

# ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

**М.И. Захарова, В.П. Тарасиков**

*АО «ГНЦ РФ-ФЭИ им. А.И. Лейпунского»*

*249033 Россия, Калужская обл., г. Обнинск, пл. Бондаренко, 1*



Изучение взаимодействия радиационных дефектов с дефектами кристаллической решетки в исходном состоянии позволяет выделить вклад каждого типа дефекта в изменение физико-механических свойств материала под облучением.

При сравнении изменения свойств металлов с решеткой ОЦК (Mo, W, V, Nb) и ГПУ (Re) найдено общее и различие в поведении их под облучением:

- кристаллы как ГПУ, так и ОЦК проявляют ориентационную зависимость свойств; при этом для ОЦК-металлов характерно увеличение размеров образца по всем кристаллографическим направлениям, для ГПУ-кристаллов вдоль направления  $\langle 0001 \rangle$ , перпендикулярного плоскости с максимально плотной упаковкой атомов, происходит сужение образца, а вдоль других направлений – расширение;
- модули упругости для металлов с решеткой ОЦК уменьшаются, для ГПУ модуль сдвига в результате облучения значительно возрастает;
- электросопротивление для металлов VI группы (Mo, W) и рения в результате облучения возрастает, для металлов V группы (V, Nb) снижается; снижение электросопротивления связывается с выходом примесных атомов внедрения на радиационные дефекты;
- для ОЦК-кристаллов релаксационные процессы протекают как в необлученных, так и облученных образцах, тогда как в ГПУ-кристаллах только облучение и послерадиационные отжиги вызывают температурную зависимость внутреннего трения (ТЗВТ) и появление релаксационного максимума вследствие изменения точечной симметрии дефекта;
- при изохронных отжигах вплоть до  $0.7 \cdot T_{пл}$  сохраняются особенности поведения, связанные с типом кристаллической решетки.

**Ключевые слова:** нейтронное облучение, тугоплавкие металлы, молибден, вольфрам, ванадий, ниобий, рений, радиационные дефекты, примесные атомы, электросопротивление, внутреннее трение, модули упругости, распухание.

## ВВЕДЕНИЕ

Изучение влияния нейтронного облучения на физико-механические свойства тугоплавких металлов и сплавов на их основе занимает одно из лидирующих мест в радиационном материаловедении [1 – 4].

Монокристаллы тугоплавких металлов являются удобным объектом для изучения стабильности кристаллической решетки, взаимодействия радиационных дефектов с примесными атомами внедрения и замещения в широком диапазоне температур.

© **М.И. Захарова, В.П. Тарасиков, 2020**

Кроме того они используются для установок прямого преобразования ядерной энергии в электрическую в качестве катодных и анодных материалов [2].

### МАТЕРИАЛЫ, УСЛОВИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовались металлы с решеткой ОЦК (молибден, вольфрам, ванадий, ниобий) и ГПУ (рений). Образцы вырезались из монокристаллических стержней зонной плавки в виде прямоугольных призм размером  $1.5 \times 1.5 \times 22$  мм, ось образца соответствовала одному из кристаллографических направлений  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$  для ОЦК и  $\langle 0001 \rangle$  для ГПУ. Отклонение кристаллографической оси от оси образца не превышало  $4^\circ$ , плотность дислокаций была не более  $2 \cdot 10^{10} \text{ м}^{-2}$ , углы разориентировок субзерен составляли  $30'' - 30'$  для молибдена и вольфрама и  $1^\circ$  для ванадия, ниобия и рения. Образцы облучались в активной зоне реактора БР-10 до флюенса  $1.14 \cdot 10^{26} \text{ н/м}^2$  ( $E > 0.1 \text{ МэВ}$ ) при температуре  $460^\circ\text{C}$  в герметично заваренных твэльных трубках. Послерadiационный отжиг облучённых образцов проводился изохронно вместе с образцами-свидетелями в контейнерах, изготовленных из тех же материалов, в вакууме  $1.33 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$  в интервале температур  $300 - 1700^\circ\text{C}$  через  $100^\circ\text{C}$  в течение одного часа.

Низкочастотное внутреннее трение и модули упругости определяли методом крутильного маятника в амплитудно-независимой области [5] до  $600^\circ\text{C}$  с погрешностью не более 2%. Электросопротивление измеряли потенциометрическим методом с погрешностью 1% для комнатной и 3.5% для азотной температур. Радиационное распухание оценивали по изменению размеров образцов с погрешностью 0.01%.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

#### Изменения физико-механических свойств при облучении

Изменения физико-механических свойств молибдена, вольфрама, ниобия, ванадия и рения в результате облучения приведены в табл. 1.

