

111930012
КФТИ -- 91 - review .

**МИНИСТЕРСТВО АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ
И ПРОМЫШЛЕННОСТИ СССР**

**ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
ИНФОРМАЦИИ И ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ
ПО АТОМНОЙ НАУКЕ И ТЕХНИКЕ**

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕСТОПОЛОЖЕНИЯ
ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В РЕШЕТКЕ
КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
МЕТОДОМ ОБРАТНОГО РАССЕЯНИЯ
КАНАЛИРОВАЧНЫХ ИОНОВ**

УДК 539.2.1:539.1.06

ТОЛСТОЛУЦКАЯ Г.Д., МЫБАЛКО В.Ф., НЕКЛУДОВ И.М., КОПАНЕЦ И.Е.
Определение местоположения примесных атомов в решетке кристаллических материалов методом обратного рассеяния каналированных ионов. Обзор: М.:ЦНИИАтоминформ, 1991. - 30 с.

Обобщение данных, имеющихся в литературе и полученных авторами, по вопросу местоположения имплантированных примесных атомов в решетке матрицы показало, что несмотря на соответствие некоторых полученных результатов критериям, разработанным для равновесных систем, большинство данных по местоположению имплантированной примеси не соответствует этим критериям. Местоположение атомов примеси, не растворимых в матрице в равновесных условиях, при введении их в материал методом ионной имплантации определяется тремя процессами: спонтанной рекомбинацией примесей с вакансией в пределах фазы релаксации каскада отолкновений, захватом дополнительных вакансий в течение фазы охлаждения каскада и захватом мигрирующих вакансий при температурах выше стадии Ш.

Рис. 18, табл. 6, список лит. - 57 назв.

Научный редактор доктор физико-математических наук А.С.Бакай.

Министерство атомной энергетики
и промышленности СССР

Центральный научно-исследовательский институт
информации и технико-экономических исследований
по атомной науке и технике

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕСТОПОЛОЖЕНИЯ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ
В РЕШЕТКЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
МЕТОДОМ ОБРАТНОГО РАССЕЯНИЯ
КАНАЛИРОВАННЫХ ИОНОВ

Обзор

По данным отечественной
и зарубежной печати
за 1953-1990 гг.

СОДЕРЖАНИЕ

1. Методика эксперимента. 4
2. Растворимость в равновесных условиях 5
3. Основные положения ионной имплантации. . . . 7
4. Влияние радиационных повреждений на место-
положение в решетке имплантированной примеси 9
5. Местоположение в решетке элементов с поло-
жительной теплотой растворения. 14

Москва
1991

6. Аномальная концентрационная зависимость фракции замещения.	17
7. Местоположение в решетке элементов с отрицательной теплотой растворения.	17
8. Выводы	18
Список литературы	19
Приложение	22

Известно, что свойства твердых тел зависят от добавок примесей (введенных в металл в равновесных условиях или имплантацией), а также от того, какое место занимают эти примеси в решетке металла: в узле, замещая атом матрицы, или в межузлии, образуя атом внедрения. По этой причине в ионно-имплантационной металлургии одним из фундаментальных вопросов является определение местоположения имплантированных ионов в решетке.

В отношении растворимости компонентов в равновесных условиях возможны два предельных случая:

1. Компоненты сплава ни при каких пропорциях не образуют твердых растворов. В этом случае сплав состоит из кристаллов различного рода и представляет собой гетерогенную смесь.

2. Компоненты сплава обладают неограниченной взаимной растворимостью. Легирующий компонент занимает определенные места в решетке кристалла основы (матрицы), образуя гомогенный твердый раствор замещения или внедрения. Кроме того, при определенном соотношении компонентов возможно образование соединений с кристаллической решеткой, существенно отличной от решеток исходных компонентов: интерметаллидов или промежуточной фазы.

Ионная имплантация является неравновесным процессом, поэтому для нее часто оказываются неприемлемыми критерии равновесных систем. Так растворимость в этом случае не является необходимым условием для создания растворов замещения. Многие имплантированные примеси занимают замещающие положения в данной матрице, хотя в равновесных условиях они являются нерастворимыми или имеют лимитированную растворимость. Связано это с тем, что на местоположение внедренного атома в решетке оказывают влияние упругие и неупругие процессы взаимодействия, термодинамические и химические движущие силы. Кроме того, существенную роль могут играть радиационные нарушения, которые создаются при бомбардировке ионами имплантируемого элемента. Изучению этих процессов, а также исследованию их влияния на местоположение имплантированной примеси в решетке кристалла посвящен ряд работ [1-24].

Целью настоящего обзора является обобщение данных, имеющихся в литературе и полученных авторами, по определению местоположения примесных атомов в решетке кристаллических материалов методом обратного рассеяния каналированных ионов (ОРКИ).

I. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для определения энергетических параметров и местоположения в решетке точечных дефектов в настоящее время используются: автономная микроскопия, метод аннигиляции позитронов, дилатометрия, диффузное рассеяние рентгеновских лучей, ОРКИ, мессбауэровская спектроскопия.

Один из этих методов - обратное рассеяние каналированных ионов обладает уникальными возможностями по определению местоположения примеси в решетке, распределения по глубине имплантантов, а также распределения по глубине и типу дефектов, создаваемых при имплантации. Обычно используемая аппаратура включает в себя ускоритель заряженных частиц, коллимирующую и гониометрическую системы, радиоэлектронную аппаратуру. Пример такой установки, используемой в ХФТМ, показан на рис. 1^к.

Характерные угловые и энергетические зависимости, получаемые методом ОРКИ, представлены на рис. 2, 3. На рис. 2, а приведены энергетические спектры ионов, рассеянных на большие углы при падении первичного пучка вдоль низкоиндексных осей в кристалле (кривая 2), а также рассеянных в случае неориентированной мишени (кривая 1). Количественное содержание атомов примеси определяется из соотношения высот выхода ОР от атомов примеси и атомов матрицы при соответствующем отношении сечений обратного рассеяния (см. рис. 2, а). Минимальный выход от примеси ($X_{\text{мин}}^{\text{np}}$) определяется как отношение площадей пика примеси в осевом и случайном (неориентированном) спектрах. Минимальный выход от атомов матрицы ($X_{\text{мин}}^{\text{м}}$) определяется из соотношения счетов в энергетическом окне на глубине, соответствующей пробегу внедренной примеси в осевом и случайном спектрах. Фракция примесных атомов (f_s) в положении замещения определяется как

$$f_s = (1 - X_{\text{мин}}^{\text{np}}) / (1 - X_{\text{мин}}^{\text{м}}). \quad (I)$$

Эта формула в первом приближении оценивает компоненту примеси в положении замещения и строгой будет только тогда, когда незамещающая фракция занимает случайные положения в решетке.

^к 4 Все рисунки помещены в Приложении.

Для более точного определения местоположения внедренной примеси измеряется угловая зависимость выхода ОР (см. рис. 3). Угловая зависимость характеризуется минимальным выходом ($X_{\text{мин}}$), определенным выше, и полушириной углового распределения $\psi_{1/2}$, определяемой на высоте $(1+X_{\text{мин}})/2$, и нормированным выходом $X_{\text{мин}}$. Сравнение угловых зависимостей для примесей и атомов матрицы дает информацию о положении имплантированной примеси. Примеры различных угловых зависимостей приведены на рис. 4. Как видно (см. рис. 4), угловые зависимости выхода обратного рассеяния для примесных атомов, занимающих различные положения в решетке, существенно различаются. Так, если атомы располагаются в центре канала, на кривой угловой зависимости выхода при нулевом угле падения наблюдается узкий максимум. Если атомы примеси располагаются у атомных рядов, у них глубокий минимум с меньшей, чем для атомов матрицы, угловой шириной. В том случае, когда примесные атомы располагаются в регулярных междоузлиях решетки, на кривой угловой зависимости выхода для этих атомов наблюдаются боковые максимумы. Величина угла ψ_i с боковым максимумом определяет величину потенциала

$$E \psi_i^2 = \bar{U}(\varphi_i) \quad (2)$$

и, следовательно, расстояние φ_i от атома примеси до атомного ряда. В общем случае вывод о том, где располагаются атомы примеси, можно сделать, если измерить угловую зависимость выхода для нескольких неэквивалентных кристаллографических направлений в решетке кристалла. Более подробно с особенностями методики можно познакомиться в работе [25].

2. РАСТВОРИМОСТЬ В РАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ

Как известно, в равновесных условиях существуют твердые растворы замещения и внедрения. В первом случае атомы растворенного элемента занимают узлы решетки основного металла, во-втором — размещаются в междоузельном положении. Как следует из термодинамических соотношений, твердые растворы внедрения образуются только в том случае, когда атомный радиус инородного элемента мал по сравнению с основным элементом.

