

УДК 621.039.531

**ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИОБИЯ,
ОБЛУЧЕННОГО НЕЙТРОНАМИ И АЛЬФА-ЧАСТИЦАМИ**^{1, 2)} Максимкин О.П.¹⁾ РГП «Институт ядерной физики» Министерства энергетики РК, Алматы, Казахстан²⁾ НИЯУ «МИФИ», Москва, Россия

В работе приведены и обсуждаются экспериментальные результаты механических испытаний и изучения изменений микроструктуры ниобия, облученного нейтронами и альфа-частицами. Обнаружены эффекты дополнительного радиационно-отжигового упрочнения, тепловыделение и запасание энергии в процессе статического растяжения. Особое внимание уделено рассмотрению зернограничной деформации и высокотемпературной пластичности материала, имплантированного гелием.

ВВЕДЕНИЕ

Ускоренное развитие ядерной энергетики сопровождается расширением круга материалов, перспективных для применения в реакторостроении. Продолжительная безопасная работа конструкционных материалов в мощных нейтронных и температурных полях предъявляет к ним повышенные требования. В связи с этим возрастает интерес к металлам и сплавам, которые обладают оптимальным сочетанием физико-механических свойств при высоких температурах и дозах нейтронного облучения. Наряду с тем все большее внимание уделяется изучению влияния заряженных частиц (например ионов гелия), способных наряду с создаваемой каскадной повреждаемостью накапливать в материале атомы газов.

Исследование поведения гелия в конструкционных материалах, используемых в ядерной энергетике, концентрируется, в основном, вокруг изучения таких вопросов, как развитие пористости, высокотемпературное радиационное охрупчивание и влияние гелия на процесс формирования дефектной структуры [1]. Предполагается, что эти проблемы встанут еще острее при эксплуатации будущих термоядерных реакторов (ТЯР), поскольку в условиях облучения в ТЯР скорость накопления гелия в материалах будет намного выше, чем в ядерном реакторе [2].

Ряд положительных физико-механических свойств, хорошая теплопроводность и термостойкость, удовлетворительная радиационная стойкость при нейтронном облучении и другие характеристики позволяют рассматривать сплавы на основе тугоплавких металлов в качестве наиболее вероятных материалов для узлов разрядной камеры энергетических термоядерных реакторов. Тем не менее к настоящему времени в литературе имеется сравнительно мало данных о влиянии нейтронного и ионного облучения на структуру, а также характеристики прочности и пластичности этих материалов [3,4]. В частности, практически отсутствуют сведения о механизмах деформации тугоплавких материалов в облученном состоянии при повышенных температурах испытания. Между тем эти вопросы имеют важное науч-

ное и прикладное значение при создании новых радиационно-стойких материалов.

В настоящей работе приведены экспериментальные результаты по установлению связи между параметрами радиационного воздействия и физико-механическими свойствами ниобия.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали плоские, размером $3,5 \times 10 \times 0,3$ мм образцы ниобия технической чистоты (99,93 %), термообработка которых заключалась в нагреве до 1470 К и выдержке при этой температуре в течение 2-х часов в вакууме $6,7 \cdot 10^{-3}$ Па. Средний размер зерна после этого отжига составил 100 мкм. Наряду с тем исследовали образцы ниобия с более мелким зерном – 3 мкм. После маркировки и измерения рабочей длины и толщины термообработанные образцы облучали в активной зоне реактора ВВР-К флюенсами нейтронов $2 \cdot 10^{17}$ и $4 \cdot 10^{21}$ н/см² ($E > 0,1$ МэВ) при плотности потока нейтронов $6,2 \cdot 10^{13}$ н/см²·сек и температуре облучения ~ 80 °С.

Часть отожженных ниобиевых образцов облучали на изохронном циклотроне У-150 ИЯФ МЭ РК альфа-частицами с начальной энергией 50 МэВ. Температура облучения не превышала 100 °С. С целью равномерного объемного легирования гелием рабочей части образцов до концентрации $1,6 \cdot 10^{-3}$ ат.% He использовалась методика, описанная в [5]. При средней скорости радиационной повреждаемости $2 \cdot 10^{-7}$ смещ/(ат.с) за время имплантации гелия (около 5 ч) степень повреждения образцов ниобия составила $4,5 \cdot 10^{-3}$ смещ/ат.

Механические испытания на одноосное растяжение со скоростью $8,3 \cdot 10^{-4}$ сек⁻¹ проводили при температуре 293 К: 1) на разрывной машине «Инстрон 1195», 2) на лабораторной установке, совмещающей микрокалориметр Кальве и миниатюрную разрывную машину, а также при 1475 К – 3) на универсальной испытательной машине ИМАШ-5с-69. При каждой температуре испытывали, как минимум, два облученных образца.