Таблица 1

#### Изменение свойств тугоплавких металлов в результате облучения нейтронами ( $1.14 \cdot 10^{26} \text{ н/м}^2$ , $E > 0.1 \text{ МэВ}$ , $460^\circ\text{C}$ )

		Электросопротивление, $\Delta\rho/\rho$ , %		Модуль сдвига, $\Delta G/G$ , %	Модуль Юнга, $\Delta E/E$ , %	Длина, $\Delta l/l$ , %	Объем, $\Delta V/V$ , %
Материал		$25^\circ\text{C}$	$-196^\circ\text{C}$	$25^\circ\text{C}$			
Молибден	$\langle 100 \rangle$	14	111	-11	-8	-	-
	$\langle 110 \rangle$	10	92	-9	-10	-	-
	$\langle 111 \rangle$	12	94	-6	-12	-	-
Вольфрам	$\langle 100 \rangle$	17	128	-2	-2	0.32	1.72
	$\langle 110 \rangle$	14	114	-2	-2	0.25	1.54
	$\langle 111 \rangle$	14	102	-4	-8	0.16	1.26
Ниобий	$\langle 100 \rangle$	-6	-21	-11	-14	1.16	4.54
	$\langle 110 \rangle$	0	-4	-9	-13	1.05	4.19
	$\langle 111 \rangle$	1	-10	-8	-12	0.65	2.70
Ванадий	$\langle 100 \rangle$	-4	-9	-9	-8	0.90	3.68
Рений	$\langle 0001 \rangle$	6	31	32	-	-0.55	0.74

Изменения поперечных размеров  $a_1$  и  $a_2$  образцов рения в результате облучения таковы:  $\Delta a_1/a_1 = 0.88$ ,  $\Delta a_2/a_2 = 0.41$ .

Как следует из таблицы, характер изменения свойств металлов с решеткой ОЦК и ГПУ различен. Для ОЦК-металлов происходит снижение модулей упругости для всех кристаллографических направлений, для ГПУ – возрастание. Наименьшие изменения модулей упругости наблюдаются у вольфрама [6]. Для молибдена и ниобия максимальные изменения модуля сдвига проявляются для ориентировки  $\langle 100 \rangle$ .

Для молибдена, вольфрама (VI группа) и рения наблюдается возрастание электросопротивления за счет облучения, а для ванадия и ниобия (V группа) – снижение. Максимальные изменения электросопротивления соответствуют ориентации  $\langle 100 \rangle$ . Изменение размеров образцов под облучением также зависит от ориентации. Для всех металлов с решеткой ОЦК эта величина является положительной, для рения вдоль направления  $\langle 0001 \rangle$  размер образца уменьшается на 0.55%, а по другим граням ( $a_1$  и  $a_2$ ) образца – увеличивается. Характер изменения размеров образцов под облучением коррелирует с величиной распухания.

#### Восстановление свойств при изохронных отжигах

На рисунке 1 представлены кривые восстановления удельного электросопротивления образцов молибдена и ванадия в процессе изохронных отжигов. Для различных кристаллографических ориентаций образцов молибдена характер восстановления электросопротивления идентичен. Однако начало отжига прироста электросопротивления для образцов с ориентацией  $\langle 111 \rangle$  смещено примерно на 200°C в сторону более высоких температур. Следует отметить, что полного восстановления электросопротивления не происходит вплоть до  $0,7T_{пл}$ , что связывается с накоплением в молибдене ниобия и циркония по ядерным реакциям [6].

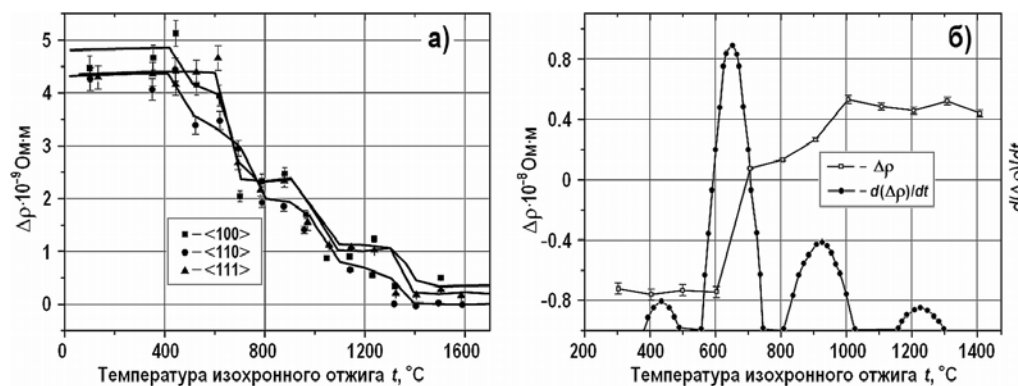


Рис. 1. Восстановление электросопротивления облученных образцов молибдена (а) и ванадия (б) при изохронном отжиге

Восстановление электросопротивления для металлов V группы показано на примере ванадия (рис. 1б). Как видно из рисунка, уровень изменения электросопротивления, вызванный облучением, сохраняется до 600°C, затем идет возрастание электросопротивления вплоть до  $0,7T_{пл}$ . Полного восстановления электросопротивления в данной области температур не наблюдается, и это может быть связано также с накоплением трансмутантов (хром, титан) [6]. Особенности изменения под облучением и восстановления при отжигах электросопротивления металлов V и VI групп обусловлены различной величиной растворимости примесей внедрения в решетках этих металлов.

