

НИИАР-13(466)

ИИИАР
Научно-исследовательский институт
атомных реакторов им. В.И.Ленина

В.А.Казаков, А.С.Покровский,
А.В.Смирнов

**РАДИАЦИОННОЕ ПОВРЕЖДЕНИЕ
ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ
И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ**



Димитровград-1981

УДК 621.039.553:669.01.018.4

Казakov В.А., Покровский А.С., Смирнов А.В. РАДИАЦИОННОЕ ПОВРЕЖДЕНИЕ ТУТОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ. Препринт.- НИИАР-13(466).-Дмитровград, 1981, 32 с.

Р е ф е р а т

Обобщены экспериментальные результаты по изучению влияния нейтронного облучения на механические свойства и структуру ряда сплавов на основе ванадия, ниобия и молибдена. Образцы исследуемых материалов облучались в различных ячейках реакторов СМ-2 и БОР-60 при температурах 150-1100°C флюенсами $1,5 \cdot 10^{23} - 2,2 \cdot 10^{26}$ нейтр./м² ($> 0,1$ МэВ).

Рассмотрены температурная зависимость радиационного упрочнения, охрупчивания и дефектообразования, влияние легирования и исходной термической обработки, корреляция величины изменения механических свойств с параметрами радиационных дефектов, влияние сегрегации примесных элементов на процесс формирования дислокационных петель и пор, влияние интенсивности и спектра нейтронного потока на изменение механических свойств и структуры радиационного повреждения.

Выделены наиболее важные с практической и научной точки зрения экспериментальные результаты, заслуживающие внимания и дальнейшего изучения, а именно:

. положительный эффект микролегирования алюмином сплавов молибдена с бором;

. отсутствие пор и образовании тонких выделений в процессе облучения сплава $\text{Mo}-0,11 \text{ Zr}-0,0028$ при температуре 1000°C;

. образование термически стабильных дислокационных петель или тонких выделений в результате облучения сплава $\text{V}-2,5 \text{ Zr}-0,35\text{C}$ в реакторе БОР-60 при $T > 500^\circ\text{C}$ вместо ожидаемых при этих температурах пор;

. высокотемпературное радиационное охрупчивание некоторых сплавов на основе ванадия к ниобия (рис. 10, табл. 3, список лит. - 19 назв.).

В.А.Казakov, А.С.Покровский
А.В.Смирнов

НИИАР-13(466)
УДК 621.039.553:669.01.018.4

Радиационное повреждение тугоплавких металлов и сплавов
на их основе

Обобщены экспериментальные результаты по изучению влияния нейтронного облучения на механические свойства и структуру ряда сплавов на основе ванадия, ниобия и молибдена. Образцы исследуемых материалов облучались в различных ячейках реакторов SM-2 и BOR-60 при температурах 150-1100°C флюенсами $1,5 \cdot 10^{23}$ - $2,2 \cdot 10^{26}$ нейтр./м² (>0,1 МэВ). Выделены наиболее важные с практической и научной точки зрения экспериментальные результаты, заслуживающие внимания и дальнейшего изучения.

Препринт Научно-исследовательского института атомных реакторов
им.В.И.Ленина, Дмитровград, 1981

V.A.Kazakov, A.S.Pokrovski,
A.V.Smirnov

RIAR-13(466)
UDC 621.039.553:669.01.018.4

Radiation Damage of the Refractory Metals and Alloys
on that Basis

Generalized are the experimental results from the investigations of neutron irradiation effects on the mechanical properties and structure of some vanadium-, niobium-, molybdenum-base alloys. The specimens of the materials studied were irradiated within various cells of both SM-2 and BOR-60 reactors at the temperatures between 150 and 1100°C by the fluences from $1.5 \cdot 10^{23}$ to $2.2 \cdot 10^{26}$ n/m² (>0.1 MeV). The most important experimental results are discussed.

Preprint. Research Institute of Atomic Reactors named after
V.I. Lenin, Dimitrovgrad, 1981

I. ВВЕДЕНИЕ

До настоящего времени сплавы на основе тугоплавких металлов не нашли достаточно широкого применения в ядерной энергетике. Это объясняется рядом причин.

Во-первых, до сих пор основное внимание уделялось обработке ядерной технологии в целом, для чего совершенно не обязательно иметь сверхвысокие рабочие температуры теплоносителя и оболочки.

Во-вторых, только в последние годы стали вплотную рассматриваться вопросы повышения рабочих параметров ядерных реакторов и расширения их возможностей с целью использования в различных отраслях народного хозяйства.

В-третьих, существует ряд технологических трудностей в процессе производства и сварки изделий из тугоплавких металлов.

И, наконец, широкое использование тугоплавких металлов в качестве конструкционных материалов ядерных и термоядерных реакторов требует достаточно высокого уровня технологии поддержания соответствующей чистоты жидкометаллического или газового теплоносителя.

