мишеней во время имплантации ионов (вакуум в мишенной камере $\sim 10^{-6}$ торр), держатель с образцами защищали экраном, охлаждаемым жидким азотом. Аналогичные условия выдерживались при проведении анализа методом РОР/К. Контрольные опыты показали, что концентрация примесей в облученных образцах не превышала долей атомных процентов.

Результаты и их обсуждение

Экспериментально полученные энергетические спектры РОР ионов имплантированных монокристаллов Ni (рис. 1, а) имеют отчетливо выраженные пики повреждения в области 295–310 каналов. Это свидетельствует о появлении в имплантированном слое дефектов типа смещенных в междоузлия атомов и их скоплений даже при наименьшей дозе ионов Ag^+ (кривая 2) и их накопление при увеличении дозы (кривые 3–5). Разупорядочение локализовано в тонком приповерхностном слое кристаллов, так как проективный пробег R_p и разброс пробега ΔR_p ионов Ag с $E=40$ кэВ в Ni составили ~ 10 и ~ 5 нм соответственно [4].

Имеется ряд публикаций по исследованию радиационных дефектов в переходных металлах и, в частности, в Ni [3, 6, 11, 16, 17]. Как отмечено ранее [18, 19], основными нарушениями в металлах, облученных ионами металлов при $T_{\text{рум}}$, являются скопления вакансий и междоузельных атомов, способствующих образованию дислокаций, дефектов упаковки. Именно поэтому на осевых спектрах РОР, получаемых от металлов, облученных ионами металлов, отсутствуют пики дефектов, а имеется так называемое «коллено» из-за повышенного деканалирования анализирующих ионов на дислокациях [5, 16, 20–22]. Лишь при внедрении в переходные металлы ионов металлоидов, которые способны образовывать ионную связь с атомами мишени и тем содействовать формированию элементарных аморфных кластеров [11] и накоплению других типов нарушений [6, 23–25], на осевых спектрах РОР имеются пики повышенного выхода ионов, рассеянных от локализованных в междоузлиях атомов матрицы. Правда, эти пики дефектов на спектрах РОР сопровождаются все тем же характерным «коленом», глубина расположения которого значительно превышает расчетную глубину положения максимума выделенной энергии R_{pd} [6, 11, 22]. В отличие от результатов всех известных опытов по облучению металлов ионами, в никеле, имплантированном ионами Ag^+ , «коллено» за пиком дефектов на спектрах РОР (каналы 280–295, рис. 1, а) не формируется. Следовательно, в облученном кристалле дефектов протяженного типа не образуется или их концентрация ниже предела обнаружения.

Слоевая концентрация дефектов в имплантированном слое в зависимости от дозы внедренного серебра (рис. 2) линейно возрастает с дозой до значения $\sim 1 \cdot 10^{17}$ см^{-2} при дозе ионов $1,6 \cdot 10^{16}$ см^{-2} . Наклон функции $\lg N_D / \lg \Phi$ составляет при этом 0,22. Насыщение имплантированного слоя