На рисунке 2 приводятся кривые температурных зависимостей внутреннего трения и резонансной частоты крутильных колебаний (модуля сдвига) необлученного и облученного ниобия с ориентацией оси образца вдоль кристаллографичес-

кого направления  $\langle 111 \rangle$ .

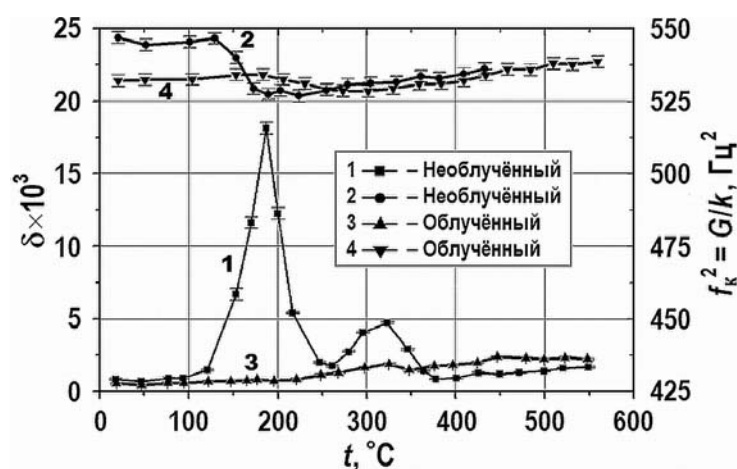


Рис. 2. Температурные зависимости внутреннего трения  $\delta$  (1, 3) и квадрата частоты крутильных колебаний  $f_k^2$  (2, 4) необлученных (кривые 1, 2) и облученных (кривые 3, 4) образцов ниобия с ориентацией  $\langle 111 \rangle$

На кривой внутреннего трения 1 наблюдается два релаксационных пика при температурах 180 и 325°C. Энергия активации процессов, соответствующих пикам при 180 и 325°C, вычислялась по формуле, взятой из работы [5]. Для первого пика энергия активации составляет 1.17 эВ, для второго – 1.52 эВ, что соответствует энергиям миграции атомов кислорода и азота в решетке ниобия. После облучения в образцах ниобия всех исследуемых ориентаций кислородный пик исчезает, а высота азотного пика значительно уменьшается, появляется широкий размытый пик (кривая 3). Аналогичная картина наблюдается и на ванадии [3].

В ОЦК-кристаллах неупругая релаксация (релаксация Снука) обусловлена атомами внедрения (кислород, азот, углерод), расположенными в октаэдрических и тетраэдрических междоузлиях. Точечная симметрия такого положения атомов внедрения является тетрагональной, что ниже кубической симметрии кристалла. Высота пика Снука пропорциональна концентрации атомов внедрения в твердом растворе и является чувствительной величиной к различным видам воздействия, в том числе к облучению ядерными частицами. Следовательно, снижение или исчезновение релаксационных пиков в процессе облучения можно связать с выходом атомов внедрения из позиций внедрения кристаллической решетки на радиационные дефекты с образованием комплексов. Как видно из кривых 2 и 4, наблюдается снижение модуля сдвига облученного образца по сравнению с необлученным, и в области существования релаксационных пиков происходит разупрочнение решетки – дефект модуля. Снижение модулей упругости при облучении также может быть связано с выходом атомов примесных элементов из твердого раствора. Аналогичные процессы протекают и в металлах VI группы.

На кривой температурной зависимости внутреннего трения (рис. 3) в области температур измерения 25 – 600°C никаких изменений не наблюдается вплоть до температуры отжига 900°C. Начиная с 1000°C проявляется температурная зависимость внутреннего трения (ТЗВТ), которая четко формируется к 1300°C и усиливается с возрастанием температуры отжига до 1500°C. С ростом температуры отжига начало подъема смещается в сторону более низких температур. В необлученных образцах ТЗВТ не проявляется, поскольку в ГПУ-кристаллах отдельные точечные дефекты (собственные и примесные) вызывают, в основном, деформации с тригональной симметрией. Такие дефекты (упругие диполи) выстроены вдоль

оси «с», и они не вызывают рассеяния упругой энергии. Наблюдаемый подъем внутреннего трения в облученных кристаллах рения является, по-видимому, началом релаксационного пика, который может возникнуть в облученных образцах вследствие появления новых дефектов с понижением точечной симметрии дефекта относительно его локализации в матрице.