Согласно Кю-Розери [28] для того, чтобы в широкой области концентраций могли образовываться твердые растворы замещения, должны выполняться три условия:

оба компонента должны кристаллизоваться в решетках одинакового типа;

атомные радиусы обоих компонентов должны быть примерно одинаковы (в пределах 10...15%);

между компонентами должно существовать известное химическое родство. (Если оно слишком велико, образуются интерметаллические соединения).

Следует заметить, что эти правила в большей степени лишь качественно определяют условия существования равновесного твердого раствора замещения, их применение на практике во многих случаях затруднительно.

Более достоверными являются критерии Дакен-Гарри [30], в которых количественно выражено третье правило Им-Розери введением концепции электроотрицательности [31]. Графически схема Дакен-Гарри представляет двумерную зависимость: электроотрицательность - атомный радиус. Каждый элемент представляется точкой на такой карте (рис. 5). Впоследствии эти схемы были усовершенствованы Miedema [31,32], Chelikowsky [33], Alonso, Simosar [34]. Однако несмотря на некоторые несомненные успехи в предсказании растворимости элементов в матрице, двухпараметровые схемы не дают полной картины и не объясняют всех наблюдаемых явлений даже в рамках равновесных систем. Еще менее удовлетворительные результаты получаются при применении их к ионно-имплантированным системам. Так эксперименты на ионно-имплантированных металлах [35-37] показали, что образуются поверхностные сплавы, которые находятся далеко от пределов, предсказываемых диаграммой равновесного состояния и правилами растворимости. С другой стороны, в [38] было показано, что облучение многокомпонентных кристаллических твердых тел часто приводит к значительным изменениям их фазового состава. Одной из причин потери фазовой стабильности является радиационно-индуцированная сегрегация - разделение компонентов сплава в окрестности протяженных и распределенных стоков точечных дефектов. Сегрегационные явления, как и вакансионное распухание, наблюдаются в температурной области подвижности вакансий и вызваны появлением дополнительных механизмов массопереноса, которые отсутствуют без облучения и возникают вследствие связи между потоками компонентов сплава и потоками неравновесных точечных дефектов на протяженные стоки (поверхности, дислокации, неупорядоченные межфазные границы и т.д.).

Обобщая данные по ионной имплантации, Суд [33] сформулировал эмпирические критерии, согласно которым твердые растворы замещения будут образовываться в тех случаях, когда атомный радиус имплантированного элемента отличается не более чем на 15...40% от радиуса атома

матрицы, а его электроотрицательность находится в пределах $\pm 0,7$ от электроотрицательности атома матрицы.

Многие экспериментально полученные результаты хорошо согласуются с этими критериями, например, данные по местоположению примесей в ванадии [34], бериллии [35]. Однако есть данные, например для Al [36], которые не отвечают указанным критериям. В случае Be (рис.6) области, объединяющие примеси в замещающем положении, в октаэдрическом и тетраэдрическом междоузельном положениях, а также границы между этими областями проведены совершенно произвольно. Кроме того, эти критерии не учитывающие природу сил межатомного взаимодействия в решетке, не могут объяснить ряда экспериментально наблюдаемых фактов, например, уменьшения числа атомов примеси в замещающем положении при увеличении дозы облучения или температуры.

Решение этого вопроса авторы [9,15,17] видят не в попытках адаптации методов, разработанных для равновесных систем, а в исследовании фундаментальных процессов ионной имплантации и их влияния на положение в решетке имплантированных атомов.

3. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Кратко перечислим основные понятия, необходимые для описания взаимодействия падающий ион-атом матрицы. По теории Линдхарда [37] входящий в мишень ион взаимодействует с атомными электронами (неупругое взаимодействие), что приводит к возбуждению или ионизации электронной системы, а также упруго взаимодействует с ядром атома мишени. Общие потери энергии S на единицу длины пути

$$S = S_n + S_e, \quad (3)$$

где S_n и S_e - ядерные и электронные потери энергии. Распределение концентрации имплантированных ионов

$$N_x = N_p \exp\left[-0,5 \frac{(x - R_p)^2}{\Delta R_p^2}\right], \quad (4)$$

где $N_p = \frac{N_s}{\sqrt{2\pi} \Delta R_p}$ - концентрация в пике; N_s - число имплантированных ионов на квадратный метр; R_p и ΔR_p - средний проективный пробег и стандартное отклонение (рассчитанные значения этих величин даны в таблицах [38,39]).

Следует отметить, что экспериментально измеренные профили распределения внедренных частиц и дефектов совпадают с расчетными при малых дозах внедрения и низких температурах облучения, когда профили не деформированы миграцией имплантированных частиц и распылением [40].

Так при исследовании методом ОРКП профилей распределения Kr и Xe , внедренных в Ni при комнатной температуре, было показано, что при дозах $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (Xe) (рис. 7) и $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (Kr) (рис. 8) наблюдается отклонение от теоретически рассчитанного профиля распределения [39], вплоть до появления максимума в приповерхностной области. При этом в спектрах ОР от атомов Ni (рис. 9) наблюдается ступенька, свидетельствующая о снижении концентрации атомов Ni в приповерхностном слое.

Энергия ($T_{\text{макс}}$), передаваемая атому мишени (M_2) при упругом взаимодействии с налетающим ионом (M_1), имеющим начальную энергию E , составляет

$$T_{\text{макс}} = \frac{4 M_1 M_2}{(M_1 + M_2)^2} E. \quad (5)$$

Атом мишени может сместиться из своей позиции в решетке, если получит определенный минимум энергии, который называется пороговой энергией смещения E_d , величина которой в среднем 20...50 эВ значительно выше типичной энергии для термического образования вакансий (1 эВ) и собственного междоузельного атома (5 эВ). Образованный в результате столкновения дефект вакансии + собственный междоузельный атом называется парой Френкеля.

С помощью машинного моделирования, выполненного Гибсоном [41], было показано, для того, чтобы создать такую стабильную конфигурацию, необходимо достаточно большое разделение пар дефектов в пространстве.

Так, междоузельные атомы, находящиеся в пределах 100 атомных объемов вокруг вакансии, рекомбинируют атермически с нею (спонтанная рекомбинация).

Если первично выбитый атом (ПВА) имеет энергию больше пороговой E_d , то он может смещать из положения равновесия другие атомы, которые, в свою очередь, так же могут производить смещения. Таким образом, создается некоторая область с разрушенной кристаллической структурой – каскад столкновений. Машинное моделирование выявило три фазы в развитии каскада во времени.

I фаза смещения. Эта фаза продолжается 10^{-13} с. За это время число смещенных атомов быстро увеличивается, поскольку энергия ПВА последовательно распределяется среди новых атомов отдачи до тех пор, пока их энергия не уменьшается до нескольких электронвольт, и они уже не смогут производить смещений.

II фаза релаксации. Продолжительность $5 \cdot 10^{-13}$ с. После прохождения фазы I область каскада сильно возбуждена, и решетка разупорядочена из-за большой концентрации дефектов. Во время II фазы проходит

спонтанная рекомбинация близких пар, выжившие от рекомбинации дефекты создают равновесные конфигурации.

III фаза охлаждения. Длится $1 \dots 10 \cdot 10^{-12}$ с. Эта конечная фаза релаксации каскада обусловлена большими напряжениями, созданными в решетке. На этой стадии число смещенных атомов уменьшается дальше в результате дополнительной рекомбинации, вызванной диффузионным движением атомов. Эта фаза каскада часто называется "термическим пиком". В конце этой фазы каскада поврежденная область достигает термического равновесия с окружающим объемом.

Как уже отмечалось, в конце фазы релаксации дефекты динамически сегрегуют внутри каскада. В результате образуется центр, богатый вакансиями и окруженный облаком из междоузельных атомов. На стадии охлаждения может образоваться вакансионный кластер: трехмерная пора, дислокационная петля или тетраэдрический дефект упаковки. Собственные междоузельные атомы (СМА) также могут образовывать комплексы, чаще всего дислокационные петли. Считается, что [42] в области температур высокой подвижности СМА $\sim 85\%$ их общего количества аннигилирует в каскадах, до 10% на вакансионных кластерах, до 4% образуют собственные кластеры и 1% аннигилирует на других ловушках (границы зерен, внутренние поверхности).

4. ВЛИЯНИЕ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА МЕСТОПОЛОЖЕНИЕ В РЕШЕТКЕ ИМПЛАНТИРОВАННОЙ ПРИМЕСИ

Как было показано в разд. 3, согласно критериям Км-Розери и Суда примеси с атомным радиусом большим (более $15 \dots 40\%$), чем радиус атома матрицы не могут занимать замещающее положение в решетке. На основании этих критериев можно полагать, что атомы Хе и Кг не будут образовывать раствор замещения, поскольку, например, радиус атомов Хе в $1,76$ раза больше радиуса атомов Ni .