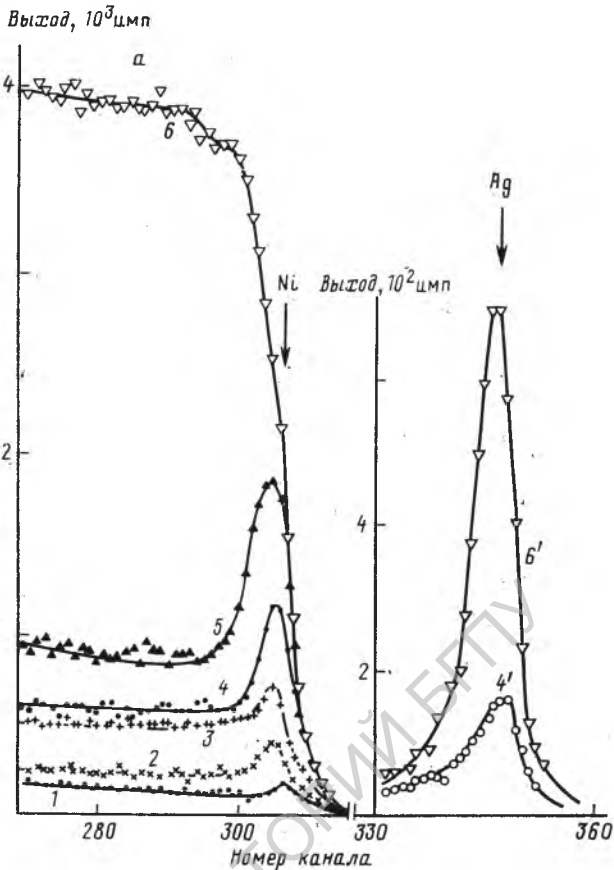


Рис. 1. Энергетические спектры ROR ионов Ne^+ с $E_0=2$ МэВ кристаллов $\text{Ni}(110)$. а – Осевые: 1 – исходный; 2–5 – после имплантации ионов Ag^+ с $E=40$ кэВ и $\Phi=1 \cdot 10^{14}$, $5 \cdot 10^{14}$, $5 \cdot 10^{15}$ и $5 \cdot 10^{16}$ см^{-2} соответственно; 6 – спектр разориентированного кристалла после имплантации ионов Ag^+ дозой $5 \cdot 10^{16}$ см^{-2} . б – Выход рассеяния от атомов Ag в спектрах разориентированных кристаллов после имплантации ионов Ag^+ дозой: 4' – $5 \cdot 10^{15}$, 6' – $5 \cdot 10^{16}$ см^{-2}

по дефектам обусловлено распылением поверхности никеля при внедрении ионов Ag^+ до концентрации, приближающейся к обратной величине коэффициента распыления никеля. Сопоставлением величины выхода рассеяния от серебра и никеля (H_{Ag} и H_{Ni}) на спектрах ROR (рис. 1, а и б) в соответствии с соотношением

$$\frac{N_{\text{Ag}}}{N_{\text{Ni}}} = \frac{H_{\text{Ag}}}{H_{\text{Ni}}} \left(\frac{z_{\text{Ni}}}{z_{\text{Ag}}} \right)^2$$

определено, что при дозах насыщения дефектов в никеле содержится 12 ат. % Ag . Строго говоря, при определении коэффициентов распыления S в экспериментах с ионным облучением материалов следует учитывать возможное влияние на S вводимой примеси, изменяющей состав приповерхностного слоя, а также изменение состояния структуры поверхности, т. е. ее нарушение. В этой связи известное [26] выражение для предельной концентрации вводимой примеси используем лишь для оценки коэффициента распыления ионами Ag^+ :

$$N_{\text{max}} = \frac{N}{2S} \operatorname{erfc}(-R_p / (\sqrt{2} \Delta R_p)).$$

Полученное значение $S \approx 8,3$ ат./ион можно использовать для уточнения

экспериментальных данных [3], полученных также при ионной имплантации Ni (для Ni(110) значение $S=15$) и теоретических оценок [27] ($S=10$). Величины пробега и разброса пробега в расчетах взяты из опытов [4].

Рассчитав на линейном участке кривой рис. 2 «производительность» нарушений одним ионом, получаем ~ 21 смещенных атомов, что почти в 20 раз меньше оценки по Кинчину — Пизу [28], $N_d=0,8 \nu(E)/2E_d$.

Здесь $\nu(E)$ — энергия иона, расходуемая на упругие столкновения; для пороговой энергии смещения приняли $E_d=25$ эВ. Такой низкий уровень повреждения в металлах контрастирует с повреждением в кристаллах с ковалентной и ионно-ковалентной связями [29]. Следовательно, для насыщения дефектами имплантированного слоя в металлах требуются дозы ионов на 2–3 порядка более высокие, чем в полупроводниках.