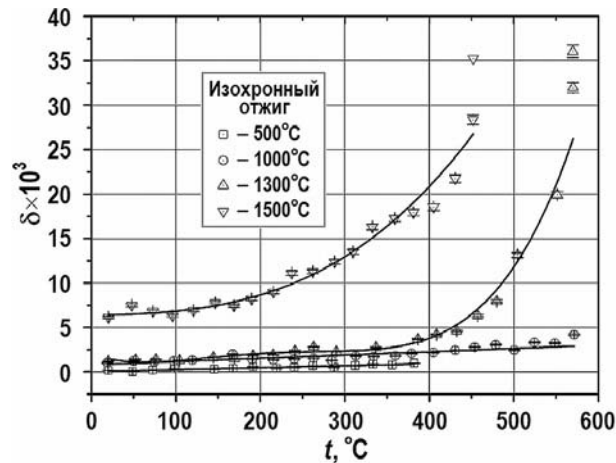


Рис. 3. Температурная зависимость внутреннего трения  $\delta$  облученного рения для различных температур изохронного отжига

Приведенные на рис. 3 зависимости внутреннего трения облученного рения для различных температур изохронного отжига можно описать выражениями:

- для 500°C с аналитической среднеквадратичной погрешностью  $0.1 \cdot 10^3$

$$\delta = (0.035 + 0.00223t) \cdot 10^3; \quad (1)$$

- для 1000°C со среднеквадратичной погрешностью  $0.39 \cdot 10^3$

$$\delta = (0.645 + 0.00443t) \cdot 10^3; \quad (2)$$

- для 1300°C со среднеквадратичной погрешностью  $1.77 \cdot 10^3$

$$\delta = (3.745 - 0.0955t + 9.0875 \cdot 10^{-4}t^2 - 2.9566 \cdot 10^{-6}t^3 + 3.1731 \cdot 10^{-9}t^4) \cdot 10^3; \quad (3)$$

- для 1500°C со среднеквадратичной погрешностью  $2.18 \cdot 10^3$

$$\delta = (5.054 + 0.039t - 2.112 \cdot 10^{-4}t^2 + 5.374 \cdot 10^{-7}t^3) \cdot 10^3, \quad (4)$$

где  $\delta$  – внутреннее трение;  $t$  – температура измерения, °C.

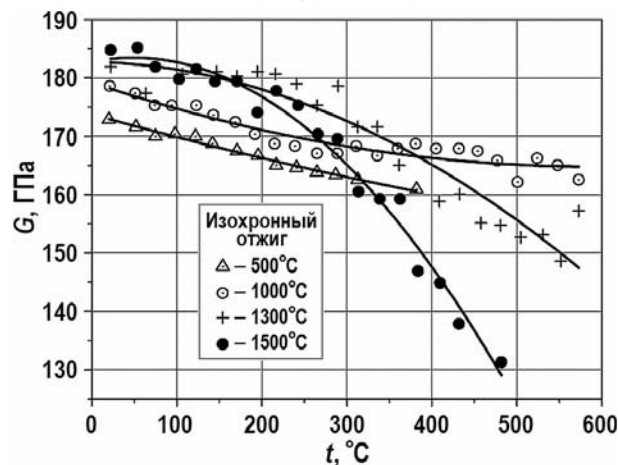


Рис. 4. Температурная зависимость модуля сдвига  $G$  облученного рения для различных температур изохронного отжига

Как было показано ранее на примере металлов с ОЦК-решеткой, в облученных кристаллах формируются сложные комплексы радиационных дефектов с участием атомов внедрения. Подобные процессы могут протекать под облучением и в ГПУ-кристаллах. Релаксационные пики от пары *атом кислорода - атом замещения* наблюдали в гафнии и титане, имеющих также решетку ГПУ. Такая интерпретация ТЗВТ согласуется с температурным ходом модуля сдвига (рис. 4) – в области формирующегося релаксационного пика (см. рис. 3) происходит явное снижение величины модуля сдвига при тех же температурах изохронного отжига.