Полученные нами результаты дают следующую картину. Из энергетических спектров, представленных на рис.10, видно, что при дозах $\leq 5 \cdot 10^{15}$ см⁻² высота пика, соответствующего ОР от слоя имплантированного Хе, в условиях осевого каналирования в $1,7 \dots 1,3$ раза меньше, чем для неориентированной мишени при равной полуширине пиков. При дозах больше $5 \cdot 10^{15}$ см⁻² высоты и площади пиков в условиях каналирования и для неориентированной мишени в пределах погрешности эксперимента совпадают.

Эти особенности дозовой зависимости спектров ОР для имплантированной компоненты свидетельствуют о том, что при дозах меньше $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ часть имплантированных атомов Хе находится в замещающем положении. Доля атомов Хе, находящихся в замещающем положении при различных дозах облучения, можно оценить, используя уравнение (1).

Результаты выполненных таким образом оценок приведены в табл. 1.

Таблица 1

Доля имплантированных атомов Хе, находящихся в замещающем положении, при различных имплантационных дозах

Доза, см^{-2}	Ось		
	<110>	<100>	<111>
$1 \cdot 10^{15}$	0,43...0,46	0,42	0,4
$2 \cdot 10^{15}$	0,36	0,3	0,28
$4 \cdot 10^{15}$	0,28	0,1	0,1
$1 \cdot 10^{16}$	0	0	0
$2 \cdot 10^{16}$	0	0	0

Из табл. 1 видно, что при имплантированной дозе $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ около 40% атомов Хе находится в замещающем положении. При увеличении дозы их доля быстро падает. Причем, в первую очередь за счет заполнения атомами примеси каналов <100> и <111>. При дозе $\Phi = 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ доля имплантированных атомов, находящихся в замещающем положении, снижается до уровня погрешности эксперимента.

Дополнить полученную информацию о местоположении имплантированных атомов Хе в *Ni* позволяют угловые зависимости выходов обратного рассеяния, приведенные на рис. 11-13. Из рис. 11 видно, что при дозах имплантации $(1...2) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ практически совпадают как зависимости выходов ОР от угла наклона оси канала <110> по отношению к зондирующему пучку He^+ для случая рассеяния от матрицы и от слоя атомов Хе, так и величины $\psi_{1/2}$. Этот факт свидетельствует (см. рис. 4) о расположении атомов примеси в рядах атомов матрицы. При увеличении дозы до $4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ $\chi_{\text{мин}}$ и $\psi_{1/2}$ для атомов Хе существенно от-

личаются от аналогичных для Ni . Сказанное подтверждается данными, приведенными в табл. 2, где представлены рассчитанные по методике [19] и экспериментально измеренные параметры, характеризующие угловые зависимости.

Таблица 2

Параметры, характеризующие угловые зависимости обратно рассеянного пучка ионов He^+ , каналированных в окрестности кристаллографических осей $\langle 110 \rangle$, $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$

Параметры	Ось		
	$\langle 110 \rangle$	$\langle 100 \rangle$	$\langle 111 \rangle$
$\chi_{\text{мин}}^{\text{расч}} (Ni)$	0,0071	0,01	0,0173
$\chi_{\text{мин}} (Ni)^*$	0,16	0,25	0,35
$\chi_{\text{мин}} (He)^*$	0,64	0,7	0,73
$\psi_{1/2}^{\text{расч}} (Ni)$	$1,15^\circ$	$0,978^\circ$	$0,745^\circ$
$\psi_{1/2} (Ni)^*$	$0,88^\circ$	$0,8^\circ$	$0,71^\circ$
$\psi_{1/2} (He)^*$	$0,63^\circ$	$0,67^\circ$	$0,39^\circ$

* - $\chi_{\text{мин}} (Ni, He)$, $\psi_{1/2} (Ni, He)$ получены для $\mathcal{Q}_{He} = 4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$.

Экспериментально получаемые значения $\psi_{1/2}$ позволяют, используя уравнение (2) и уравнение для непрерывного потенциала взаимодействия частицы с атомной цепочкой [37], получить величину смещения примесного атома в сечении зондируемого канала. В нашем случае при $\mathcal{Q}_{He} = 4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ атомы He в оси $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ смещены относительно положения в узле решетки на $\sim 0,4 \text{ \AA}$, а относительно цепочек $\langle 100 \rangle$ - на $0,25 \text{ \AA}$.

Таким образом, полученные нами результаты свидетельствуют о том, что при облучении никеля ионами He в области доз $(1...5) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (концентрации соответственно $0,16...1 \text{ ат.}\%$) наблюдается замещающее расположение атомов He в решетке никеля. При увеличении дозы облучения выше указанных пределов атомы He выходят из этого положения и

Фракция замещения уменьшается практически до нуля. Эти результаты хорошо согласуются (по крайней мере, качественно) с данными работы [55], в которой были выполнены теоретические оценки энергетических состояний различных инертных газов в решетке никеля в положении внедрения и замещения. В этой работе было показано, что атом Хе должен создавать настолько большие упругие напряжения в решетке, что энергетически выгодным (с минимумом энергии) местом его расположения является вакансия. В отсутствие вакансии энергетически выгодным оказывается процесс вытеснения атома матрицы в междоузельное положение и переход атома Хе в состояние замещения. Однако, даже находясь в вакансии, атом Хе все же возмущает решетку и энергетически должно быть выгодно присоединение дополнительной вакансии, что повлечет за собой частичное смещение атома примеси из положения замещения на расстояние по теоретическим оценкам $\sim 0,1 \dots 0,2 \text{ \AA}$.

Анализируя экспериментальные результаты, полученные нами [18] и другими авторами [15-17], а также теоретические работы [56, 58], можно предположить, что атом имплантированной примеси в локальной области на конце пробега может совершить несколько прыжков и найти место с локальным минимумом потенциальной энергии. Наиболее вероятно, что таким местом является вакансия. По мере роста дозы облучения может происходить захват дополнительной вакансии, частичное смещение атома примеси из положения замещения и вследствие этого уменьшение фракции замещения f_S . С увеличением концентрации имплантированных атомов вероятность для входящего имплантанта остановиться возле предварительно внедренного атома увеличивается. В этом случае самым минимальным потенциалом может обладать комплекс - атом матрицы-атом примеси, а не вакансия.

В работах [56, 57] показано, что в твердых телах существуют особые структурные элементы, которые могут попеременно захватывать то вакансии, то межузлы, меняя знак полярности при каждом акте взаимодействия. Такие центры рекомбинации точечных дефектов переменной полярности могут быть образованы примесями атомами, радиус которых примерно на 20% больше атомного радиуса элемента матрицы. В этом случае атом примеси занимает центральное положение между двумя вакансиями, создавая вокруг себя растягивающие напряжения (см. рис. 14). Взаимодействуя с межузлом атом примеси меняет знак дилатации и

становится более склонным к взаимодействию с вакансией. Обладая малой подвижностью и большим радиусом захвата, такие комплексы могут быть эффективными центрами рекомбинации вакансий и межузлий при облучении.

Таким образом, введение примеси ионной имплантацией приводит к образованию систем существенно отличных от подобных при растворении в условиях равновесия. Представляется целесообразным рассмотреть критерии и физические представления о влиянии радиационных повреждений на местоположение внедренной примеси.

Турошем с сотрудниками был выполнен ряд исследований [15-17], направленных на выяснение физики процессов, обуславливающих то или иное местоположение имплантированных элементов в решетке твердого раствора. Было показано [9], что основным термодинамическим параметром, определяющим местоположение имплантированной примеси, является теплота растворения. Этот параметр уже рассматривали Miedema с сотрудниками [41, 42], когда предпринимали попытки усовершенствования критериев, разработанных для равновесных систем, и применения их к ионно-имплантированным системам. Была введена система, базирующаяся на полуэмпирической теории теплоты образования сплава $\Delta H_f = \Delta H_{soe}^+ + \Delta H_{size}$, где ΔH_{soe}^- теплота растворения [59], а ΔH_{size} [31, 30] - энергия, обусловленная несоответствием размеров атомов матрицы и примеси.

Miedema проанализировал около 500 металлических сплавов, составленных из более чем 50 металлических элементов и установил общее правило в изменении знака ΔH_f : если упорядоченные фазы существуют при низкой температуре, ΔH_f имеет отрицательный знак, если упорядоченные фазы не образуются и растворимость не обширна, ΔH_f имеет положительный знак. На основании анализа этих данных Турошем с сотрудниками был сделан вывод, что из двух слагаемых, входящих в ΔH_f , определяющим является ΔH_{soe} .

Для иллюстрации вышесказанного на рис. 15 представлена зависимость фракции замещения f_s элементов, имплантированных в ванадий, от ΔH_{soe} . Из рисунка видно, что фракция замещения ближе к 1 для элементов с $\Delta H_{soe} < 0$ или малыми положительными значениями, а для элементов с $\Delta H_{soe} > 0$ f_s падает практически до нуля. Приведенная зависимость подтверждает вывод Miedema.