Значительные успехи, достигнутые в осуществлении управляемой термоядерной реакции, и многообразие методов её инициирования, перспективность получения высокотемпературного технологического тепла с помощью ядерной энергии, значительные успехи в производстве сложного профилированного проката свидетельствуют о том, что в настоящее время необходимо более глубокое изучение эффектов радиа-

ционного повреждения сплавов на основе тугоплавких металлов для обоснования их работоспособности в условиях нейтронного облучения.

Принимая во внимание зависимость уровня рабочих температур от типа ядерной или термоядерной установки, изучение радиационной стойкости тугоплавких металлов и сплавов необходимо в интервале 400-1100°C.

Достаточно полное представление о радиационном повреждении конструкционных материалов, по нашему мнению, дает изучение:

- . температурной зависимости радиационного упрочнения, охрупчивания и дефектообразования;
- . влияния легирования и исходной термической обработки;
- . корреляции величины изменения механических свойств с параметрами радиационных дефектов;
- . влияния сегрегаций примесных и легирующих элементов на процесс формирования дислокационных петель и пор;
- . влияния интенсивности и спектра нейтронного потока на изменение механических свойств и структуры радиационного повреждения.

Цель настоящей работы - выделить наиболее важные с практической и научной точки зрения эффекты радиационного повреждения некоторых сплавов на основе ванадия, ниобия и молибдена, которые заслуживают внимания и дальнейшего изучения.

2. МАТЕРИАЛЫ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА

Химический состав исследуемых материалов представлен в табл. I. При изучении радиационного повреждения использовали следующие методики: кратковременные механические испы-

Химический состав и условия исходного отжига исследуемых материалов

Материал	Массовое содержание элементов, %												Условия исходного отжига	
	V	Nb	Mo	W	Zr	Ti	Al	B	C	N	O	H	Температура, °C	Время, ч
V	Осн.	-	-	-	-	-	-	-	0,02	0,009	0,01	<0,001	1000	I
V-Zr-C	Осн.	-	-	-	2,5	-	-	-	0,35	0,003	0,021	<0,001	1600	I
Nb	-	Осн.	-	-	-	-	-	-	0,01	0,01	0,02	0,001	1100	I
Nb-Zr-C	-	Осн.	-	-	1,14	-	-	-	0,11	0,01	0,02	0,001	1400	2
Nb-W-Mo-Zr	-	Осн.	2,3	4,6	1,0	-	-	-	<0,01	0,007	0,01	0,001	1350	2
Mo	-	-	Осн.	-	-	-	-	-	0,005	0,003	0,003	0,0005	1300	I
Mo-Zr-Ti	-	-	Осн.	-	0,12	0,16	-	-	0,004	0,002	0,003	0,0005	1200 1500	2 I
Mo-Zr-B	-	-	Осн.	-	0,11	-	-	0,002	0,004	0,002	0,002	0,0005	1200 1500	2 I
Mo-Al-B	-	-	Осн.	-	-	-	0,10	0,003	0,005	0,004	0,002	0,0006	1500 1300	I I

тания на разрыв в интервале температур 20–1300°C, трансмиссионную электронную микроскопию (ТЭМ), металлографию, измерение микротвердости, определение плотности методом гидростатического взвешивания.

Механические испытания проводили на машине типа I236P-I/I500 при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ на плоских разрывных образцах с размерами рабочей части 20x3x1 мм. ТЭМ-исследования проводили на электронном микроскопе ЭМВ-100Л. Диски ванадия, молибдена и их сплавов утоняли двухструевым способом в электролите 30%Н₂SO₄-70%С₂Н₅ОН [1].

Образцы облучали в отражателе реактора СМ-2 при температурах 150–1080°C флюенсами $1,5 \cdot 10^{23} - 5,1 \cdot 10^{25}$ нейтр./м² (>0,1 МэВ), а также в пятом ряду ниже и на уровне активной зоны реактора БОР-60 при температурах 390–760°C флюенсами $2,3 \cdot 10^{25} - 2,2 \cdot 10^{26}$ нейтр./м² (>0,1 МэВ).

3. ДОЗНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ РАДИАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ОХРУПЧИВАНИЯ

Информация о дозной зависимости радиационного упрочнения и охрупчивания требуется в связи с тем, что часто возникает необходимость нормализации этих величин к определенному флюенсу нейтронов.

Согласно работе [2]

$$\Delta\sigma \sim A \cdot \Phi^n, \quad (1)$$

где

$\Delta\sigma$ – абсолютная величина прироста предела текучести;

A – коэффициент пропорциональности;

Φ – флюенс нейтронов;

n – показатель степени дозной зависимости, составляющий примерно 1/3.

Однако в ряде работ (например [3]) сообщается о том, что величина n может сильно отличаться от 1/3.