Приведенные на рис. 4 зависимости модуля сдвига облученного рения при различных температурах изохронного отжига можно описать выражениями:

– для 500°C со среднеквадратичной погрешностью 0.5 ГПа

$$G = 173.8 - 0.041t + 1.58 \cdot 10^{-5}t^2; \quad (5)$$

– для 1000°C со среднеквадратичной погрешностью 1.5 ГПа

$$G = 179.2 - 0.049t + 4.16 \cdot 10^{-5}t^2; \quad (6)$$

– для 1300°C со среднеквадратичной погрешностью 3.8 ГПа

$$G = 182.8 - 0.0033t - 1.018 \cdot 10^{-4}t^2; \quad (7)$$

– для 1500°C со среднеквадратичной погрешностью 2.6 ГПа

$$G = 182.8 + 0.028t - 2.895 \cdot 10^{-4}t^2, \quad (8)$$

где  $G$  – модуль сдвига, ГПа;  $t$  – температура измерения, °C.

Температурная зависимость внутреннего трения образцов ниобия с ориентацией осей образцов вдоль кристаллографического направления  $\langle 111 \rangle$  для ряда температур изохронного отжига представлена на рис. 5а. При отжиге от 300 до 700°C происходит рост второго и возрастание смещения третьего пика в область более высоких температур. Рост второго пика заканчивается при 800°C, и в дальнейшем он не трансформируется. Третий пик растет до температуры отжига 700°C, а в области температур 800 – 1000°C он полностью исчезает. Начиная с 800°C проявляется и резко возрастает кислородный пик, рост которого, в основном, завершается при температуре 1000°C, и при той же температуре полностью исчезает третий пик. Далее до 1700°C идет рост кислородного пика с меньшей скоростью.

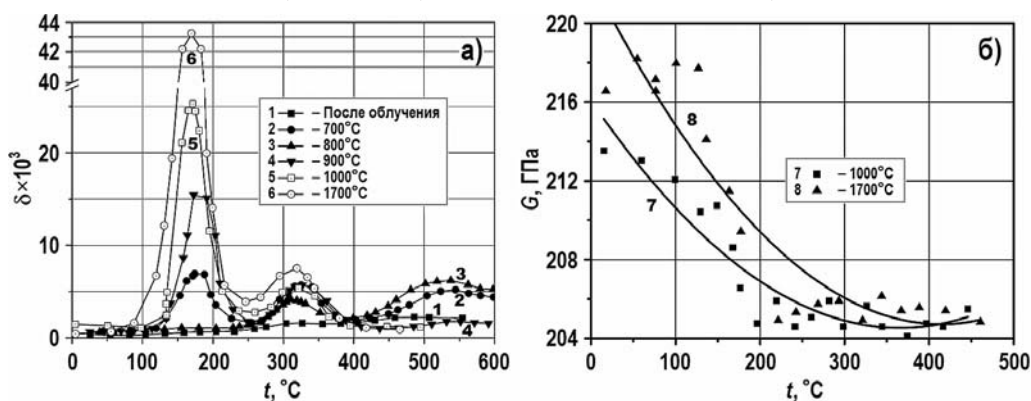


Рис. 5. Зависимости параметров образцов ниобия с ориентацией  $\langle 111 \rangle$  от температур изохронного отжига: а) – внутреннее трение  $\delta$ ; б) – модуль сдвига  $G$

На рисунке 5б приведена температурная зависимость модуля сдвига  $G$  образцов ниобия (ориентация  $\langle 111 \rangle$ ) для различных температур изохронного отжига. С ростом величины релаксационного пика возрастает дефект модуля.

Анализ восстановления спектра внутреннего трения в ниобии при изохронных отжигах показывает, что основной вклад в формирование сложных радиационных ком-



плексов вносят атомы кислорода. Энергия активации отжига дефектов, соответствующих третьему пику, составляет 1.73 эВ. Тогда с учетом энергии активации миграции атомов кислорода (1,17 эВ) энергия связи комплекса составит 0.56 эВ. В ванадии восстановление внутреннего трения при изохронных отжигах протекает аналогично [3].

Сравнение кривых восстановления спектра внутреннего трения и электросопротивления показывает, что в ванадии первая группа дефектов фиксируется только по возврату электросопротивления с энергией активации 1.56 эВ. Процесс восстановления свойств в интервале 480 – 850°C протекает с энергией активации 1.68 эВ. Учитывая, что при этом наблюдается возврат пика Снука в положение, соответствующее кислородному пику, можно считать, что на этом этапе происходят разрыв комплексов *кислород - радиационный дефект* и миграция атомов кислорода в позиции внедрения кристаллической решетки. Энергия активации миграции атомов кислорода в ванадии равна 1.26 эВ, следовательно, энергия связи комплекса равна 0.42 эВ. В интервале 820 – 1200°C идет дальнейшее восстановление пика Снука, наблюдается появление азотного пика. Энергия активации этого процесса – 2.12 эВ. Энергия активации миграции атомов азота 1.47 эВ, отсюда энергия связи комплекса *азот - радиационный дефект* составляет 0.65 эВ.