Однако в работах [53, 54] было обнаружено, что резкое снижение f_s для элементов с $\Delta H_{soe} > 0$ наблюдается в определенных экспериментальных условиях.

5. МЕСТОПОЛОЖЕНИЕ В РЕШЕТКЕ ЭЛЕМЕНТОВ С ПОЛОЖИТЕЛЬНОЙ ТЕПЛОТОЙ РАСТВОРЕНИЯ

В работе [53] было показано, что замещающая фракция нерастворимых элементов (для которых $\Delta H_{\text{сое}} > 0$) сильно зависит от температуры подложки при облучении.

На рис. 16 представлена зависимость от температуры облучения фракции замещения f_s для нескольких элементов, имплантированных в различные материалы (ванадий, алюминий, железо) до концентраций 0,1...0,2 ат.%. Как видно (см. рис. 16), при $T_{\text{обл}} < 100$ К наблюдается практически неизменное и существенно больше 0 значение f_s , в то время как при $T=293$ К - резко уменьшается фракция замещения. Для некоторых элементов (рис. 17 и табл. 3,4,5) уменьшение фракции замещения происходит уже при температурах ~ 77 К. Например, при $T=5$ К f_s для Pb в Al составляет 0,75, а при 77 К - 0,55.

Поскольку для большинства металлов при $T \sim 100$ К вакансии неподвижны, снижение f_s не может быть объяснено захватом примесью оводномигрирующих вакансий. С другой стороны, так как среднее расстояние между примесями ~ 3 нм, а диффузия при этих температурах незначительна, снижение f_s не может быть обусловлено образованием примесного преципитата. Кроме того, фракция незамещающих атомов не зависит от концентрации примесей в пределах 0,02...0,3 ат.%, т.е. вплоть до верхнего предела, при котором происходит уже образование преципитатов. В работе [9] было высказано предположение, что наблюдаемый во многих работах эффект - уменьшение фракции замещения f_s с ростом $\Delta H_{\text{сое}}$ обусловлен захватом вакансии примесью уже во время прохождения охлаждающей фазы каскада столкновений с вероятностью, которая растет с увеличением $\Delta H_{\text{сое}}$. Захват вакансий примесями в каскаде наблюдался методом аннигиляции позитронов для систем AlZn при 80 К [53] и FeZn [54] при 100 К.

Таким образом, базовым механизмом, определяющим местоположение примеси в решетке металла, является спонтанная рекомбинация примеси с решеточной вакансией в фазе релаксации (фаза II) каскада столкновений, что приводит к размещению примеси в замещающем положении. Реальный механизм, вызывающий снижение концентрации примеси, находящейся в положении замещения - это смещение примеси большого размера из ее замещающего положения в результате взаимодействия с дополнительной вакансией.

Таблица 3
Фракция замещения f_s для различных элементов,
имплантированных в Al при 5, 77 и 293 К

Импла- нтиро- ванный эле- мент	ΔH_{soe} , кДж/моль	ΔH_{size} , кДж/моль	f_s , 5К	f_s , 77К	f_s , 293К	Концентрация, ат.%
Ga	3,70	3,15	-	1,00	0,87	0,75...I,35
Cd	14,23	6,08	1,00	0,94	0,14	0,20...II,7
Hg	17,04	6,70	-	0,79	-	0,05...0,10
Sb	11,08	28,36	-	0,73	0,11	0,45...0,51
(Kz)	36,03	7,27	0,49	0,47	-	0,20
In	30,32	19,70	-	0,83	0,07	0,10...I,10
(Xe)	43,67	16,44	-	0,33	-	0,20
Pb	48,73	40,13	0,76	0,57	0,02	0,06...I,03
Ba	135,12	71,05	-	0,02	-	0,10...I,50
Cs	153,42	68,56	0,03	0,00	0,13	0,03...0,20

Таблица 4
Фракция замещения f_s для различных элементов,
имплантированных в Fe при 77 и 293 К

Импла- нтиро- ванный эле- мент	ΔH_{soe} , кДж/моль	ΔH_{size} , кДж/моль	f_s , 77К	f_s , 293К	Концентра- ция, ат.%
Au	37	32	1,0	0,65...I	0,1...7
Sn	56	82	-	0,85	-
Sb	57	72	1,0	0,9	0,1
Hg	105	25	1,0	0,9	0,1
Bi	146	91	0,92	0,7	0,1
Pb	159	4	0,96	0,83	0,1
Ba	243	144	0,6	0,0	0,1
(Xe)	259	25	0,65	0,45	0,1
Cs	518	91	0,41...0,1	0,0	0,1...0,3

Таблица 5

Фракция замещения f_s для различных элементов, имплантированных в V при 5, 77 и 293 К

Имплантированный элемент	ΔH_{soe} , кДж/моль	ΔH_{aire} , кДж/моль	f_s , 5К	f_s , 77К	f_s , 293К
Se	- 200	0,17	-	-	1,0
As	- 161	9	-	-	1,0
Te	- 115	62	-	-	1,0
Ac	- 86	11	-	-	1,0
γ	- 41	49	-	-	1,0
Sn	- 4	54	-	-	1,0
Bi	- 57	66	1,0	-	1,0
Pb	- 88	66	-	-	1,0
Ce	- 126	53	0,73	0,73	0,1...0,4
La	- 190	75	0,58	0,56	0,08
(Xe)	- 335	21	0,57	-	(0,48)
Ba	- 384	120	0,45	0,45	0,0
Cs	- 680	80	0,65	0,4	0,0

Энергия связи вакансии с примесным атомом очень низка и составляет (0,1...0,3 эВ). Предполагается, что в простейшем виде моновакансия, присоединяющаяся к примесному атому в замещающем положении, находится в ближайшем соседнем положении вдоль направления $\langle 110 \rangle$ для ГЦК- и $\langle 111 \rangle$ для ОЦК-металлов.

Итак примеси, не растворимые в материале при равновесных условиях, но введенные в него методом ионной имплантации, занимают в решетке местоположения, определяемое по крайней мере тремя процессами: спонтанной рекомбинацией атома примеси с вакансией в пределах фазы релаксации каскада столкновений; захвата дополнительных вакансий в пределах фазы охлаждения каскада и захвата мигрирующих вакансий при температурах выше III стадии возврата.

Если количество подвижных вакансий достаточно большое, происходит захват нескольких вакансий атомом примеси. Увеличение числа захваченных вакансий приводит к преобразованию комплекса в дислокационную петлю. Различные комплексы вакансия+примесь в ГЦК-металлах приведены на рис. 18.

6. АНОМАЛЬНАЯ КОНЦЕНТРАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ФРАКЦИИ ЗАМЕЩЕНИЯ

Интересный эффект наблюдался для некоторых систем с ограниченной растворимостью примесей (энергия растворения меньше 100 кДж/моль). Было отмечено, что фракция замещения некоторых элементов, имплантированных при 293 К, увеличивается с ростом дозы облучения, в то время, как обычно, $f_s \sim I$ при малой концентрации внедренной примеси и уменьшается практически до 0 при высокой концентрации, когда образуются преципитаты.

Аномальное увеличение фракции замещения связано с образованием петель дислокаций и захватом излишка вакансий на эти петли [9]. Это дает возможность примесным атомам снова занять регулярные положения в решетке. В общем случае уменьшение энергии связи комплекса примесь-вакансия по сравнению с соответствующей энергией связи вакансии с центром захвата и рост концентрации центров захвата приводят к увеличению f_s .

7. МЕСТОПОЛОЖЕНИЕ В РЕШЕТКЕ ЭЛЕМЕНТОВ С ОТРИЦАТЕЛЬНОЙ ТЕПЛОТОЙ РАСТВОРЕНИЯ

Систематических данных по этому вопросу мало. Однако некоторые общие закономерности можно отметить. Системы матрица + примесь с ΔH_{soe} в пределах - 100 ... 0,07 кДж/моль и малым ΔH_{size} образуют пересыщенные твердые растворы независимо от температуры облучения. В этом случае имплантированные примеси занимают предпочтительно замещающие положения в решетке (табл. 6), хотя в равновесных условиях для подобных сплавов наблюдается междоузельное положение атома примеси в конфигурации смешанная гантель. Высокая фракция замещения может быть результатом образования в процессе облучения конкурирующих центров захвата (СМА). Такими конкурирующими центрами могут быть кластеры из междоузельных атомов, которые являются ненасыщаемыми ловушками для СМА и, таким образом, препятствуют образованию смешанных гантелей. При средних отрицательных значениях ΔH_{soe} и особенно при увеличении ΔH_{size} примеси наблюдаются в регулярных междоузельных положениях вследствие образования различных конфигураций точечный дефект-примесь. Большие отрицательные значения ΔH_{soe} способствуют образованию различных комплексов примесь + СМА.