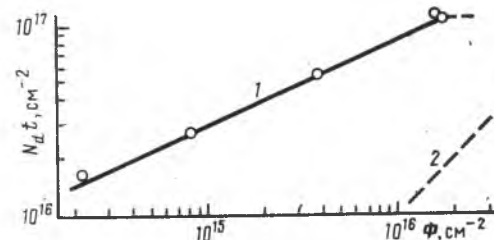


Рис. 2. Дозовая зависимость (1) слоевой концентрации дефектов в никеле, имплантированном при $T_{\text{комн}}$ ионами Ag^+ с $E=40$ кэВ, $j=3\div 5$ мкА/см²; 2 — наклон с коэффициентом, равным единице

Линейный в логарифмических координатах с коэффициентом меньше единицы наклон функции $\lg N_d/\lg \Phi$ до насыщения дефектами поврежденного слоя (кривая 1, рис. 2) предполагает в соответствии с существующими моделями дефектообразования [30, 31] гетерогенный механизм повреждения структуры никеля ионами Ag^+ , т. е. накопление и перекрытие разупорядоченных кластеров, образующихся в результате столкновений атомов в объеме индивидуальных каскадов, что приводит к разупорядочению всего имплантированного слоя. Альтернативный механизм повреждения кристаллов (гомогенный) предполагает накопление в них относительно простых дефектов или их скоплений до концентраций, когда кристаллическая структура становится неустойчивой и коллапсирует в разупорядоченную [30, 31]. Для этого механизма характерна сигмаобразная форма дозовой в логарифмических координатах зависимости повреждения кристаллов. Как показывают результаты опубликованных работ, в переходных металлах, имплантируемых ионами металлоидов при разных температурах, возможен тот и другой механизмы разупорядочения структуры [6, 11, 24].

Для выяснения природы поврежденных приповерхностных слоев облученного никеля использовали методы электронной дифракции. Электронограммы, полученные от образцов до имплантации в них ионов, содер-

Таблица 1

Междоузельные расстояния в никеле и серебре

| hkl | ГЦК-структура | | | | ГПУ-структура $a=2,65 \text{ \AA}$, $c=4,32 \text{ \AA}$ (расчет) | | |
|-----|-----------------------|------|-----------------------|------|--|----------|------|
| | $a=3,524 \text{ \AA}$ | | $a=4,086 \text{ \AA}$ | | hkl | d/n, \AA | I |
| | d/n, \AA | I | d/n, \AA | I | | | |
| 111 | 2,04 | 1,00 | 2,36 | 1,00 | 100 | 2,29 | 0,20 |
| 200 | 1,77 | 0,50 | 2,04 | 0,53 | 002 | 2,15 | 0,25 |
| 220 | 1,25 | 0,40 | 1,45 | 0,27 | 101 | 2,03 | 1,00 |
| 311 | 1,07 | 0,60 | 1,23 | 0,53 | 102 | 1,57 | 0,25 |
| 222 | 1,02 | 0,10 | 1,18 | 0,05 | 110 | 1,32 | 0,25 |
| 400 | — | — | 1,02 | 0,01 | 201 | 1,11 | 0,20 |
| — | — | — | — | — | 103 | 1,08 | 0,25 |

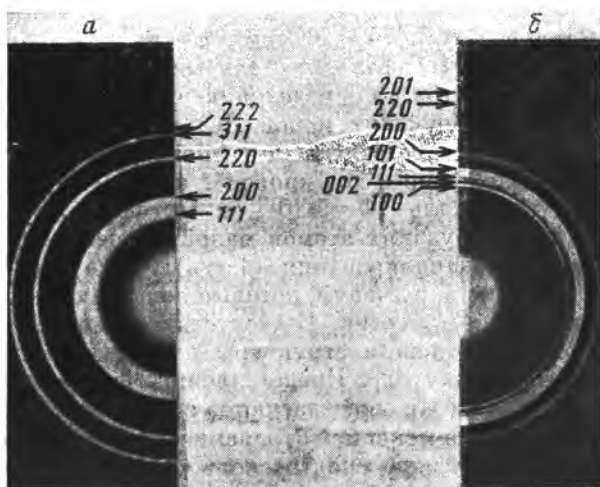


Рис. 3. Электронограммы «на просвет» от: *a* — исходной пленки никеля (ГЦК-Ni); *б* — облученной ионами Ag^+ дозой $1,6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (ГПУ-Ni)