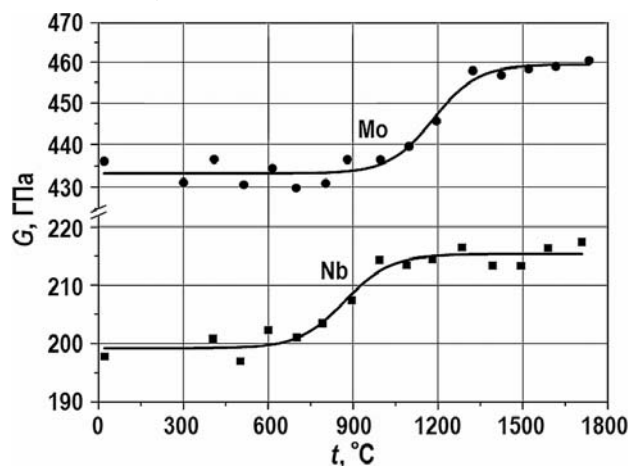


Рис. 6. Зависимость величины модуля сдвига облученных образцов ниобия и молибдена от температуры изохронного отжига

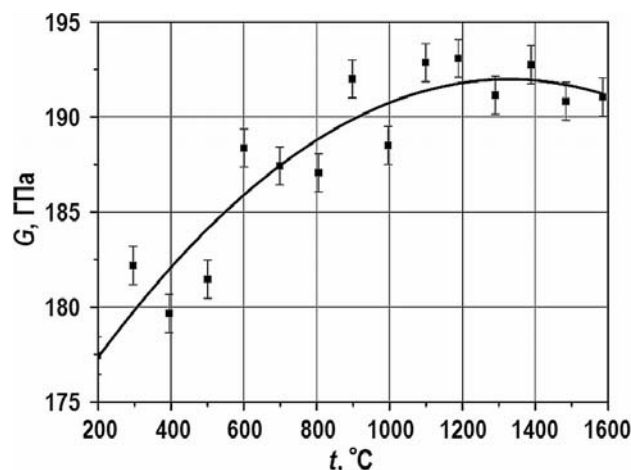


Рис. 7. Зависимость величины модуля сдвига облученных образцов рения от температуры изохронного отжига

На рисунках 6, 7 представлены кривые восстановления модулей сдвига при изохронных отжигах в ниобии, молибдене и рении. Анализ этих зависимостей показы-

вает, что в ОЦК-кристаллах происходит ступенчатое восстановление модулей при изохронных отжигах облученных образцов (см. рис. 6), тогда как для ГПУ-кристаллов (рений) температурная зависимость модуля сдвига ведет себя иначе (см. рис. 7). После облучения, как отмечалось ранее, модуль сдвига образцов рения возрастает от 125 до 164 ГПа.

Приведенные на рис. 6 зависимости модуля сдвига облученных образцов ниобия и молибдена от температуры изохронного отжига можно описать следующими выражениями:

- для ниобия со среднеквадратичной погрешностью 1,8 ГПа

$$G = 215.3 - 16.16 / (1 + \exp((t - 870.75)/81.59)); \quad (9)$$

- для молибдена со среднеквадратичной погрешностью 2,4 ГПа

$$G = 459.5 - 26.28 / (1 + \exp((t - 1186.62)/78.96)), \quad (10)$$

где  $G$  – модуль сдвига, ГПа;  $t$  – температура изохронного отжига, °С.

Приведенную на рис. 7 зависимость величины модуля сдвига облученных образцов рения от температуры изохронного отжига со среднеквадратичной погрешностью 1,0 ГПа можно описать выражением

$$G = 171.7 + 0.031t - 1.51 \cdot 10^{-5}t^2, \quad (11)$$

где  $G$  – модуль сдвига, ГПа;  $t$  – температура изохронного отжига, °С.

Кроме того облучение как для ОЦК-, так и ГПУ-кристаллов приводит к снижению фона внутреннего трения по сравнению с исходными значениями, что свидетельствует о значительном уменьшении подвижности дефектов различной природы в процессе облучения, а для рения снижение фона внутреннего трения происходит более чем на порядок.

Для рения при изохронном отжиге до 1100°С модуль сдвига дополнительно подрастает относительно величины модуля облученного образца до отжига. При дальнейшем повышении температуры величина модуля сдвига практически не изменяется. Хотя, как видно из рис. 8, в области температур 1300 – 1600°С наблюдается ТЗВТ. Такое поведение модуля сдвига с учетом появления ТЗВТ, ненаблюдаемой в исходных образцах, свидетельствует о том, что при облучении и пострadiaционном отжиге ГПУ-кристаллов в них происходит перестройка дефектной структуры с участием примесных атомов, приводящая к изменению точечной симметрии дефекта по отношению к симметрии матрицы.