Таблица 6

Фракция замещения f_s для различных элементов, имплантированных в Ас при 5,77 и 293 К

Имплантированный элемент	ΔH_{sol} , кДж/моль	ΔH_{site} , кДж/моль	f_s , 5 К	f_s , 77К	f_s , 293 К
Mo	- 20	1,7	-	-	1,0
Ag	- 22	0,14	-	0,93	0,96
Mn	- 70	5	-	-	0,96
Au	- 92	0,3	0,93	0,68	0,7
Pd	-186	2,3	0,87	0,75	0,5
Se	-163	0,0	0,34	0,0	- 0,24
Bz	-401	0,3	-	-	- 0,09
Cu	- 32	14	-	0,82	0,73
Ce	- 35	21	-	-	0,94
Ni	- 81	28	-	-	0,51
Co	- 67	30	0,56	0,55	0,3
Cl	- 44	35	-	0,45	- 0,04
Te	- 79	42	-	-	0,0
Za	- 160	52	-	-	0,0
Sz	- 125	75	-	-	0,05±0,02
Ba	- 108	95	0,0	0,0	- 0,17

8. В В В О Д Ы

Метод ОРКИ, обладая уникальными возможностями в определении профиля распределения радиационных дефектов и местоположения внедренной примеси, может быть полезен при решении многих вопросов фундаментальной радиационной физики твердого тела и имплантационной металлургии.

Обобщение данных, имеющихся в литературе и полученных авторами, по вопросу местоположения имплантированных примесных атомов в решетке матрицы, показало, что несмотря на соответствие некоторых полученных результатов критериям (Кл-Розери, Даркен-Гарри и др.), разработанным для равновесных систем, большинство данных по местоположению имплантированной примеси не соответствует этим критериям.

Одним из основных термодинамических параметров, определяющих местоположение имплантированной примеси, является теплота растворения ΔH_{sol} .

Местоположение атомов примеси, не растворимых в матрице в равновесных условиях (и имеющих $\Delta H_{\text{Soe}} > 0$), при введении их в материал методом ионной имплантации определяется, по крайней мере, тремя процессами: спонтанной рекомбинацией примесей с вакансией в пределах фазы релаксации каскада столкновений, захватом дополнительных вакансий в течение фазы охлаждения каскада и, наконец, захватом мигрирующих вакансий при температурах выше температуры стадии III.

Уменьшение фракции замещения с ростом дозы, температуры облучения и отжига обусловлено смещением атома примеси из замещающего положения в результате взаимодействия с дополнительной вакансией.

Элементы с отрицательной теплотой растворения занимают в решетке в основном междоузельные положения, образуя смешанные гантели. Примеси с $\Delta H_{\text{Soe}} \sim 100$ кДж/моль занимают замещающие положения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Proceeding of the conference "Ion beam modification of materials"//Rad. Eff., 1980, vol. 48, p. 1-563.
2. Proceedings of the Eighth International Conference on "The application of accelerators in research and industry" (Nov. 1984) //NIM in Phys. Res., 1985, vol. B10/11, part 1, p. 1-1020.
3. Proceeding of the Fourth Intern. Conference "Ion beam modification of materials"//NIM in Phys. Res., 1985, vol. B7/8, pt 1,2, p. 1-490.
4. Proceeding of the Fourth International Conference on Radiation Effects in insulators//NIM, 1986, vol. B32, p. 1-533.
5. Proceeding of the Fifth International Conference on ion beam modification of materials//NIM in Phys. Res., 1987, vol. B19/20, p. 1-434.
6. Proceeding of the Fourth International Conference on ion beam modification of materials//NIM in Phys. Res., 1985, vol. B7/8, pt 1,2, p. 1-940.
7. Proceeding of the Ninth International Conference on the application of accelerators in research and industry// NIM in Phys. Res., 1987, vol. B24/25, pt 1,2, p. 1-1138.
8. Picraux S.T//Ann. Rev. Mat. Sci., 1986, vol. 14, p. 809-813.
9. Meyer O., Turos A. Preprint P.O.B. 3640, D-7500, Karlsruhe, FRG, 1987.
10. Дефекты в кристаллах и их моделирование на ЭВМ Л.: Наука, 1980.
11. Meyer O. Application of the Channeling Technique in Materials Research//Nucl. Phys. Meth. in Mat. Res. 1980, p. 115-128.
12. Picraux S.T. Defect trapping of gas atoms in metals// NIM, 1981, vol. 182/183, p.413-137.
13. Kaufman E.N., Buene L. Non-equilibrium structures in ion implanted metals//NIM, 1981, vol.182/183, p.327-336.
14. Was G.S., Eridon I.M., Azzam A. Metastable phase formation by ion beam mixing//NIM in Phys. Res., 1987, vol. 24/25, p. 557-561.

15. Turos A., Azzam A., Kloska M.K., Meyer O. Lattice site occupation of non-soluble elements implanted in metals// NIM in Phys. Res. 1987, vol. B19/20, p. 123-131.
16. Meyer O., Turos A. The influence of vacancy-impurity interaction on lattice site occupation of non-soluble elements implanted in iron//NIM in Phys. Res. 1987, vol. B 19/20, p. 136-139.
17. Kloska M.K., Meyer O. Lattice site occupation of oversized impurity atoms implanted in aluminium single crystals//NIM in Phys. Res. 1987, vol. B19/20, p. 140-144.
18. Толстогузская Г.Д., Рымбако В.Ф., Копанец И.Е., Неклюдов И.М., Ганн В.В. Исследование радиационных повреждений монокристаллов Ni, имплантированных ионами Xe+ //ВАЯТ, сер. ФРПИРМ. 1988, вып.5(47), с.62-64.
19. Azzam A., Meyer O. Lattice-location studies of cerium ions implanted into vanadium single crystals//Phys. Rev. 1986, vol. 34 Ni, p. 6.
20. Poate J. M. Metastable alloy formation//J. Vac. Sci. Tec., 1987, vol. 5, N5, p.1636.
21. Feldman L.S., Murnick D.E. Channeling in Iron and Lattice Location of Implanted Xenon//Phys. Rev. B. 1972, vol. 5, Ni, p. 1.
22. Anderman A., Gehman W.G. Xenon-vacancy defect clusters in copper//Phys. Stat. Sol., 1969, vol. 30, p. 283.
23. Meyer O., Azzam A. High substitutional fractions of Bi implanted in iron single crystals at 77K//NIM in Phys. Res., B18 (1987), p. 264-267.
24. Schultz H., in Point defects and defect interactions in metals, eds. Takamura I. I. et. al. (North-Holland, Amsterdam, 1982), p. 183.
25. Комаров Ф. Ф., Кумахов М. А., Ташлыков И. С. Неразрушающий анализ поверхностей твердых тел ионными пучками// Минск: изд-во "Университетское", 1987.
26. Mazzoldi P. Material characterisation using ion beams// Ed. by Thomas J. P., Carhard A. Plenum Publishing Corp. 1987. p. 429-453.
27. Meyer O., Azzam A. //Nucl. Inst. and Meth. vol. B18, 1987, p. 264-268.
28. Hume-Rothery W., Smallman R. E., Haworth C. W. Structure of Metals and Alloys //Institute of Metals, London, 1969.
29. Darken L. S., Gurry R. W. Physical Chemistry of Metals. (McGraw-Hill, New-York, 1953).
30. Pauling L. The nature of the chemical bonds. (Cornell University Press, Ithaca, 1960).
31. Miedema A. R., deChatel P. F., deBoer F.R.// Physica, B100, 1980, p. 1-53.
32. Miedema A. R., Chatel P. F. Theory of Alloy Phase Formation//L. M. Bennet Ed.(The Metallurgical Soc. of AIME, 1980, p. 344.
33. Chelicoovsky J. R. Solid solubilities in divalent alloys// Phys. Rev. 1979, vol. B19, p. 686.
34. Alonso J. A., Simozar S. Phys. Rev. 1980., vol. B22, p. 5583-5589.
35. Poate J. M., deBonte W. J., Borders J.//A. Appl. Phys. Lett., 1974, vol. 25, p. 698-701.
36. Borders J.A., Poate J. M.//Phys. Rev., 1976, vol. B13, p. 969-979.
37. Scod D. K., Dearnaley J. S. Appl. of Ion Beam to Materials, Carter G., Collington J. S., Grant W. A. Eds.(Inst. of Physics, London, 1976) p. 196.