На рис.1 представлена температурная зависимость механических свойств сплава Nb-Zr-C, облученного различными флюенсами нейтронов при 150°C. С увеличением флюенса прочность сплава растет, а пластичность уменьшается. Определяя абсолютную величину радиационного упрочнения как разность величины предела текучести в облученном и исходном состоянии ($\Delta\sigma_T = \sigma_{T\text{ обл}} - \sigma_{T\text{ иск}}$), можно получить показатель степени дозовой зависимости радиационного упрочнения n для различных температур испытания (рис.2).

Аналогичные результаты были получены для ванадия, ниобия, сплавов V-Zr-C и Mo-Zr-B (табл.2). Как видно, для сплава Nb-Zr-C n увеличивается с повышением $T_{\text{исп}}$, для сплава Mo-Zr-B - уменьшается. Для ванадия, ниобия и сплава V-Zr-C n слабо зависит от температуры.

Полученные результаты свидетельствуют также о том, что зависимость типа $\Delta\delta_r \sim \delta \cdot \Phi^m$ (где $\Delta\delta_r = \delta_{r\text{ иск}} - \delta_{r\text{ обл}}$, а δ_r - равномерное удлинение) вполне реальна, но справедлива в достаточно узком интервале флюенсов. Скорость окрупчивания слабо зависит от степени легирования сплава, однако минимальный флюенс нейтронов, приводящий почти к полному окрупчиванию ($\delta_{r\text{ обл}} < 1\%$), для сплавов значительно больше, чем для чистых металлов.

Как показали ТЭМ-исследования и изучение характеристик деформационного старения, в процессе облучения при 150°C образуются дислокационные петли, кластеры и комплексы точечных радиационных дефектов с примесями внедрения [1]. Практически более ценной была бы информация о дозовой зависимости радиационного упрочнения при температурах облучения 400-1100°C, когда происходит образование дислокационных петель и пор [4,5]. Например, как следует из рис.3, величина n монокристаллического вольфрама в процессе внутриканального испытания на разрыв при температуре 1500°C и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в среднем составит 0,28. Если принять, что процесс поробразования в молибдене и вольфраме наблюдается при срав-