жали набор концентрических колец (рис. 3, *a*, при изучении пленок), соответствовавших дифракции электронов на ГЦК-структуре, и набор рефлексов, характерных рассеянию электронного пучка на монокристалле (при изучении монокристаллических фольг). После имплантации Ag^+ с $\Phi = 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ на электронограмме от пленки Ni (рис. 3, *б*) появились дополнительные дифракционные кольца, которые идентифицированы как рефлекс дифракции электронов на ГПУ-структуре никеля (табл. 1 и 2). По-видимому, в анализируемой пленке присутствует смесь ГЦК- и ГПУ-фаз Ni. Данные, полученные при облучении фольг, также подтверждают формирование смешанных ГЦК — ГПУ-фаз (табл. 1 и 2). Разные значения d/n для одной и той же дозы в облученных пленках и фольгах обусловлены, по-видимому, разной интенсивностью процессов перестройки структуры никеля в пленочном и массивном (фольги) состоянии. Расшифровка рефлексов электронограммы от образца, облученного потоками ионов Ag^+ дозой $1,1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, показала появление нескольких дополнительных рефлексов с межплоскостными расстояниями 2,39, 1,47 и 1,18 Å (табл. 2), которые совпадают со значениями соответствующих плоскостей

Таблица 2

Межплоскостные расстояния (d/n , Å) в никеле, облученном ионами Ag^+

| Пленка ($5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$) | Фольга | |
|---|-----------------------------------|-------------------------------------|
| | $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ | $1,1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ |
| — | — | 2,39 |
| 2,26 | 2,26 | 2,28 |
| 2,15 | — | — |
| 2,04 | 2,04 | 2,04 |
| 1,77 | 1,77 | 1,75 |
| 1,58 | 1,56 | 1,61 |
| — | — | 1,47 |
| — | 1,30 | — |
| 1,26 | 1,24 | 1,26 |
| — | — | 1,18 |
| 1,11 | — | 1,10 |
| 1,07 | — | 1,07 |
| — | 1,02 | 1,04 |

ГЦК-структуры серебра (табл. 1). Следовательно, в имплантированном высокими дозами ионов Ag^+ ($\Phi > 10^{16} \text{ см}^2$, $E = 40 \text{ кэВ}$) никеле дополнително к смеси ГЦК- и ГПУ-фаз имеются выделения Ag . Этому не противоречат результаты опытов по определению энергетической зависимости деканализирования анализирующих ионов He^+ в облученных кристаллах. Известно, что разные типы дефектов по-разному влияют на деканализирование ионов [32]. Положение и ход кривой 1 на рис. 4 согласуется с тем, что в облученном кристалле ($\Phi = 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$) сформировались дефекты типа смещенных в междоузлиях атомов малой концентрации. Однако зависимость параметра деканализирования $(1 - \chi_D)/(1 - \chi_V)$ от E_0 (кривая 2, рис. 4) отражает наличие нарушений, которые повышают деканализирование ионов при увеличении их энергии. В отсутствие дислокаций такими дефектами могут быть искажения структуры вокруг включений примеси, т. е. зон Гинье — Престона [32]. Представленные сведения о включениях серебра при высоких дозах ионов согласуются с данными, полученными авторами работы [3] с применением трансмиссионной и растровой электронной микроскопии, а также спектроскопии рентгеновского излучения об образовании выделений серебра в форме сфер диаметром $\sim 10 \text{ нм}$ при большедозной имплантации кристаллов никеля.

Фазовые ГЦК — ГПУ-переходы в никеле наблюдались ранее при имплантации химически активных ионов и при внедрении ионов инертных газов лишь в присутствии химически активных примесей [7—13]. В противном случае тип структуры в облучаемом никеле не меняется [9, 13, 33].

Следовательно, влияние облучения на никель зависит от взаимодействия генерируемых радиационных нарушений с вводимыми ионным внедрением добавками. Собственные междоузельные атомы и их скопления, например в форме дислокационных дисков, петель, способны приводить к возникновению вполне измеряемых напряжений в имплантированных слоях металлов [34]. Внедренные атомы примеси, находящиеся как в междоузлиях, так и в замещающих положениях, дополняют искажения структуры матрицы. По-видимому, при этом растет внутренняя энергия системы. Если же атомы примеси и матрицы способны образовывать химические соединения с отличной от металлической типом связи, то они дополнительно играют роль стабилизаторов напряжений в структуре металла [23].