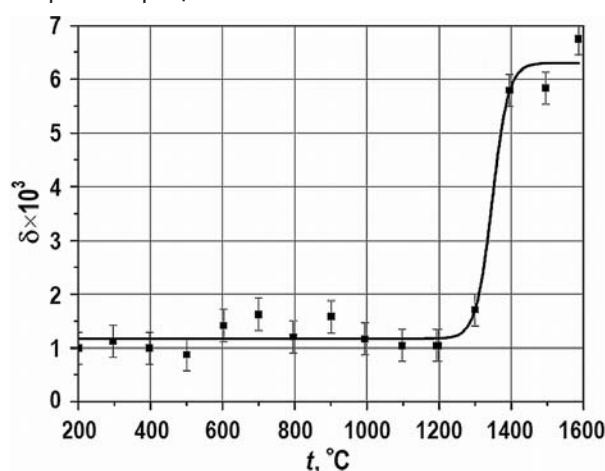


Рис. 8. Зависимость величины внутреннего трения облученных образцов рения от температуры изохронного отжига

Приведенная на рис. 8 зависимость внутреннего трения облученных образцов ре-



ния от температуры изохронного отжига со среднеквадратичной погрешностью  $0.3 \cdot 10^3$  можно описать выражением

$$\delta = (6.30 - 5.12/(1 + \exp(t - 1347)/21.86)) \cdot 10^3, \quad (12)$$

где  $\delta$  – внутреннее трение;  $t$  – температура изохронного отжига, °С.

## ВЫВОДЫ

Сравнивая изменение свойств металлов с решетками ОЦК и ГПУ, можно найти общее и различное в их поведении после облучения:

- как ГПУ-, так и ОЦК-кристаллы проявляют ориентационную зависимость свойств, при этом для ОЦК-металлов характерно увеличение размеров образца по всем кристаллографическим направлениям, а для ГПУ-кристаллов вдоль направления  $\langle 0001 \rangle$ , перпендикулярного плоскости с максимально плотной упаковкой атомов, происходит сужение образца, вдоль других направлений – расширение;
- модули Юнга и сдвига для всех металлов с решеткой ОЦК уменьшаются, для ГПУ модуль сдвига в результате облучения значительно возрастает;
- электросопротивление для металлов VI группы (Mo, W) и рения в результате облучения возрастает, для металлов V группы (V, Nb) снижается, снижение электросопротивления связывается с выходом примесных атомов внедрения на радиационные дефекты;
- для ОЦК-кристаллов релаксационные процессы протекают как в необлученных, так и облученных образцах, тогда как в ГПУ-кристаллах только облучение и послерадиационные отжики вызывают ТЗВТ и появление релаксационного максимума вследствие изменения точечной симметрии дефекта;
- при изохронных отжигах вплоть до  $0,7T_{пл}$  сохраняются особенности поведения под облучением металлов, связанные с типом кристаллической решетки.

## Литература

1. Неклюдов И.М., Воеводин В.Н., Лаптев И.Н., Пархоменко А.А. О влиянии облучения на упругие модули металлических материалов. // ВАНТ. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2014. – Вып. 2 (90). – С. 21-28.
2. Корюкин В.А., Чурин В.А. Диффузия и термоэмиссия Mo-W-эмиттеров электрогенерирующих каналов. // ВАНТ. Серия: Физика ядерных реакторов. – 2017. – Вып. 5. – С. 79-86.
3. Захарова М.И., Тарасиков В.П. Термическая стабильность радиационных эффектов в монокристаллическом ванадии. // ВАНТ. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 2018. – Вып. 4(95). – С. 4-15.
4. Блантер М.С., Дмитриев В.В., Могутнов Б.М., Рубан А.В. Взаимодействие внедренных атомов и конфигурационный вклад в их термодинамическую активность в V, Nb и Ta. // Физика металлов и материаловедение. – 2017. – Т. 118. – № 2. – С. 111-118. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0031918X17020016>.
5. Биржевой Г.А., Захарова М.И., Тарасиков В.П. Формирование комплексов атомов внедрения – замещения в ферритно-мартенситной стали ЭП-823 при различных видах термообработки. // ВАНТ. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 2019. – Вып. 2(98), С. 4-11.
6. Захарова М.И., Артемов Н.А., Богданов В.В. Влияние нейтронного облучения и отжига на модули упругости и электросопротивление монокристаллов молибдена и вольфрама. // Неорганические материалы. – 2001. – Т. 37. – № 8. – с. 931-935. DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1017979230262>.

Поступила в редакцию 31.10.2019 г.