Во 2-м случае механических испытаний использование специальной термоаналитической аппарату-

ры позволило помимо диаграммы растяжения регистрировать с высокой чувствительностью ($5 \cdot 10^{-6}$ град) тепловые эффекты, сопровождающие процессы упругой и пластической деформации. В итоге определяли не только работу, затраченную на деформацию образца (A), но и рассеянное тепло (Q), латентную энергию (E_s), а также деформационные зависимости этих величин. Методика определения энергетических характеристик деформации подробно описана в [6]. Электросопротивление образцов измеряли при температуре жидкого азота потенциометрическим методом, а микротвердость определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 1 н. Точность измерения составляла 0,1 и 3 %, соответственно. Отжиги облученных и необлученных образцов проводили через каждые 10 °С в термостатированной ванне с силиконовым маслом.

Микроструктуру облученных и деформированных образцов изучали на металлографическом микроскопе MeF-2. Используя механическую шлифовку и электрополировку, добивались того, чтобы поверхность образца была гладкой, чистой и несклепанной. Электрополировку в течение 3–5 мин при температуре 0 °С проводили в электролите следующего состава: серная кислота (концентрированная) – 46 мл., плавиковая кислота (40 % р-р) – 14 мл. Режимы электрополировки: напряжение 10–15 В, ток 1–1,5 А. По окончании растяжения исследовали изменения микрорельефа и микроструктуры поверхностных слоев образцов. При этом высоту ступеньки, образующейся на границе соседних проскользнувших друг относительно друга зерен, измеряли на 200–300 границах с помощью микроинтерферометра МИИ-4. Для количественной оценки деформации, обусловленной зернограницным проскальзыванием ($E_{гр}$), и значения ее вклада в общую (внутризеренная + зернограницная) деформацию образца ($E_{общ}$) использовали выражение [7]:

$$E_{гр} = 1,6 \cdot K \cdot N \cdot (1 + E_{общ})^{1/2},$$

где K – число границ на единице расчетной длины образца, N – среднее значение высоты ступеньки межзеренного смещения.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 1 приведены диаграммы растяжения необлученных и облученных нейтронами образцов ниобия, а в таблице 1 представлены рассчитанные из них характеристики прочности и пластичности металла с величиной зерна 100 мкм.

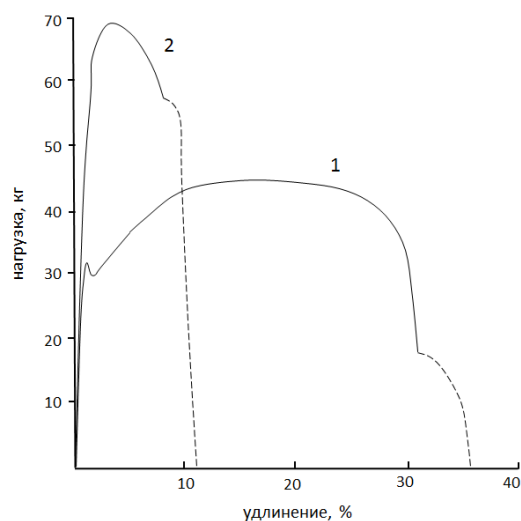
Как правило, на диаграммах «нагрузка – удлинение» наблюдали «зуб» и площадку текучести и лишь для образцов, облученных максимальной дозой $4 \cdot 10^{21}$ н/см², «зуб» исчезал. За величину $\sigma_{0,2}$, принималось значение физического предела текучести.

Результаты испытаний «на растяжение» приведены на рисунке 2. Каждая экспериментальная точка определялась как среднеарифметическое значение

измеряемой величины для 3–7 образцов. Доверительные интервалы показаны с надежностью 0,9.

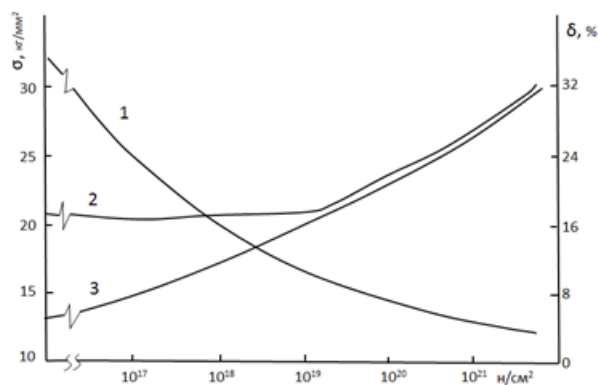
Таблица 1. Влияние нейтронного облучения на характеристики прочности и пластичности Nb с средним размером зерна 100 мкм при $T_{исп}=20$ °С

Доза, н/см ²	Кол-во образцов, шт.	$\sigma_{в}$, кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	$\delta_{общ}$, %	$\delta_{равн}$, %
Необлученный	30	20,5±0,2	13,0±0,1	36,0±0,5	24,0±0,6
$2 \cdot 10^{17}$	5	21,9±0,4	15,7±0,4	32,0±0,2	22,0±0,2
$2 \cdot 10^{18}$	7	23,2±0,8	21,0±0,3	28,0±1,0	18,0±0,4
$2 \cdot 10^{19}$	3	37,0±1,0	36,1±1,0	8,0±1,0	2,0±0,2