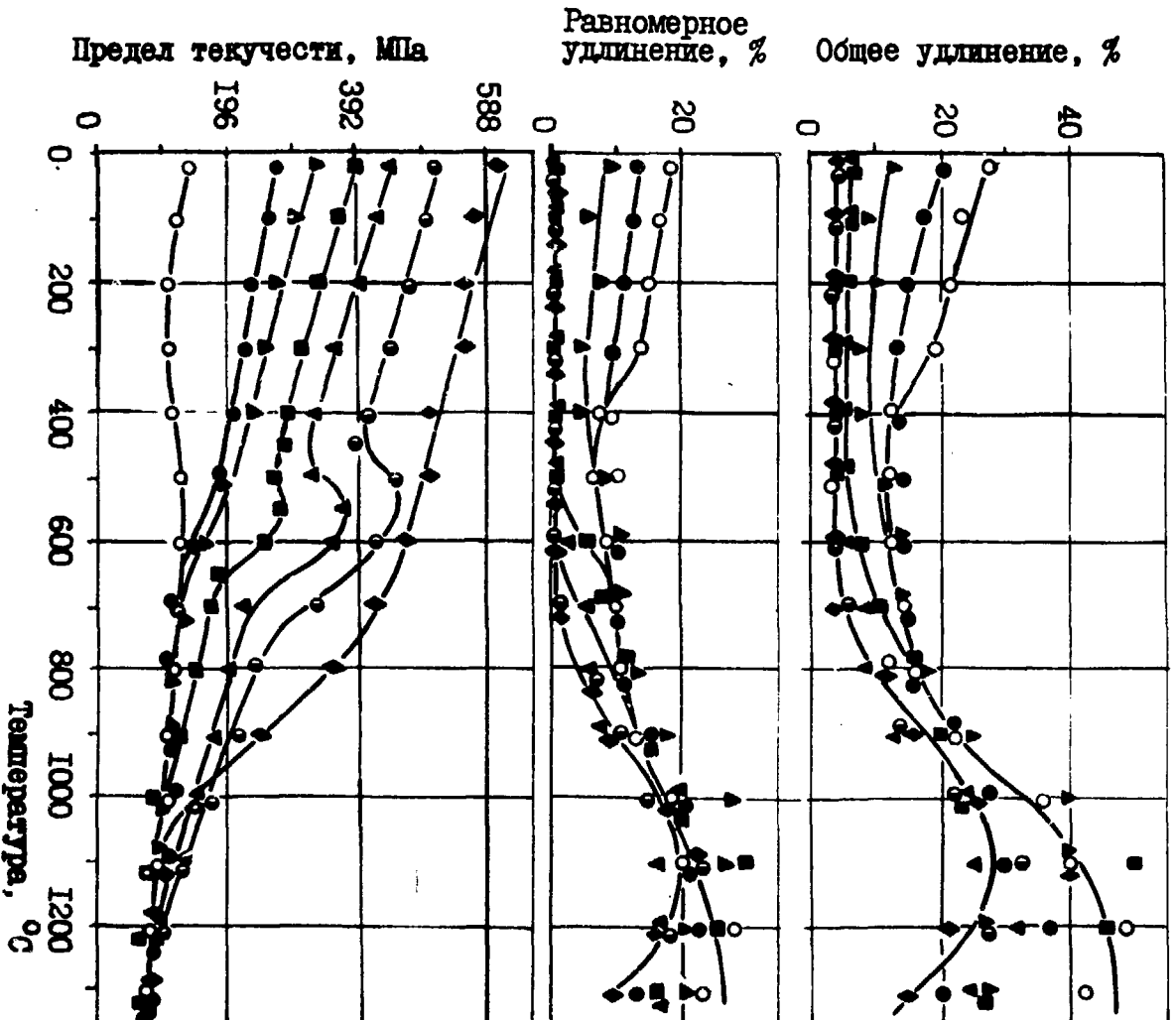


Рис. 1. Влияние облучения при 150°C на температуру зависимости механических свойств сплава Nb-Zr-C, нейтр./ M^2 :

- - ксх. состояние; ■ - $1,5 \cdot 10^{24}$;
- - $1,5 \cdot 10^{23}$; ▼ - $3,3 \cdot 10^{24}$;
- ▲ - $3,3 \cdot 10^{23}$; ○ - $1,5 \cdot 10^{25}$;
- ◆ - $5,1 \cdot 10^{25}$

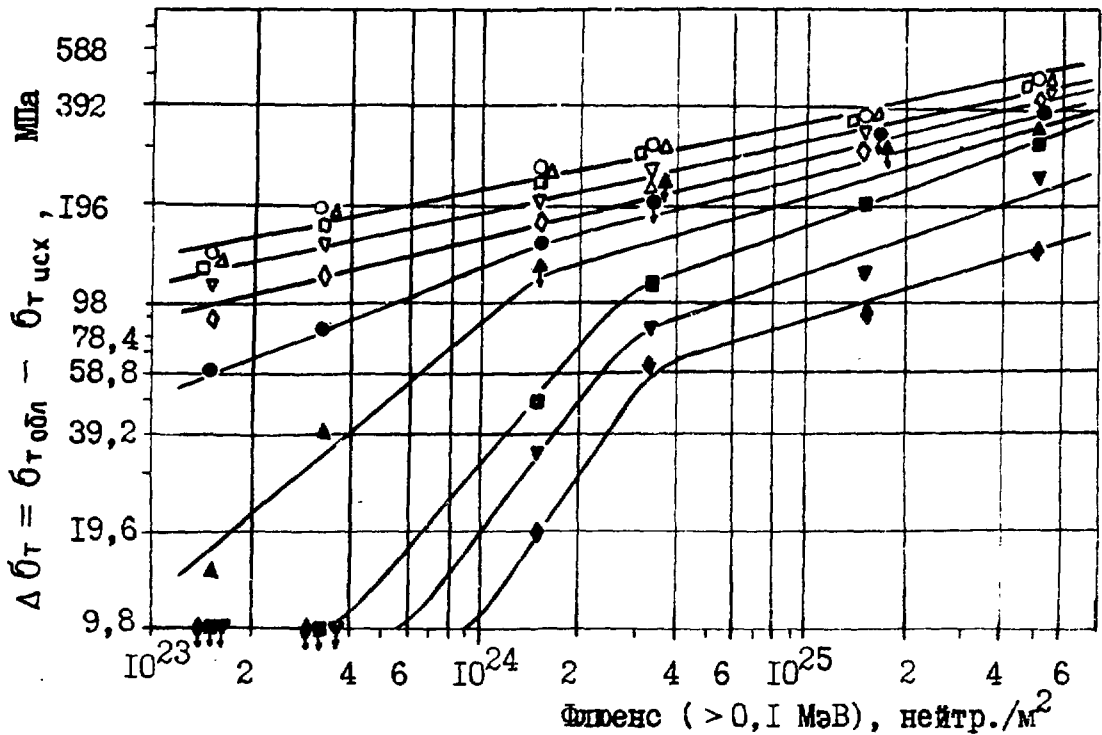


Рис.2. Влияние температуры испытания на дозную зависимость абсолютной величины радиационного упрочнения сплава Nb-Zr-C, °C:

- | | | |
|----------|----------|----------|
| ○ - 20; | ▽ - 300; | ■ - 700; |
| △ - 100; | ◇ - 400; | ▼ - 800; |
| □ - 200; | ● - 500; | ◆ - 900; |
| | ▲ - 600; | |

нимых гомологических температурах, то отсюда следует, что упрочнение от вакансионных пор или их зародышей идет, по-видимому, в 1,5 раза быстрее.

4. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ РАДИАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ

Достаточно полная зависимость изменения механических свойств от температуры облучения была получена для спла-

Таблица 2

Показатель степени дозовой зависимости величины радиационного упрочнения некоторых тугоплавких металлов и сплавов на их основе

$T_{исп}$ °C	Ванадий	V-Zr-C	Ниобий	Nb-Zr-C	Mo-Zr-V [*]
20	0,26	0,27	0,17	0,21	~ 0,38
100	0,22	0,29	0,17	0,21	0,30
200	0,20	-	0,20	0,21	0,29
300	-	0,30	-	0,22	0,25
400	-	0,30	0,17	0,24	0,19
500	0,18	0,32	0,19	0,26	0,19
600	-	-	0,23	0,30	0,18
700	-	-	-	0,36	0,18
800	-	-	-	0,34	0,18
900	-	-	-	0,30	0,18

* Для флюенсов $> 4 \cdot 10^{23}$ нейтр./м².

вов V-Zr-C, Nb-Zr-C и Mo-Zr-V (рис.4). При этом можно отметить:

. крайне немонотонную температурную зависимость радиационного упрочнения малолегированных сплавов молибдена с максимумом радиационного упрочнения в температурной области 550-750°C (0,29-0,35 $T_{пл}$) к минимумом радиационного упрочнения в температурной области 950-1050°C (0,42 - 0,46 $T_{пл}$);

. разупрочнение или упрочнение сплава V-Zr-C при температурах выше 600°C в зависимости от условий нейтронного облучения;

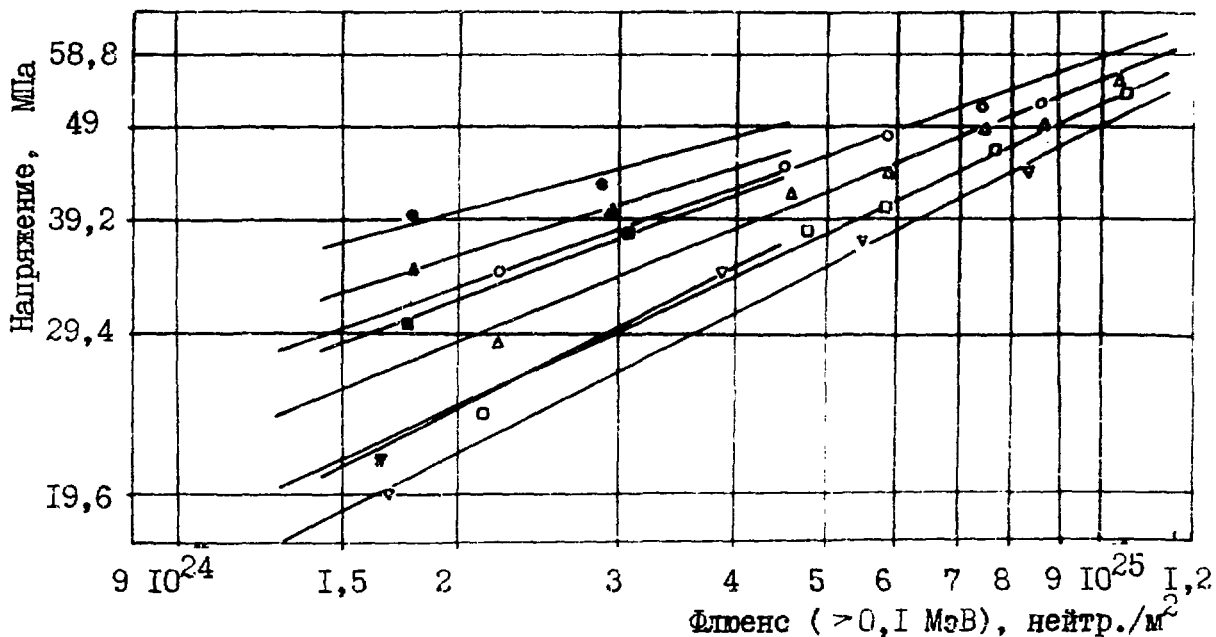


Рис.3. Влияние скорости деформации на зависимость упрочнения монокристаллического вольфрама от флюенса нейтронов в процессе облучения при температуре 1500°C, %/ч:

- - 10;
- - 0,08;
- ▲△ - 0,8;
- ▼▽ - 0,01;
- ▲■▼ - образец № 1;
- △□▽ - образец № 2

. резкое снижение величины радиационного упрочнения всех сплавов при увеличении температуры облучения в интервале 0,32-0,41 Тл;

. некоторое упрочнение сплавов молибдена и ниобия в интервале температур 0,46-0,50 Тл.