## Авторы

Захарова Мария Ивановна, старший научный сотрудник

E-mail: [zakharovami@ippe.ru](mailto:zakharovami@ippe.ru)

Тарасиков Владимир Прокофьевич, ведущий научный сотрудник  
E-mail: tarasikov@ippe.ru; vptarasikov@mail.ru

UDC 621.039.531

## EFFECTS OF NEUTRON IRRADIATION ON PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF REFRACTORY METALS

Zakharova M.I., Tarasikov V.P.

JSC «SSC RF-IPPE n.a. A.I. Leypunsky»  
1 Bondarenko sq., Obninsk, Kaluga reg., 249033 Russia

### ABSTRACT

Investigation of interaction between radiation defects and crystal lattice defects in the initial state allows distinguishing the contribution of each type of defects in the change of physical and mechanical properties of the material under irradiation.

The following similarities and differences in the behavior of metals under irradiation were identified in the present paper by comparing evolution of the properties of metals with the b.c.c. lattice (Mo, W, V, Nb) и h.c.p. lattice (Re):

- both h.c.p. and b.c.c. crystals exhibit dependence of properties on orientation; notably, the increase in the size of the sample in all crystallographic directions is characteristic for b.c.c. metals, while narrowing of the sample along the direction  $\langle 0001 \rangle$  perpendicular to the plane with most dense packing of atoms and expansion along other directions takes place for h.c.p. crystals;
- elasticity moduli for metals with the b.c.c. lattice reduce, and shear modulus for h.c.p. metals is significantly increased under irradiation;
- electrical resistance for group VI metals (Mo, W) and rhenium increases as the result of irradiation, and that for group V metals (V, Nb) decreases. Reduction of electrical resistance is associated with the release of impurity interstitial atoms on radiation defects;
- relaxation processes for b.c.c. crystals develop both in non-irradiated and in irradiated samples, while in h.c.p. crystals only irradiation and post-irradiation annealing initiate the temperature dependence of internal friction (t.d.i.f.) and the appearance of the relaxation maximum due to the change of the point symmetry of the defect;
- specificity of behavior under irradiation of metals with different types of crystal lattice remain for isochronous annealing up to  $0.7 \cdot T_m$ .

**Key words:** neutron irradiation, refractory metals, molybdenum, tungsten, vanadium, niobium, rhenium, radiation defects, impurity atoms, electrical resistance, internal friction, elastic modulus, swelling.

### REFERENCES

1. Neklyudov I.M., Voevodin V.N., Laptev I.N., Parkhomenko A.A. On the Effect of Irradiation on Elastic Modules of Metal Materials. *VANT. Ser. Fizika Radiatsionnykh Povrezhdeniy i Radiatsionnoe Materialovedenie*. 2014, iss. 2 (90), pp. 21-28 (in Russian).
2. Koryukin V.A., Churin V.A. Diffusion and Thermal Emission of Mo-W-Emitters of Electric Generating Channels. *VANT. Ser. Fizika Yadernykh Reaktorov*. 2017, iss. 5, pp. 79-86 (in Russian).
3. Zakharova M.I. Tarasikov V.P. Thermal Stability of Radiation Effects in Single-Crystal Vanadium. *VANT. Ser. Materialovedenie i Novye Materialy*. 2018, iss. 4(95), pp. 4-15 (in Russian).

4. Blanter M.S., Dmitriev V.V., Mogutnov B.M., Ruban A.V. Interaction of Implanted Atoms and the Configuration of their Contribution to the Thermodynamic Activity in the V, Nb and Ta. *Fizika Metallov i Metallovedenie*. 2017, v. 118, no. 2, pp. 111-118. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0031918X17020016> (in Russian).
5. Birzhevoy G.A., Zakharova M. I., Tarasikov V. P. Studies of the Formation of Complexes of Atoms of Implementation - Substitution into Ferritic-martensitic steel EP-823 at Different Heat Treatment. *VANT. Ser. Materialovedenie i Novye Materialy*. 2019, iss. 2(98), pp. 4-11 (in Russian).
6. Zakharova M.I., Artemov N.A., Bogdanov V.V. The Influence of Neutron Irradiation and Annealing on the Elastic Modulus and Electrical Resistance of Single Crystals of Molybdenum and Tungsten. *Neorganicheskie Materialy*. 2001, v. 37, no. 8, pp. 931-935. DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1017979230262> (in Russian).

#### Authors

Zakharova Mariya Ivanovna, Senior Scientific Researcher

E-mail: [zakharovami@ippe.ru](mailto:zakharovami@ippe.ru)

Tarasikov Vladimir Prokofievich, Leading Researcher

E mail: [tarasikov@ippe.ru](mailto:tarasikov@ippe.ru); [vptarasikov@mail.ru](mailto:vptarasikov@mail.ru)