1 – необлуч., 2 – $2 \cdot 10^{19}$ н/см², $T_{исп}=20$ °С

Рисунок 1. Диаграммы растяжения образцов ниобия



1 – равномерное относительное удлинение; 2 – временное сопротивление разрыву; 3 – предел текучести

Рисунок 2. Зависимость механических характеристик ниобия от дозы облучения ($T_{исп}=20$ °С)

Из рисунка 2 следует, что с ростом флюенса нейтронов наблюдается значительное увеличение прочностных характеристик и уменьшение пластичности ниобия. Расчеты показали, что рост предела текучести пропорционален интегральному потоку нейтронов в степени 0,06 (рисунок 3). Разность между пре-

делом текучести σ_T и пределом прочности σ_B с увеличением дозы облучения уменьшается и исчезает при потоке $4 \cdot 10^{21}$ н/см². Установлено, что аналогично σ_T и σ_B ведет себя и макротвердость, возрастая для максимальной дозы на 65 % относительно исходного уровня.

Равномерное удлинение с ростом интегрального потока нейтронов уменьшается от 32 % для исходных образцов до 4 % для образцов, облученных дозой $4 \cdot 10^{21}$ н/см², т. е. в 8 раз. Изменение общего удлинения в зависимости от дозы носит тот же характер (на рисунке 2 не показано), его значение уменьшается с 36 до 12 %.

С целью изучения возврата механических свойств облученного ниобия образцы подвергали часовым изохронным отжигам в интервале температур 100–900 °С. После этого образцы, облученные интегральным потоком нейтронов $2 \cdot 10^{18}$ н/см², испытывались «на растяжение», а образцы, облученные до флюенсов $2 \cdot 10^{17}$, $2 \cdot 10^{18}$, $2 \cdot 10^{19}$ н/см², – на микротвердость. Испытания на растяжение показали, что в области температур отжига 180–220 °С наблюдалось дополнительное повышение предела текучести на 20–25 % и падение пластичности на 30±35 % (таблица 2).

Таблица 2. Данные по влиянию послерадиационного отжига в интервале температур 200–240 °С на механические свойства ниобия, облученного флюенсом нейтронов $2 \cdot 10^{18}$ н/см²

Состояние ниобия	Характеристика			
	σ_B , кг/мм ²	σ_T , кг/мм ²	$\delta_{общ}$, %	$\delta_{равн}$, %
Неотожженный	23,2±0,8	21,0±0,3	28,0±1,0	18,0±0,4
Отожженный	28,7±0,7	25,9±0,5	17,5±0,7	8,5±0,5

При температуре отжига около 800 °С характеристики прочности и пластичности практически полностью восстанавливались до значений, свойственных необлученному металлу.

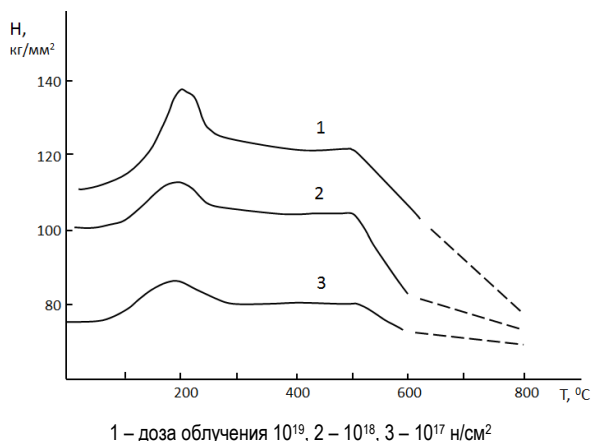


Рисунок 3. Изменение микротвердости облученного ниобия в зависимости от температуры отжига

На рисунке 3 приведены результаты влияния послерадиационных отжигов на микротвердость, значе-

ния которой усреднялись по результатам 10 ± 5 уколов.

Видно, что в температурном интервале 120–400 °С наблюдается дополнительный прирост микротвердости по сравнению с ее величиной непосредственно после облучения, причем максимум прироста приходится на область температур 150–220 °С. Абсолютная величина прироста микротвердости возрастает с увеличением интегрального потока нейтронов. Практически полный возврат микротвердости до величины, соответствующей исходному состоянию, наблюдается при температурах 800–900 °С, что соответствует по гомологической шкале 0,40–0,43 $T_{пл}$ и согласуется с температурами возврата предела текучести и удлинения.

В образцах, облученных дозой $2 \cdot 10^{18}$ н/см², электронно-микроскопическим исследованием обнаружено появление радиационных дефектов в виде дислокационных петель. Послерадиационный отжиг при 200 °С в течение часа не привел к сколько-нибудь заметным изменениям микроструктуры по сравнению с неотожженным состоянием.

Указанные свойства определялись на одних и тех же образцах. Результаты экспериментов приведены в таблице 3.