38. Бакай А. С., Зеленский В. Ф., Матвиенко Б. В. и др. // ВАНТ, сер.: ФРП и РМ, вып. 5(26). 1983, с. 3-12.
39. Sood D. K. // Phys. Lett., 1976, vol. A68, p. 469-472.
40. Callagan P. T., Kittel P., Itone N. I., Iohuston P. D. // Phys. Rev., 1976, vol. B14, p. 3722-3731.
41. Kaufman E. N., Vlanden R., Chelicosky J. R., Phillips J. C. // Phys. Rev. Lett., 1977, vol. 39, p. 1671-1674.
42. Doyama M. // J. Nucl. Mater., 1978, vol. 69/70, p. 350.
43. Lindhard J., Scharff M. // Mat. Fys. Medd., 1963, vol. 33, N 14.
44. Winterbon K. B. Ion implantation range and energy deposition distribution (Plenum Press, New York, 1975).
45. Ганн В. В., Мамн О. В. // ВАНТ, сер. ФРП и РМ. 1979, т.1(9), с. 37-42.
46. Неклюдов И. М., Рыбалко И. М., Толстолюбская Г. Д. Эволюция профилей распределения гелия и водорода в материалах в процессе облучения и отжига: Обзор. М.: ЦНИИатоминформ, 1985.
47. Gibson J. B., Milgram M., Vineyard G. H. // Phys. Rev., 1980 vol. 120, p. 1229-1253.
48. English C. A., Jencins M. L. Proc. Int. Conf. Vacancies and Interstitials in Metals and Alloys, Berlin, Mat. Sci. Forum. 1987.
49. Turos A., Meyer O., Phys. Rev., 1986, vol. B33, p. 8829-8832.
50. King H.W. J. Mat. Sci., 1988, vol. 1, p. 79.
51. Eshelby D. J. Sol. Stat. Phys., 1956, vol. 3, p. 79-145.
52. Recknagel K., Wichert Th. Hyperfine Interactions of radioactive nuclei, Ed. Christianes J. Topic in Current Phys., 1983, vol. 31, p. 133.
53. Fleiter F., Prasad K. G. Hyp. Int., 1984, vol. 20, p. 221.
54. Weyer G., Pedersen F. T., Graun H. NIM, 1985, vol. B7/8, p. 103-108.
55. Melius C. F., Wilson W. D. Rad. Eff. 1980, vol. 53, p. 111-120.
56. Бакай А. С., Зеленский В. Ф., Неклюдов И. М. "Центры рекомбинации точечных дефектов переменной полярности" // ЖТФ. 1987, т. 57, N. 12, с. 2371-2374.
57. Бакай А. С., Ганн В. В., Зеленский В. Ф., Неклюдов И. М. "Центры рекомбинации точечных дефектов переменной полярности" // Effects of Radiation on Materials: 14-th International Symposium (volume 1), 1990, pp 623-631.

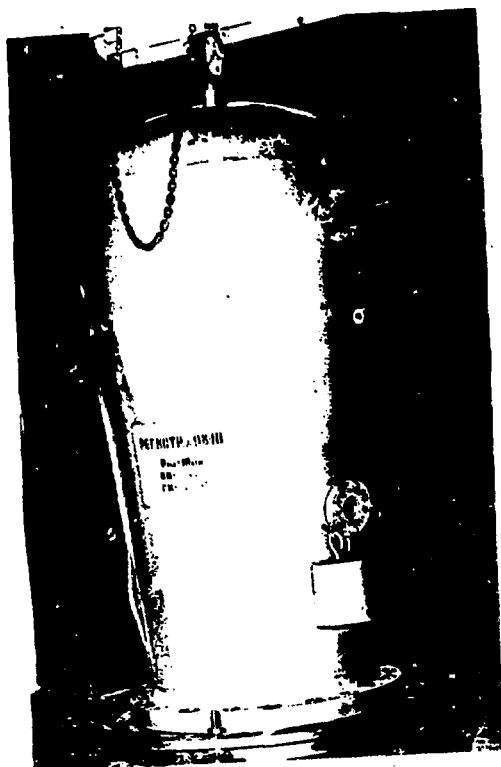
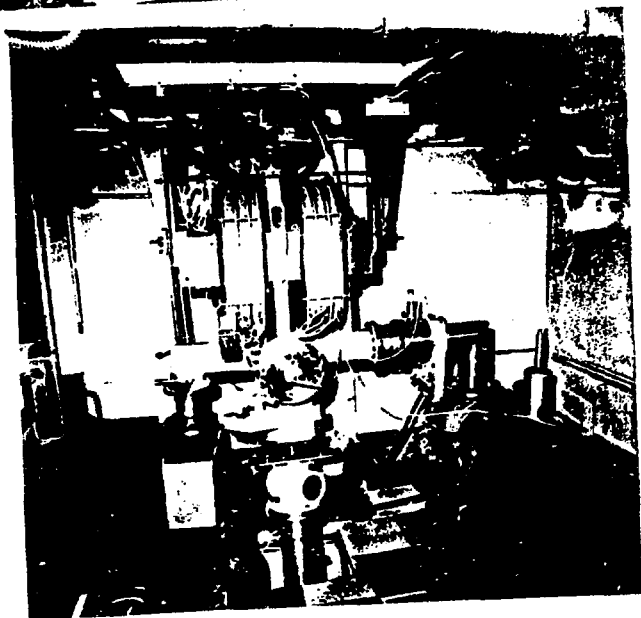


Рис. 1. Экспериментальная установка ЭСУ-2 для измерения методом обратного рассеяния каналированных ионов: электростатический ускоритель (а)

а



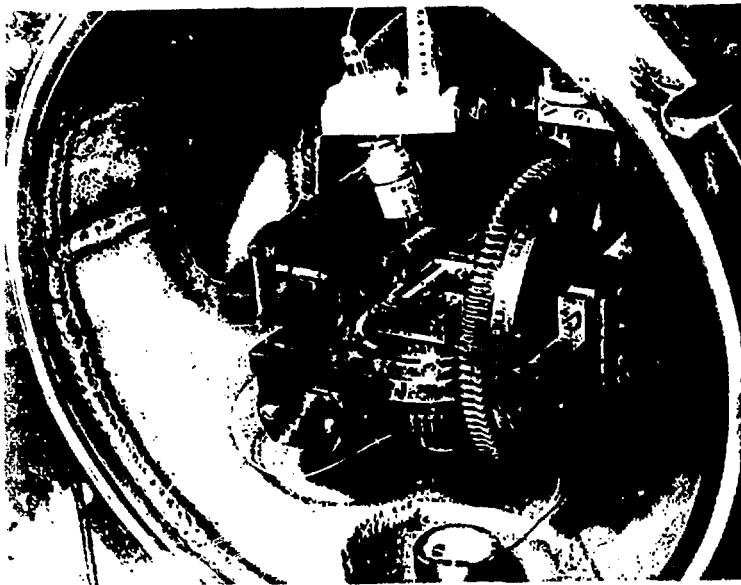


Рис.1. Экспериментальная установка ЭСУ-2: камера гониометра (б)

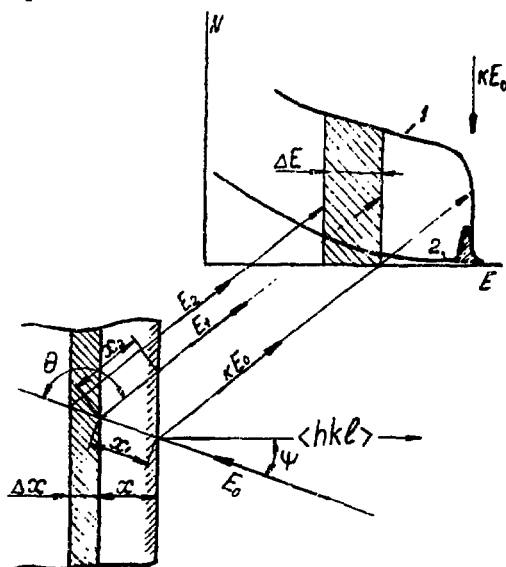


Рис.2. Энергетические спектры обратного рассеяния ионов:
 1 - выход из неориентированного кристалла;
 2 - выход из ориентированного кристалла

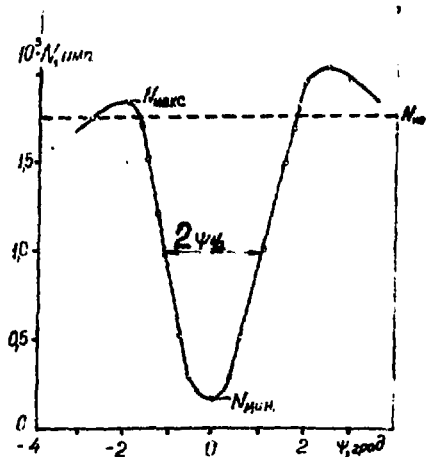


Рис.3. Выход обратно рассеянных частиц для ориентированной и неориентированной (N_{HO}) мишени в зависимости от угла наклона кристалла к пучку