Как показали ТЭМ-исследования, чрезвычайно сильное упрочнение малолегированных сплавов молибдена в температурной области 550-750°C объясняется образованием высокой концентрации мелких пор диаметром 1,5-4 нм. Так, после облучения при температуре 630°C поры были настолько мел-

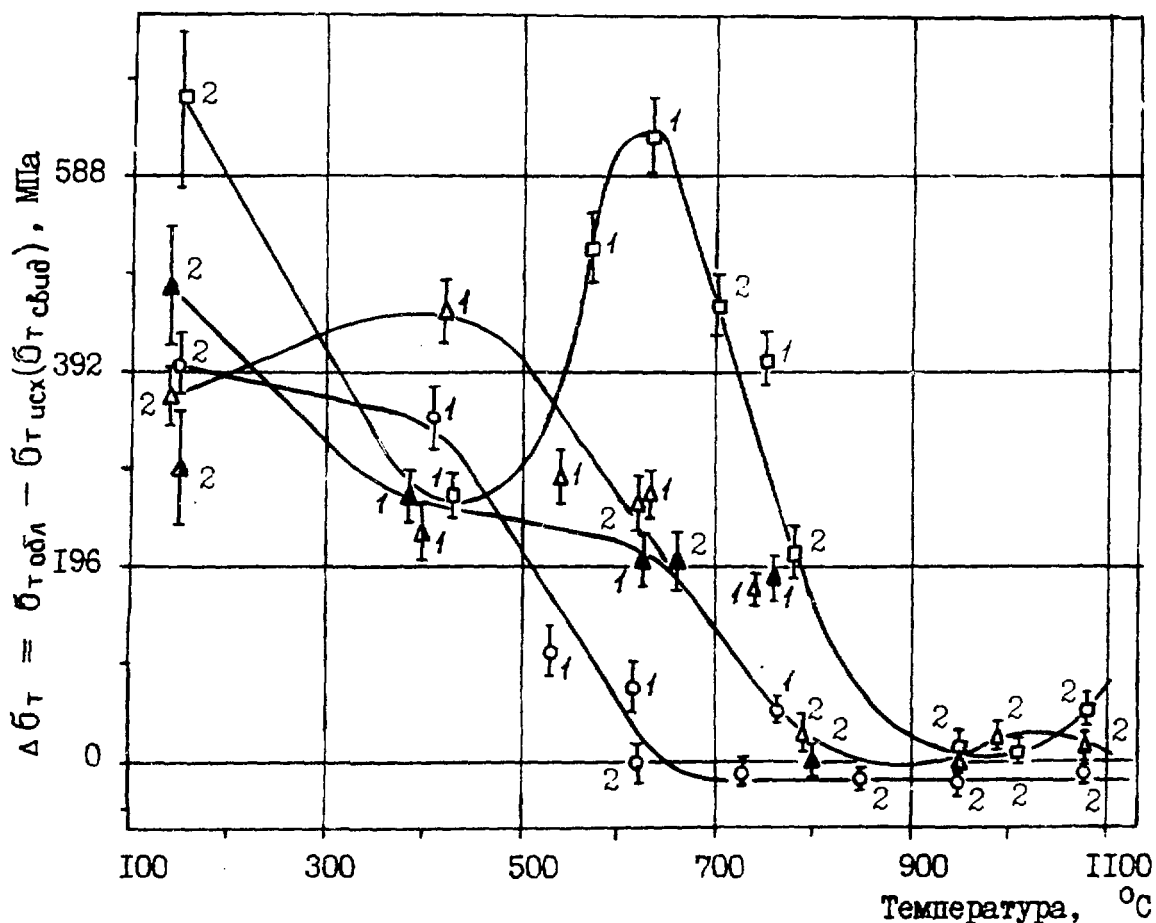


Рис.4. Температурная зависимость величины радиационного упрочнения некоторых сплавов на основе тугоплавких металлов, нормализованного к флюенсу $1,5 \times 10^{25}$ нейтр./м² ($> 0,1$ МэВ): $T_{\text{исп}} = T_{\text{обл}}$

\circ - V-Zr-C ; \triangle - Nb-W-Mo-Zr ;
 Δ - Nb-Zr-C ; \square - Mo-Zr-V

(1 - облучение в реакторе BOR-60)

(2 - облучение в реакторе SM-2)

кими, что выявились только в процессе роста при отжиге. Вклад от дислокационных петель в радиационное упрочнение в 5-8 раз меньше, чем от пор.

Минимальное упрочнение при 950–1050°C обусловлено большим размером и малой концентрацией пор или их полным отсутствием, как это наблюдалось при температуре 1000°C, когда были обнаружены только плоские дефекты (предположительно тонкие выделения). При $T_{обл} > 0,46 T_{пл}$ упрочнение вновь увеличивается в связи с ростом интенсивности процессов порообразования [4,5].

Высокотемпературное разупрочнение сплава V-Zr-C в процессе облучения в реакторе СМ-2 или в процессе длительного отжига по температурным режимам облучения, происходит вследствие:

- миграции углерода и, возможно, циркония из твердого раствора и уменьшения в результате этого интенсивности высокотемпературного динамического деформационного старения;

- исчезновения дислокационных клубков в области выделений вторых фаз;

- роста мелкодисперсных частиц фазы ZrC.