Таблица 3. Изменение микротвердости ниобия после облучения и отжигов (150–220 °С)

Плотность потока, н/см ² сек	–	$5 \cdot 10^{13}$	$2 \cdot 10^{14}$
Флюенс, н/см ²	исх.	$2 \cdot 10^{19}$	$4 \cdot 10^{21}$
Микротвердость Н, МПа:			
– после облучения	740	1030	1100
– прирост за счет облучения, %	–	40	50
– после облучения и отжига при температуре 150 °С	–	1150	1030
– после облучения и отжига при температуре пика	–	1200	1350
Величина пика дополнительного упрочнения, МПа	–	16,5	23,0

Отмеченное повышение предела текучести и микротвердости при отжиге в температурном интервале с центром при 0,17 $T_{пл}$ (так называемый эффект «радиационного старения») находится в области температуры, соответствующей третьей стадии отжига радиационных дефектов для ниобия. Это явление наблюдалось ранее на ряде ОЦК-металлов Va и VIa групп, и к настоящему времени предложено несколько механизмов радиационно-отжигового упрочнения [8]. Полагают, что основной его причиной следует считать образование комплексов дефектов, являющихся более прочными барьерами для движущихся дислокаций, чем в случае обычного радиационного упрочнения. Эти новые кластеры образуются в результате миграции точечных дефектов к радиационно-наведенным кластерам. Относительно природы мигрирующих дефектов высказываются противоречивые мнения, и, по-видимому, окончательному вы-

яснению механизма этого явления должны предшествовать дополнительные исследования. Так, для выяснения роли примесных атомов необходимы эксперименты, проводимые на сверхчистых металлах.

Из полученных результатов следует, что в изученном температурном интервале существует две хорошо различимых области возврата электросопротивления (рисунок 4). Можно предположить, что за первую область возврата ответственна диффузия примесных атомов (например, кислорода) к радиационным дефектам, как это было установлено измерениями внутреннего трения и электросопротивления [9].

Пик в районе 250 °С согласно [10] может быть отнесен к миграции атомов углерода или азота.

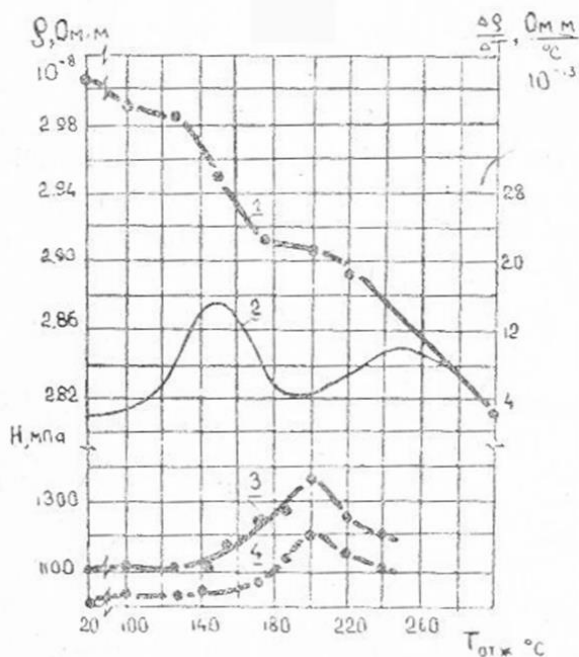


Рисунок 4. Изменения удельного электросопротивления (1) и микротвердости (3, 4) ниобия в зависимости от температуры отжига; 2 – производная кривой 1; 3 – $4 \cdot 10^{21}$ н/см²; 4 – $2 \cdot 10^{19}$ н/см²)

Также на рисунке 4 обращает на себя внимание определенная корреляция в изменениях электросопротивления и микротвердости, заключающаяся в том, что эффекты упрочнения, как правило, регистрируются после падения электросопротивления в данном температурном интервале. На основании литературных данных и собственных результатов можно предположить, что такое коррелированное изменение физических и механических свойств при отжиге облученного ниобия обусловлено результатом миграции точечных дефектов на дислокации, что и приводит, с одной стороны, к обеднению твердого раствора, а с другой – к упрочнению материала. Очевидно, что наиболее активно перемещение дефектов протекает при температурах, соответствующих пикам в спектре возврата электросопротивления, а максимумы при 200 и 240–270 °С на кривой микротвер-

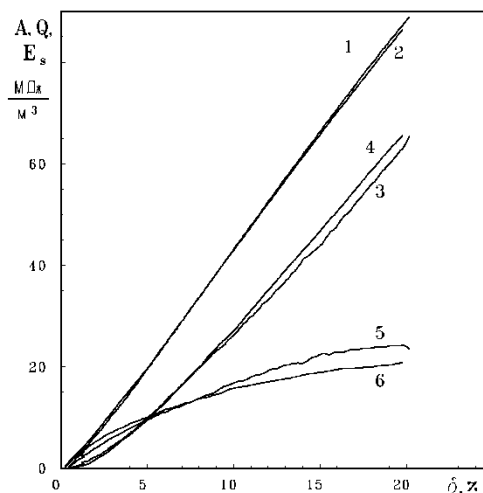
дости, по-видимому, можно отнести к миграции и осаждению на дислокационные линии примесных атомов кислорода или углерода. Не исключено, что при этом мигрируют не одиночные внедренные атомы, а комплексы «примесный атом – вакансия». Кроме того, нельзя отвергать возможность барьерного упрочнения, когда точечные дефекты образуют кластеры или упрочняют уже существовавшие в решетке радиационно-наведенные препятствия для движения дислокаций.