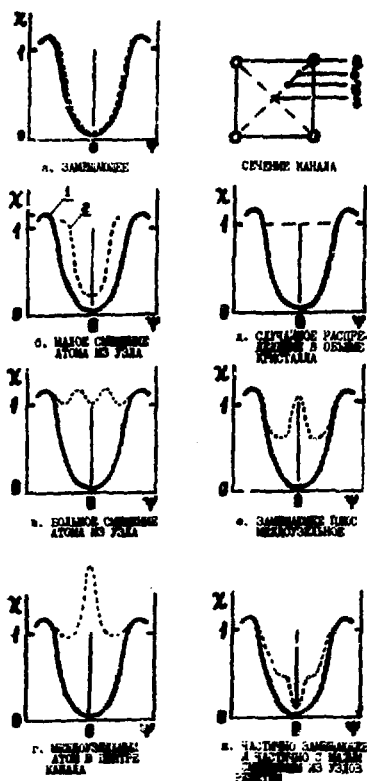


Рис.4. Угловые зависимости выхода рассеянных ионов от атомов матрицы (1) и примеси (2) при сканировании кристалла в окрестности осевого канала

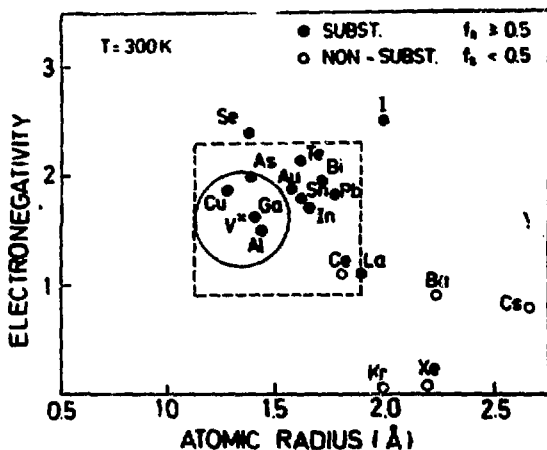


Рис.5. Зависимость фактора замещения от атомного радиуса и электроотрицательности примеси (матрица V обозначена к). Окружность - область, соответствующая критерию Км-Розери, - - - - критерий Суды [33]

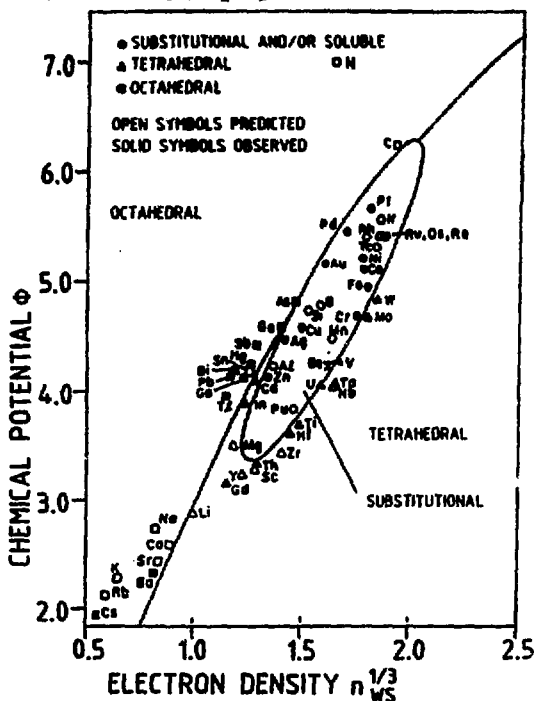


Рис.6. Местоположение примеси в матрице Be (параметры Miedema) [35]

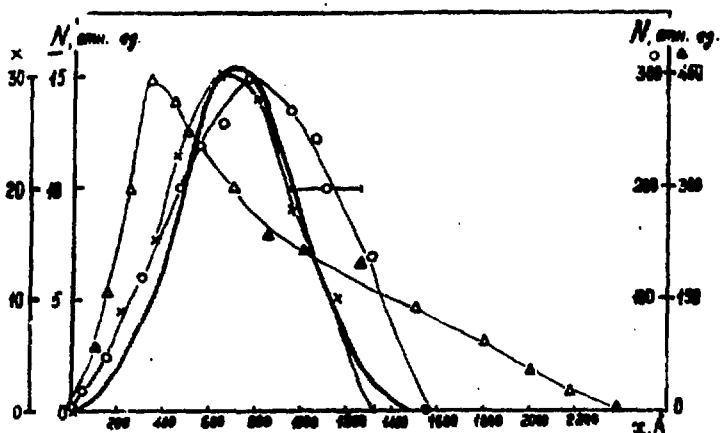


Рис. 7. Профили распределения в никеле Хе, внедренного с $E=630$ кэВ до доз $4 \cdot 10^{15}$ (x), $1 \cdot 10^{16}$ (o), $5 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ (Δ), — — теория

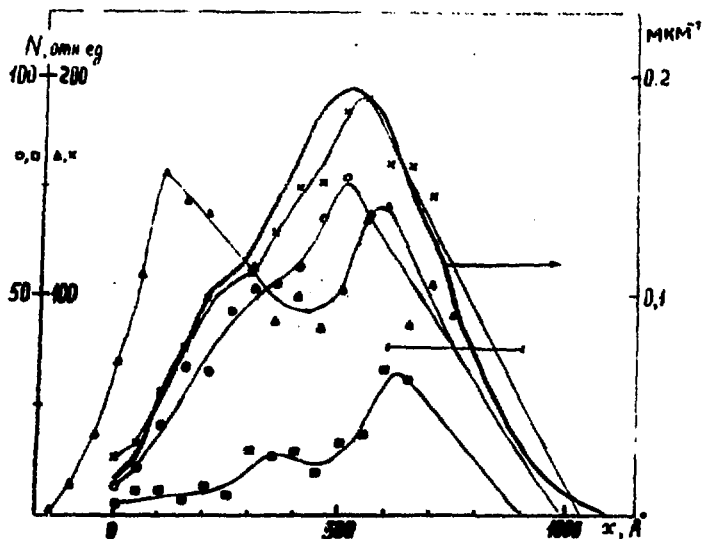


Рис. 8. Профили распределения в никеле Хе, внедренного с $E=300$ кэВ до доз $4 \cdot 10^{15}$ (□), $1,5 \cdot 10^{16}$ (o), $5 \cdot 10^{16}$ (x), $1,2 \cdot 10^{17}$ см $^{-2}$ (Δ), — — теория

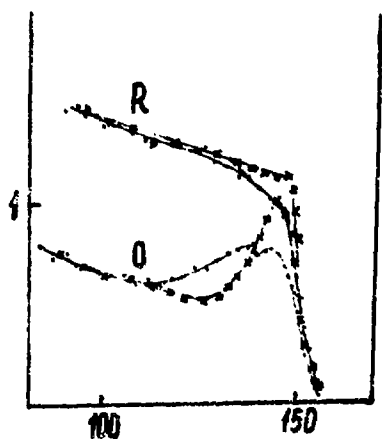


Рис.9. Энергетические спектры ОР от атомов Ni , имплантированного ионами He с $E=300$ кэВ до доз $7,5 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ (x) и $1,2 \cdot 10^{17}$ (•). O - осевые, R - случайные спектры

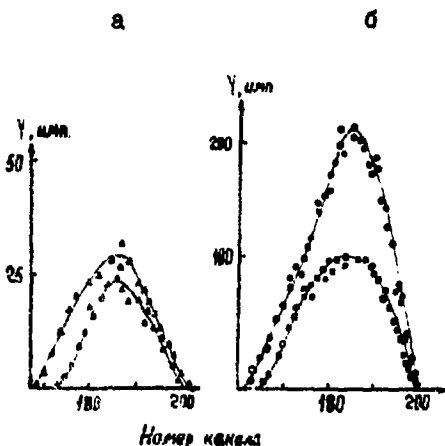


Рис.10. Энергетические спектры ОР от атомов He , внедренного в Ni с $E=630$ кэВ до доз $2 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$ (а); $(1...2) \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ (б)

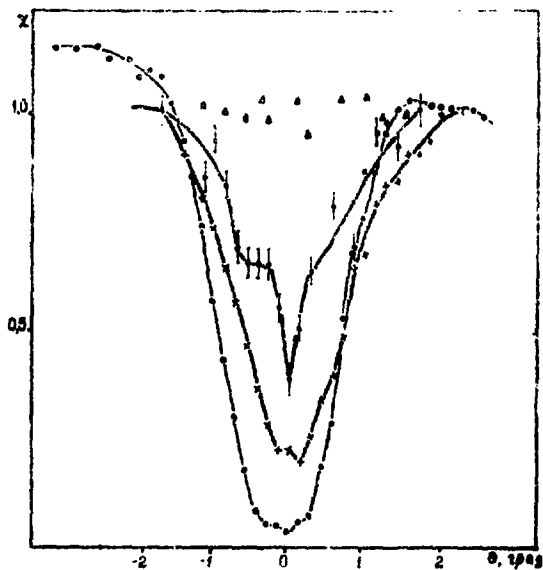


Рис.11. Угловые зависимости ОР для $Ni <110>$, имплантированного ионами He^+ с $E=630$ кэВ; • - доз. (Ni); x - $1 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$; ♯ - $4 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$, Δ - $1 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ (последние три - ОР от He)