Во время облучения эти процессы идут быстрее [6].

Облучение V-Zr-C при аналогичных температурах в реакторе БОР-60 приводит к значительному упрочнению вследствие образования термически стабильных дислокационных петель или тонких выделений, не отжигающихся вплоть до 1200°C. (Для сравнения: дислокационные петли, созданные в процессе облучения при температурах 150–400°C, отжигаются уже при 700°C).

Пользуясь температурной зависимостью радиационного упрочнения и изменения пластичности, можно проводить оценку предельных флюенсов облучения материалов при различных температурах, а также при работе в нестационарных режимах.

5. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И ИСХОДНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

При массивном изучении влияния легирования на радиационную стойкость большого количества сплавов необ-

ходим предварительный отбор последних. Наиболее целесообразным, экономичным и быстрым способом предварительного отбора по минимуму изменения механических свойств и в первую очередь пластичности является низкотемпературное нейтронное облучение ($\sim 150^{\circ}\text{C}$). При этом необходимым условием является качественное соответствие эффектов при низких и высоких температурах облучения, чтобы перспективный при 150°C сплав не оказался бесперспективным при высоких температурах и наоборот. Однако это соблюдается не всегда. Минимальное соответствие наблюдается для ванадиевых сплавов, что, вероятно, связано с процессами фазовой перестройки при высоких температурах.

В малолегированных сплавах на основе молибдена, напротив, наблюдается хорошая корреляция эффектов легирования при низких и высоких температурах облучения. Как видно из рис.5, изменение механических свойств сплавов Mo-Zr-V и Mo-Zr-Ti в результате облучения при 150°C практически одинаково. Аналогичные данные получены после облучения и при более высоких температурах $550-1100^{\circ}\text{C}$. Однако замена в сплаве Mo-Zr-V 0,11% Zr на такое же количество алюминия приводит к существенному уменьшению радиационного упрочнения и охрупчивания сплава как при низких, так и при высоких температурах облучения.

ТЭМ-исследования показали, что в процессе облучения, например, при 750°C алюминий в малолегированных сплавах молибдена с бором приводит к значительному уменьшению концентрации пор без существенного изменения их размеров. Теоретическое и экспериментальное обоснование физических причин положительного эффекта микролегирования молибденовых сплавов элементами III B группы таблицы Менделеева, к которым относятся как бор, так и алюминий, может значительно облегчить разработку радиационно-стойких сплавов на молибденовой основе.

Влияние исходной термической обработки на радиационную стойкость исследуемых материалов может быть проиллюстрировано на примере сплава Mo-Zr-V . Из рис.4 следует,

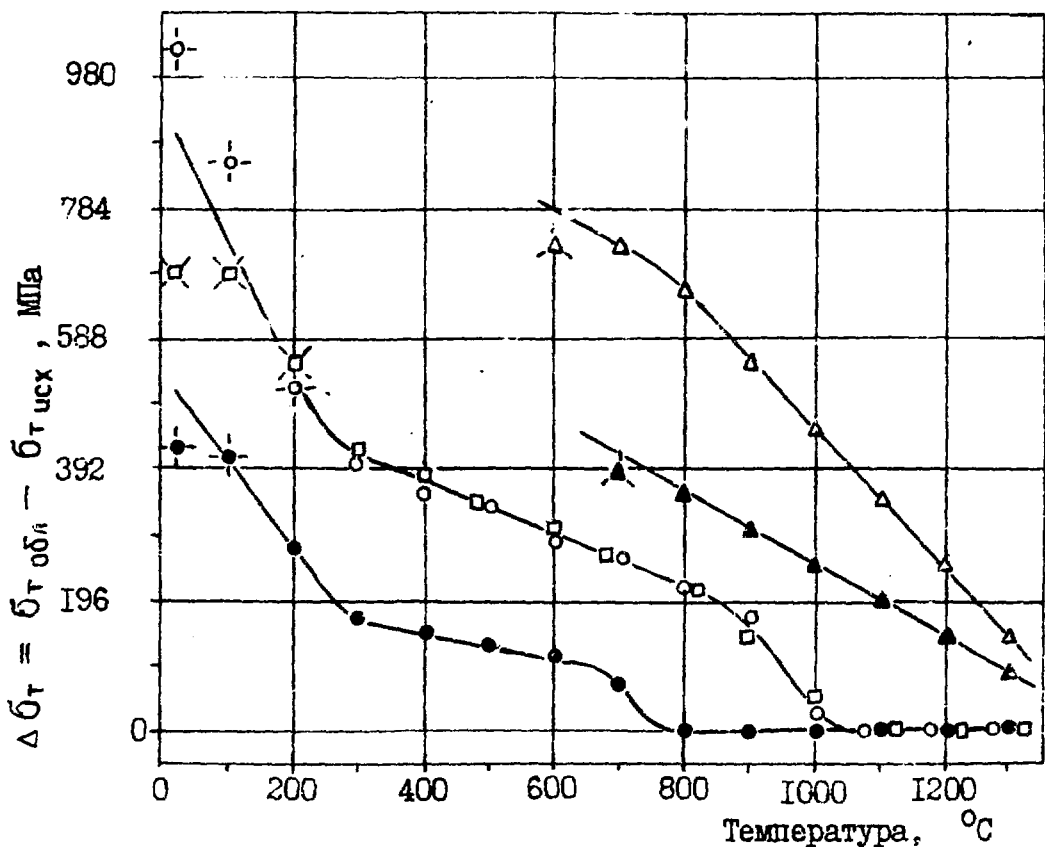
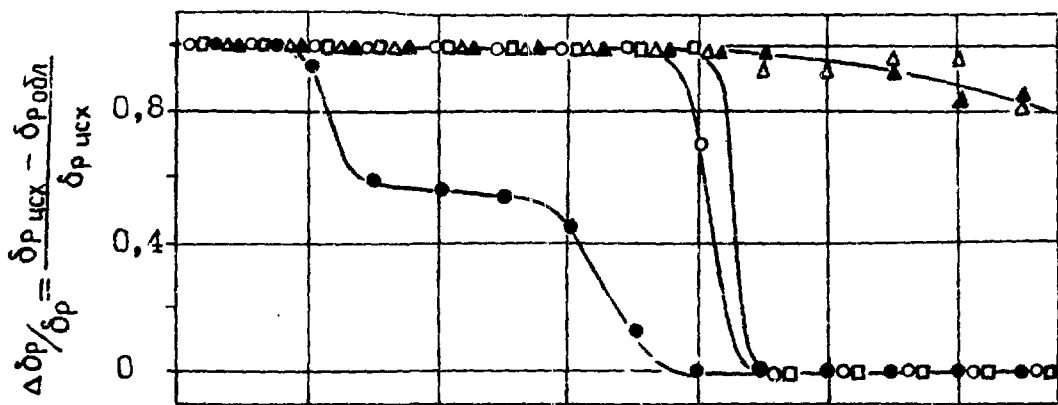