В то же время механические характеристики ниобия с размером зерна 3 мкм в результате нейтронного облучения флюенсом $2 \cdot 10^{18}$ н/см² практически не изменились (см. таблицу 4), как показали испытания «на растяжение» при 20 °С.

Таблица 4. Результаты механических испытаний ниобия с размером зерна 3 мкм при $T=20$ °С

Состояние ниобия	Характеристика			
	σ_t , МПа	σ_b , МПа	$\delta_{общ.}$, %	$\delta_{равн.}$, %
Исходный	370	450	22	15
Облученный $2 \cdot 10^{18}$ н/см ²	400	450	21	10

Аналогичный вывод можно сделать относительно энергетических характеристик процесса пластической деформации. Так, экспериментальные кривые рассеяния энергии при растяжении облученного мелкозернистого ниобия мало отличаются от соответствующих зависимостей для исходного материала. Можно отметить лишь некоторое увеличение характеристик интенсивности диссипативных процессов dQ/ds и снижение скорости роста латентной энергии E_s (см. рисунок 5), однако эти изменения незначительно превышают расчетную ошибку измерений (5 % для Q и 10 % для E_s).



1, 2 – работа деформации A; 3, 4 – рассеянное тепло Q; 5, 6 – запасенная энергия E_s для исходного (1, 3, 5) и облученного нейтронами ($2 \cdot 10^{18}$ н/см²) образцов (2, 4, 6)

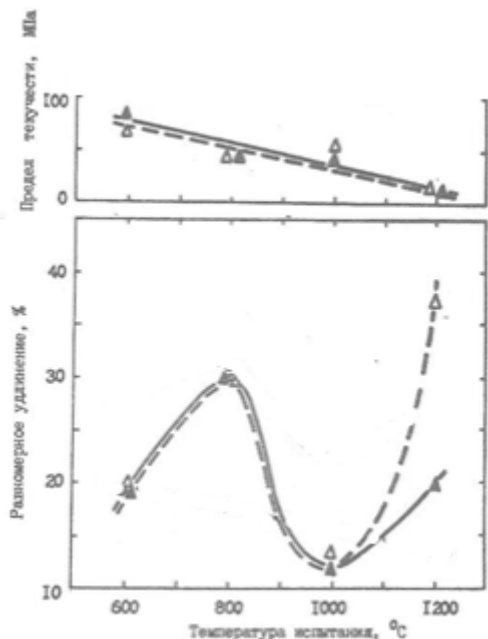
Рисунок 5. Изменения энергетических характеристик пластической деформации ниобия ($d=3$ мкм) в зависимости от степени деформации

Другими словами, установлено, что для образцов с мелким зерном облучение не привело к существенным изменениям способности материала накапливать механическую энергию к концу растяжения: $E_s = 20 \text{ МДж/м}^3$ при $20 \text{ }^\circ\text{C}$ и 14 МДж/м^3 при $200 \text{ }^\circ\text{C}$.

Таким образом, создание мелкозернистой структуры в ряде случаев может благотворно влиять на стабильность механических свойств материалов под облучением: во-первых, радиационное упрочнение при данном флюенсе не выявляется, и, во-вторых, эффект радиационно-отжигового упрочнения, по сравнению с крупнозернистым материалом, пренебрежимо мал.

Высокотемпературные испытания

Результаты температурных механических испытаний ниобия приведены в таблице 4, из которой видно, что как для необлученных, так и для облученных образцов имеется общая тенденция – с ростом температуры испытания, значения характеристик прочности уменьшаются, а пластичности – увеличиваются. Следует отметить, что во всем исследованном температурном диапазоне прочностные свойства исходных и облученных альфа-частицами образцов практически совпадают, влияние облучения на пластичность проявляется лишь при очень высоких ($1000\text{--}1200 \text{ }^\circ\text{C}$) температурах. При этом у необлученных образцов удлинение достигает 50 %, тогда как у облученных – почти в два раза меньше. Что касается образцов, облученных нейтронами, то для них эффект радиационного упрочнения сохраняется вплоть до $1000 \text{ }^\circ\text{C}$, а влияние облучения на пластичность наиболее существенно при $1200 \text{ }^\circ\text{C}$.



исходные (Δ) и облученные (\blacktriangle) образцы ниобия

Рисунок 6. Зависимость характеристик прочности и пластичности ниобия от температуры испытания

При высокотемпературных испытаниях, которые проводили только на крупнозернистых образцах, прочностные характеристики необлученного и облученного ниобия практически совпали. В то же время удлинение необлученных образцов достигло 60 %, тогда как у облученных – в два раза меньше.

Из рисунка 6, на котором представлены результаты механических испытаний, видно, что облучение образцов ниобия альфа-частицами не оказало сколько-нибудь заметного влияния на изменение предела текучести во всем интервале температур испытания. Пластичность облученного ниобия по сравнению с исходным также не изменилась (до $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ включительно). Лишь при температуре испытания $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ относительное удлинение образцов ниобия с гелием оказалось примерно в 2 раза ниже, чем у исходных образцов.