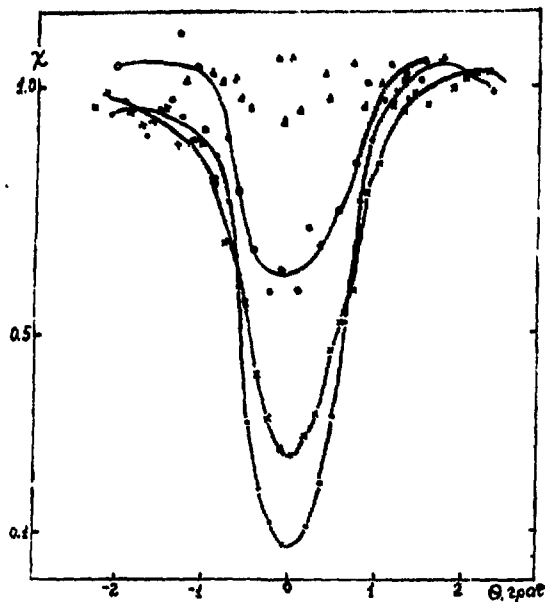


Рис.12. Угловые зависимости ОР для $Ni <100>$, имплантированного ионами He^+ с $E = 630$ кэВ. Обозначения те же, что на рис.11

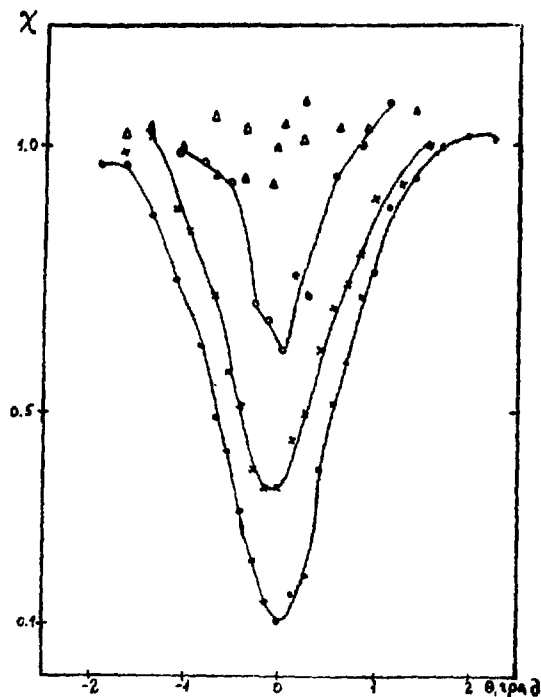


Рис.13. Угловые зависимости ОР для $Ni <111>$, имплантированного ионами He^+ с $E = 630$ кэВ. Обозначения те же, что на рис.11

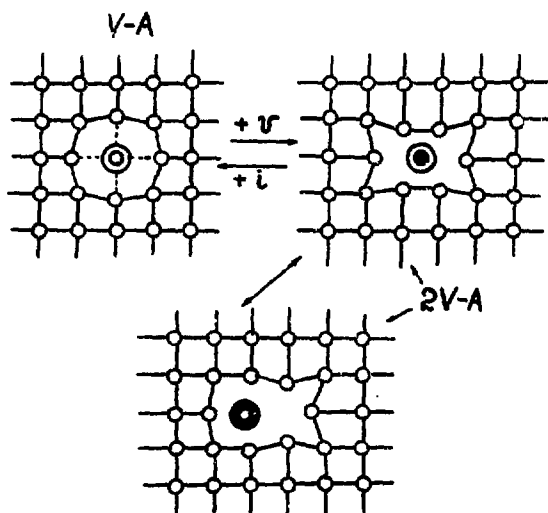


Рис. 14. Схема центров рекомбинации точечных дефектов переменной полярности, создаваемых в кристалле атомами большого радиуса

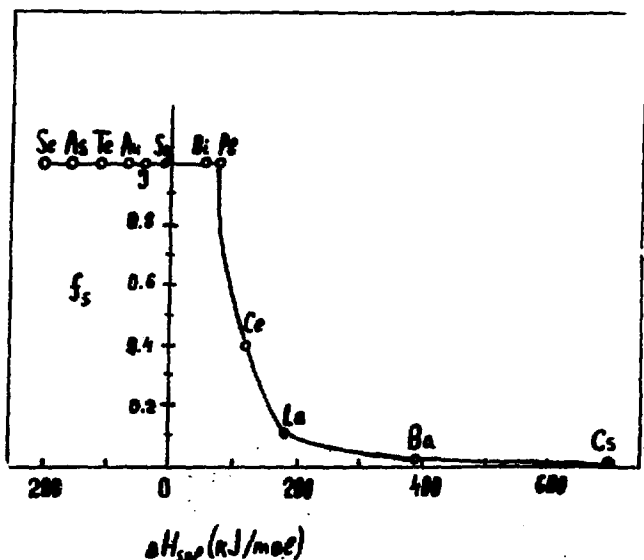


Рис. 15. Зависимость фракции замещения f_s от теплоты растворения ΔH_{sol} для элементов, имплантированных в ванадий при температуре 293 К до концентраций 0,1...0,2 ат.%

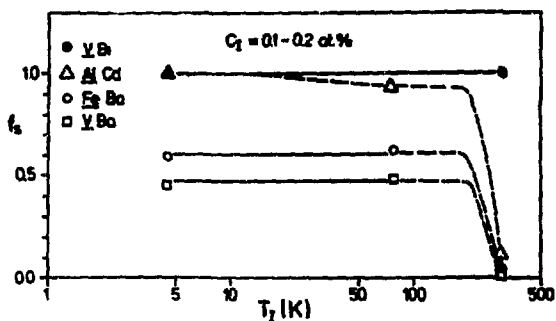


Рис.16. Фракция замещения (f_s) нескольких имплантированных систем (подчеркнута основа) в зависимости от температуры облучения (T_a), - - - изменение f_s при нагреве до 293 K

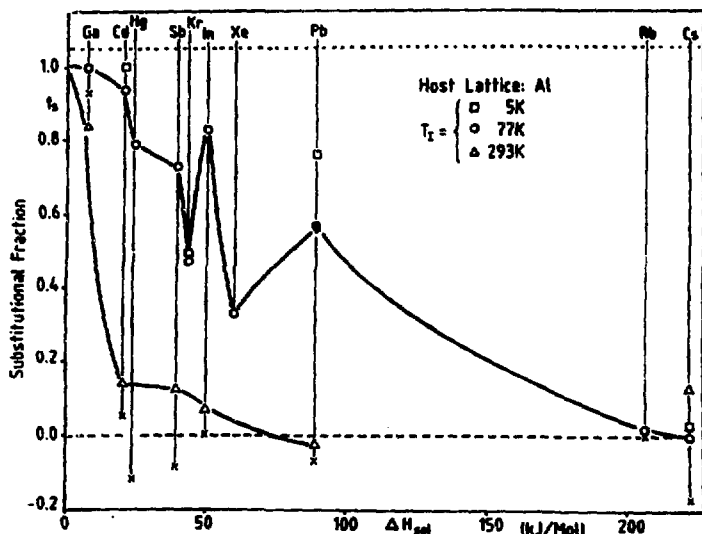


Рис.17. Зависимость фракции замещения от теплоты растворения для некоторых элементов, имплантированных в Al при разных температурах и после отжига (x) до 293 K [53]

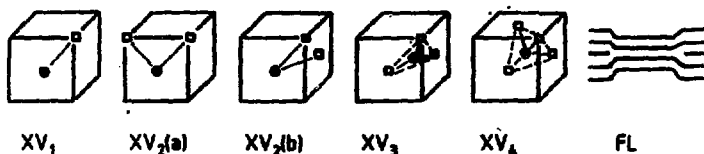


Рис.18. Конфигурация комплексов вакансий (□) + примесь (●), идентифицированных с помощью метода HFI, в ИК-металлах

Галина Дмитриевна Толстолуцкая, Виктор Федосеевич Рыбалко,
Иван Матвеевич Неклюдов, Игорь Евгеньевич Коланеп

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕСТОПОЛОЖЕНИЯ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ
В РЕШЕТКЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
МЕТОДОМ ОБРАТНОГО РАССЕЙЯНИЯ КАНАЛИРОВАННЫХ ИОНОВ

Ответственный за выпуск Л.М.Ракивненко

Редактор, корректор Т.В.Ситнянская

Подписано в печать 22.10.90. Формат 60x84/16. Бум.писч. № 1.
Офсетн.печ. Усл.п.л. 2,1. Уч.-изд.л. 1,6. Тираж 260. Заказ № 245.
Цена 3 р. 20 к. Индекс 4629.

Харьковский физико-технический институт.
310108, Харьков, ул. Академическая, 1

3 р. 20 к.

Индекс 4629

Обзор, 1991, 1-30.