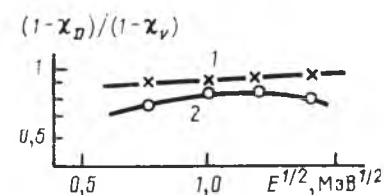


Рис. 4. Энергетическая зависимость параметра деканализирования в $\text{Ni}(110)$, имплантированном ионами Ag^+ дозой: 1 — $5 \cdot 10^{14}$, 2 — $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$

При достижении таких значений концентрации нарушений, когда кристаллическая структура не выдерживает созданных дефектами напряжений, например по оценкам работы [34] плотность дислокаций для этого соответствует $\sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$, должно происходить атермическое фазовое превращение с изменением типа структуры или даже ее аморфизацией. По-видимому, внедрение серебра в никель хотя и не сопровождается образованием отличного от металлической типа связи, все же стабилизирует радиационные нарушения в нем. В соответствии с диаграммой состояния серебро ограничено (3,65 вес.%) растворимо в никеле лишь при 1435° [35], поэтому атомы Ag , вводимые в условиях комнатных температур, вызывают напряжения в структуре никеля, а также препятствуют миграционным процессам в имплантированном слое, снижая таким образом эффективность динамического отжига нарушений. По мере увеличения дозы ионов нерастворимое в никеле серебро образует включения. Этому способствуют сверхравновесные концентрации вакансий, образующихся в объеме индивидуальных каскадов столкновений. Приведенные выше и в работе [3] данные подтверждают это. В результате накапливаемого на-

пряжения при дозе ионов серебра $\Phi \geq 1,6 \cdot 10^{16}$ см⁻² индуцируется полиморфное превращение структуры никеля. Представляет интерес оценить вероятность ГЦК — ГПУ-фазового перехода в системе Ni — Ag исходя из расчетов свободной энергии с учетом вклада объемной и поверхностной межфазовой энергии облученной матрицы по методике, предложенной в работе [15]. Данную задачу можно рассматривать в качестве самостоятельной для оценки возможностей атермических структурно-фазовых превращений во взаимно неравновесных системах.