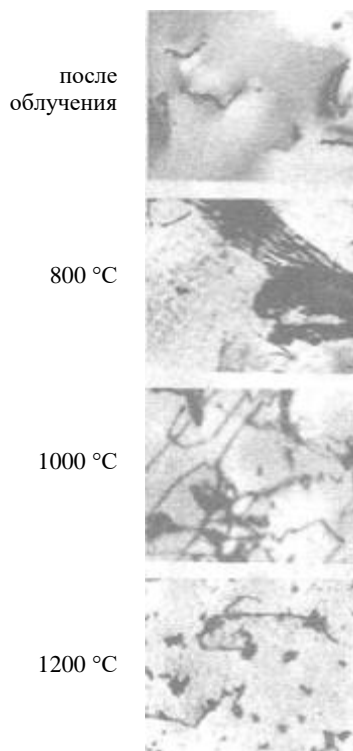
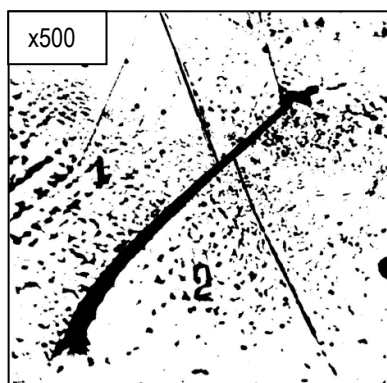


Рисунок 7. Микроструктура образцов ниобия, легированных гелием ($1,6 \cdot 10^{-3} \text{ ат\% He}$) и испытанных при температурах $800\text{--}1200 \text{ }^\circ\text{C}$

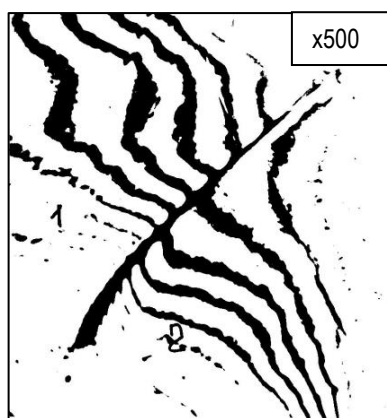
Характерные электронно-микроскопические изображения структуры образцов ниобия, легированных гелием и испытанных на растяжение при $800, 1000$ и $1200 \text{ }^\circ\text{C}$, приведены на рисунке 7. Для сравнения там же приведены фотографии структуры непосредственно после облучения.

Наблюдается образование выделений, морфология которых существенным образом зависит от температуры испытания. Так, при $800 \text{ }^\circ\text{C}$ крупные (более 200 нм) выделения наблюдались, в основном, на границах зерен и субзерен; при $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ образуются выделения с предельными размерами $50\text{--}250 \text{ нм}$, дос-

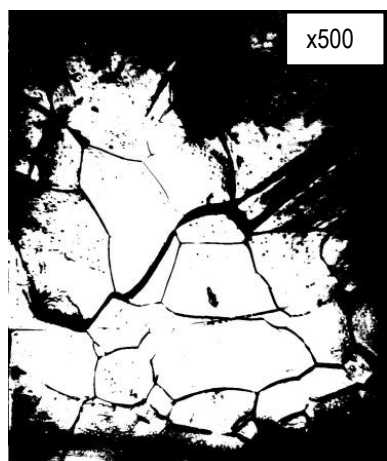
таточно равномерно распределенные по телу зерна: при 1200 °С наблюдается появление мелкодисперсных выделений высокой плотности (до $5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-3}$). Дислокационная структура в исследованных образцах ниобия эволюционирует от гексагональных сеток при 800 °С до состояния хорошо отожженного ниобия после испытания при 1200 °С. Ни в одном из образцов ниобия не было обнаружено гелиевых пор.



а)



б)



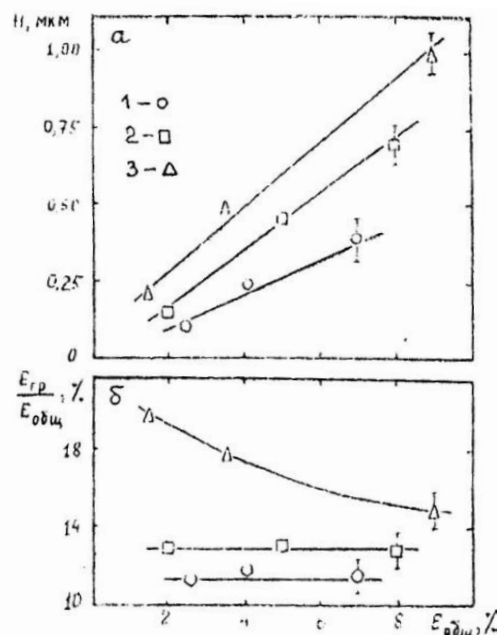
в)

Рисунок 8. Зернограничное проскальзывание в горизонтальном (в плоскости шлифа) и вертикальном направлениях ($T=450 \text{ }^\circ\text{C}$, $\varepsilon=7 \%$)

Металлографическое изучение деформированных образцов показало, что при температурах испытания, меньших чем 1000 °С, деформация носит ярко выраженный внутризеренный характер, а при больших температурах наряду с внутризеренным скольжением регистрировали смещение зерен относительно друг друга, а также миграцию зерен, образование складок и зернограничных микротрещин (см. рисунок 8). При этом микротрещины были в основном клиновидного типа и наблюдались чаще всего после циклотронного облучения.

С использованием метода интерференционной микроскопии определяли величину и изучали особенности смещений кристаллитов друг относительно друга. Для каждого образца промерено ~ 300 ступенек межзеренного смещения. На основе полученных данных проведен анализ эволюции зернограничного микрорельефа с изменением величины общей деформации образца.

Оказалось что при малых деформациях основное количество ступенек на границах зерен приходится на интервал от 0 до 1 мкм, т.е. не все границы зерен еще вовлечены в процесс проскальзывания. Причем это характерно как для исходных, так и для облученных образцов. С увеличением степени деформации количество «высоких» ($>1 \text{ мкм}$) ступенек растет, но центр тяжести распределения ступенек по размерам остается вблизи нуля.

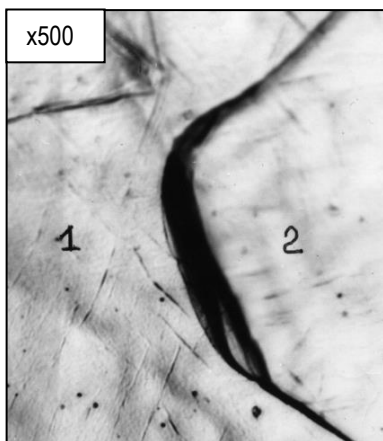


1 – необлученные, 2 – $5,5 \cdot 10^{22} \text{ н/м}^2$, 3 – $1 \cdot 10^{-3} \text{ ат. \% He}$

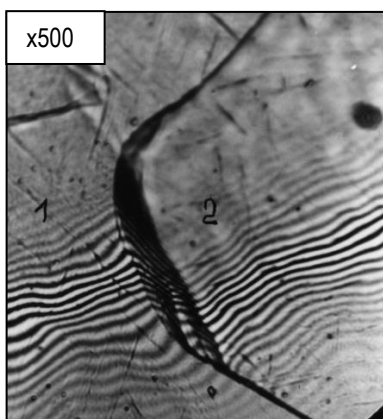
Рисунок 9. Изменение средней величины ступеньки зернограничного проскальзывания (а) и вклада зернограничной деформации в общую (б) в зависимости от значения общей деформации образцов ниобия, испытанных при 1200 °С

Установлено, что высота зернограницных ступенек зависит не только от степени деформации образца, но и от типа бомбардирующих частиц. Среднее значение ступеньки ЗГП линейно растет с увеличением общей деформации образца, причем для облученного материала скорость роста выше, чем для необлученного (в настоящих экспериментах она максимальна для образцов, легированных гелием на циклотроне) (см. рисунок 9). Абсолютные значения вклада зернограницной деформации в общую для облученных образцов также выше, чем для необлученных.

Наряду с зернограницным проскальзыванием в целом ряде случаев наблюдались повороты зерен. И в том, и в другом случае с относительным смещением зерен связана некоторая доля общего удлинения образца $\delta_{гр}/\delta$. Эксперименты показали, что в исследованном диапазоне деформаций интенсивность зернограницных процессов для исходных и облученных нейтронами образцов ниобия практически одинакова ($\delta_{гр}/\delta=10\%$) и не зависит от степени деформирования.



а) оптическая металлография границы зерен 1 и 2



б) изображение того же самого места в интерференционном микроскопе

Рисунок 10. Зернограницное проскальзывание и миграция границы зерен 1 и 2

Как известно [9], взаимное смещение зерен приводит к концентрации напряжений в областях стыков трех зерен, а также на крутых изгибах границ. Эти напряжения в общем случае могут приводить к образованию и развитию зернограницных микротрещин и определять высокотемпературную пластичность ниобия. Результаты металлографических исследований показывают, что в нашем случае внутренние напряжения релаксировали, в основном, путем миграции границ и образования складок, без зарождения микротрещин на границах зерен (рисунок 10). Это обусловило в итоге сравнительно большую высокотемпературную пластичность ниобия как до нейтронного облучения, так и после него.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате нейтронного облучения ниобия при температуре $<80^\circ\text{C}$ интегральными потоками в интервале от $2 \cdot 10^{17}$ до $4 \cdot 10^{21}$ н/см² установлено следующее:

- с ростом флюенса наблюдалось значительное увеличение прочностных характеристик и уменьшение пластичности ниобия, деформированного при 20°C ;

- послерадиационный часовой отжиг в интервале температур $150\text{--}220^\circ\text{C}$ приводит к дополнительному приросту предела текучести, микротвердости, предела прочности и уменьшению пластичности облученного ниобия;

- при температуре послерадиационного отжига $800\text{--}900^\circ\text{C}$, что соответствует $0,40\text{--}0,43 T_{пл}$ по гомологической шкале температур, наблюдается практически полное восстановление механических свойств облученного металла.