Часть экспериментов при выполнении настоящей работы проведена в Исследовательском центре тонких пленок и поверхности Салфордского университета (Великобритания). Авторы благодарны за содействие в проведении опытов безвременно ушедшему из жизни профессору Биллу Гранту.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Akano U., Davies J. A., Smeltzer W. W., Tashlykov I. S., Thompson D. A. // Nucl. Instr. and Meth. 1981. V. 182. P. 986.
2. Guzman L., Scotoni I. Surface Engineering. Dordrecht; Martinus Nijhoff Publishers, 1984. P. 85.
3. Wang P., Thompson D. A., Smeltzer W. W. // Nucl. Instr. and Meth. Phys. Res. 1985. V. B7/8. P. 97.
4. Ташлыкков И. С., Бойко Е. Б., Слесаренко О. А., Комаров Ф. Ф. // Физика и химия обраб. материалов. 1986. № 6. С. 9.
5. Sood D. K., Dearnaley G. // Rad. Eff. 1978. V. 39. P. 157.
6. Al-Tamimi Z. Y. A., Grant W. A., Carter G. // Nucl. Instr. and Meth. 1983. V. 209—240. P. 363.
7. Быков В. П., Здоровцева Г. Г., Троян В. Н., Хаймович В. С. // Кристаллография. 1971. Т. 16. Вып. 4. С. 810.
8. Павлов П. В., Тегельбаум Д. И., Павлов А. В., Зорин Е. И. // Докл. АН СССР. 1974. Т. 241. № 2. С. 330.
9. Гулдамашвили А. И., Диасамидзе Э. М., Карпенко И. К., Куция Н. М. // Взаимод. атомных частиц с твердым телом. Ч. 2. Харьков, 1976. С. 20.
10. Белый И. М., Комаров Ф. Ф., Тишков В. С., Янковский В. М. // Физика и химия обраб. материалов. 1979. № 1. С. 48.
11. Cohen C., Venugoub A., Bernas H., Chaumont J., Thome L., Berti M., Drigo A. V. // Phys. Rev. 1985. V. B31. P. 5.
12. Drako V. M., Gutanskij G. A. // Rad. Eff. 1982. V. 66. P. 101.
13. Маргыннов И. С., Матюшенко Н. Н., Морозов С. Н., Неклюдов И. М. // Вопросы атом. науки и техники. Сер. Физ. радиац. поврежд. и радиац. материаловедение. 1983. Вып. 2(25). С. 101.
14. Бакай А. С. // Вопросы атом. науки и техники. Сер. Физ. радиац. поврежд. и радиац. материаловедение. 1983. Вып. 5(28). С. 89.
15. Бакай А. С., Квачантарадзе Г. Г. // Журн. техн. физики. 1987. Вып. 11. С. 2255.
16. Agrawal M. K., Sood D. K. // Nucl. Instr. and Meth. 1978. V. 149. P. 425.
17. Vuene L., Poate J. M., Jacobson D. C., Draper C. W., Hirovonen J. K. // Appl. Phys. Lett. 1980. V. 37. № 4. P. 385.
18. Jager W. J. // Microscop. Electron. 1981. V. 6. P. 437.
19. Current M. I., Wei C.-Y., Seidman D. N. // Phil. Mag. 1982. V. A47. P. 407.
20. Pronko P. P., Merkle K. L. Application of ion beam to metals. N. Y.: Plenum Press, 1974. P. 481.
21. Picraux S. T., Rimini F., Foti G., Campisano S. U. // Phys. Rev. B. 1978. V. 18. № 5. P. 2078.
22. Linker G. // Nucl. Instr. and Meth. 1978. V. 149. P. 365.
23. Grant W. A. // Proc. Intern. Ion Engineering Congress. Kyoto, 1983. P. 1727.
24. Linker G. // Sol. St. Commun. 1986. V. 57. № 9. P. 773.
25. Takadom J., Pivin J. C., Pollock H. M., Ross J. D. J., Bernas H. // Nucl. Instr. and Meth. Phys. Res. 1987. V. B18. P. 153.
26. Гусева М. И. // Поверхность. 1982. № 4. С. 27.
27. Matsunami N., Yamamura Y., Itikawa Y., Inuma H. // IPPJ-AM. 1983. № 32. 284 p.
28. Килчин Г. Х., Пиз Р. С. // Успехи физ. наук. 1956. Т. 60. № 4. С. 590.
29. Мейер Дж., Эрикссон Л., Дэвис Дж. Ионное легирование полупроводников. М.: Мир, 1973. 296 с.
30. Титов В. В. // Ионная имплантация. Тр. второго советско-американского семинара по ионной имплантации. Новосибирск, 1979. С. 319.
31. Carter G. // Rad. Eff. Lett. 1983. V. 86. P. 25.
32. Quere Y. // J. Nucl. Mater. 1974. V. 53. P. 262.
33. Duckworth R. G., Wilson I. H. // Proc. Conf. on Ion Beam Modification of Materials. V. 2. Budapest, 1978. P. 1207.

34. Hartley N. E. W. // J. Vac. Sci. and Technol. 1975. V. 12. P. 485.
35. Guerler W., Bergmann A. // Z. Metallkd. 1933. V. 25. P. 53.

Белорусский технологический институт,
Минск

Поступила в редакцию
17.X.1989
Принята в печать
29.III.1990

Tashlykov I. S., Al-Tamimi Z.

ION-BEAM ACTION OF SILVER ON THE STRUCTURE OF NICKEL

The processes of restructuring of nickel implanted with silver ions with $E=40$ keV, $\Phi=1\cdot 10^{14}\div 1.1\cdot 10^{17}$ cm⁻² have been discussed in terms of analysis of the mechanisms of structural-phase transformations in transition metals irradiated with ions. Using transmission electron microscopy and Rutherford backscattering of channeled ions the FCC-HCP reconstruction of the nickel structure is established ($\Phi\geq 10^{16}$ cm⁻²), and the silver precipitation in ion - irradiated crystals is revealed. The probability of athermal polymorphic transformation in nickel is associated with accumulation of the latter.

РЕПОЗИТОРИЙ БГПУ