Результаты, полученные при изучении ниобия, имплантированного гелием, свидетельствуют о важной роли, которую играют границы зерен как при низких, так и при высоких температурах испытания. При этом в первом случае их протяженность, чистота, свойства и т.д. определяют, в основном, прочностные характеристики, тогда как во втором – пластичность. При низких температурах, чем мельче зерно (больше доля приграницного, искаженного объема материала), тем меньше эффект радиационного упрочнения. Этот вывод согласуется с результатами, полученными ранее для других ОЦК- и ГЦК металлов [10]. При температурах испытания выше «эквивалентной» большую роль играют процессы взаимного смещения зерен – проскальзывание, повороты и т.д.

На основании полученных данных можно заключить, что облучение ниобия нейтронами и альфа-частицами усиливает зернограницное проскальзывание, которое наряду с аккомодационными процессами является одним из основных факторов, контролирующих высокотемпературную пластичность и разрушение ниобия.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта № BR05236400 Министерства образования и науки Республики Казахстан (МОН РК).

ЛИТЕРАТУРА

1. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С. и др. Некоторые проблемы физики радиационных повреждений материалов // - Киев.: Наукова думка, 1979. - 239 С.
2. Kulcinski G.L., Doran D.G., Abdou M.A Comparison of displacement and production rates in current fission and future fusion reactors // ASTM STP. - 1975. - Vol. 570,- P. 329-341.
3. Альтовский И.В., Бурцев В.Л. и др. Исходные принципы и основные направления программы работ по созданию и исследованию материалов термоядерных реакторов //Препринт НИИЭФА, № П-А-0434. - Л., 1979. - 25 С.
4. Максимкин О.П. Радиационное и радиационно-отжиговое упрочнение тантала// Физика металлов и металловедение. – 1995. – т.80, №5. – С. 165-168.
5. Ждан Г.Т., Реутов В.Ф. Способ равномерного ионного легирования материалов. А.с. № 591087 СССР.: МКИ Н ОИЛ 21/265.
6. Максимкин О.П., Гусев М.Н. Методика и установка для изучения тепловыделения и накопления энергии в процессе деформации облученных металлических материалов. //Вестник НЯЦ РК. – 2000. – Вып.4. – С.69-75.
7. Мак Лин Д. Границы зерен в металлах//М., Металлургия. – 1960.
8. Ибрагимов Ш.Ш., Добровольский В.С., Максимкин О.П., Реутов В.Р. Влияние нейтронного облучения и послерадиационного отжига на механические свойства ниобия // сб. Радиационные дефекты в металлических кристаллах. Из-во «Наука». – Алма-Ата. – 1978. – С.83-86.
9. Розенберг В.М. Ползучесть металлов. М., Металлургия. – 1967.
10. Максимкин О.П. О роли границ зерен в радиационном упрочнении и охрупчивании металлических материалов // Вестник НЯЦ РК. – 2014. – Вып.3. – С.11-15

НЕЙТРОНДАРМЕН ЖӘНЕ АЛЬФА БӨЛШЕКТЕРІМЕН СӘУЛЕЛЕНДІРІЛГЕН НИОБИЙДІҢ ФИЗИКА-МЕХАНИКАЛЫҚ СИПАТТАМАЛАРЫ

^{1,2)} О.П. Максимкин

¹⁾ ҚР Энергетика министрлігінің «Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан
²⁾ «МИФИ» ұлттық ядролық зерттеу университеті, Мәскеу, Ресей

Бұл жұмыста, нейтрондармен және альфа бөлшектерімен сәулелендірілген ниобийдің механикалық сынақтарының эксперименталдық нәтижелері мен микроқұрылымындағы өзгерістерді зерттеу нәтижелері келтірілген және талқыланды. Статикалық созылу кезінде қосымша радиационды-күйдіру беріктігі, жылу бөлу және энергияны сақтау әсерлері анықталды. Гелимен имплантацияланған материалдың түйірінің шекара деформациясын және материалдың жоғары температуралы пластикасын қарауға ерекше көңіл бөлінеді.

PHYSICO-MECHANICAL CHARACTERISTICS OF NIOBIUM, IRRADIATED BY NEUTRONS AND ALPHA PARTICLES

^{1,2)} O.P. Maksimkin

¹⁾ RSE “Institute of Nuclear Physics” under the Ministry of Energy of the RK, Almaty, Kazakhstan
²⁾ National Research Nuclear University MEPhI, Moscow, Russia

The paper presents and discusses the experimental results of mechanical tests and studies of changes in the microstructure of niobium irradiated with neutrons and alpha particles. Effects detected of additional radiation-annealing hardening, heat release, and energy storage during static stretching. Particular attention is paid to the consideration of grain-boundary deformation and high-temperature plasticity of a material implanted with helium.