Рис.5. Влияние легирования на температурную зависимость величины радиационного изменения предела текучести и равномерного удлинения малолегированных сплавов молибдена:

Сплав	$T_{обл}$ °C	Φ нейтр./м ²
○ - Mo-Zr-V	150	$1,5 \cdot 10^{24}$
□ - Mo-Zr-Ti	150	$1,5 \cdot 10^{24}$
● - Mo-Al-V	150	$2,7 \cdot 10^{24}$
$\Delta \sigma_t$ нормализовано к флюенсу $2,7 \cdot 10^{24}$ нейтр./м ²		
△ - Mo-Zr-V	750	$1,9 \cdot 10^{26}$
▲ - Mo-Al-V	760	$2,2 \cdot 10^{26}$
$\Delta \sigma_t$ нормализовано к флюенсу $2,2 \cdot 10^{26}$ нейтр./м ²		
○-△, □-●, ▲ - хрупкое разрушение		

что в интервале 550-750°C наблюдается максимальное упрочнение и охрупчивание этого сплава. В рекристаллизованном состоянии после исходного отжига при 1500°C абсолютная величина радиационного упрочнения здесь достигает 800 МПа (рис.6), температура хрупко-вязкого перехода T_k увеличивается до 400-500°C, а при $T_{исп} = 600-1100°C$ равномерное удлинение, как правило, не превышает 1%. В предрекристаллизованном состоянии после исходного отжига при температуре 1200°C с характерной для прокатки полосчатой структурой величина $\Delta\sigma_T$ уменьшается до 200-250 МПа, T_k - до 200°C, а при $T_{исп} = 600-700°C$ пластичность облученных образцов только в два раза меньше пластичности образцов в исходном состоянии.

6. КОРРЕЛЯЦИЯ ВЕЛИЧИНЫ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ С ПАРАМЕТРАМИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

Одним из путей массированного изучения влияния легирования на радиационную стойкость сплавов является предварительный отбор последних с помощью ТЭМ-исследований дисков, облученных при высоких температурах. Однако в этом случае необходимо знать количественную связь между параметрами радиационных дефектов и величиной радиационного упрочнения и охрупчивания.

Наиболее перспективным здесь представляется обоснование полуэмпирических зависимостей, связывающих изменение предела текучести и равномерного удлинения с диаметром и плотностью радиационных дефектов различного типа [7-9]:

$$\Delta\sigma = 2\alpha\mu b (\sum N_i d_i)^{1/2}, \quad (2)$$

где

α - параметр, характеризующий взаимодействие движущихся дислокаций с радиационными барьерами;

μ - модуль сдвига;

b - вектор Бюргерса;

N_i - плотность радиационных дефектов диаметром d_i .

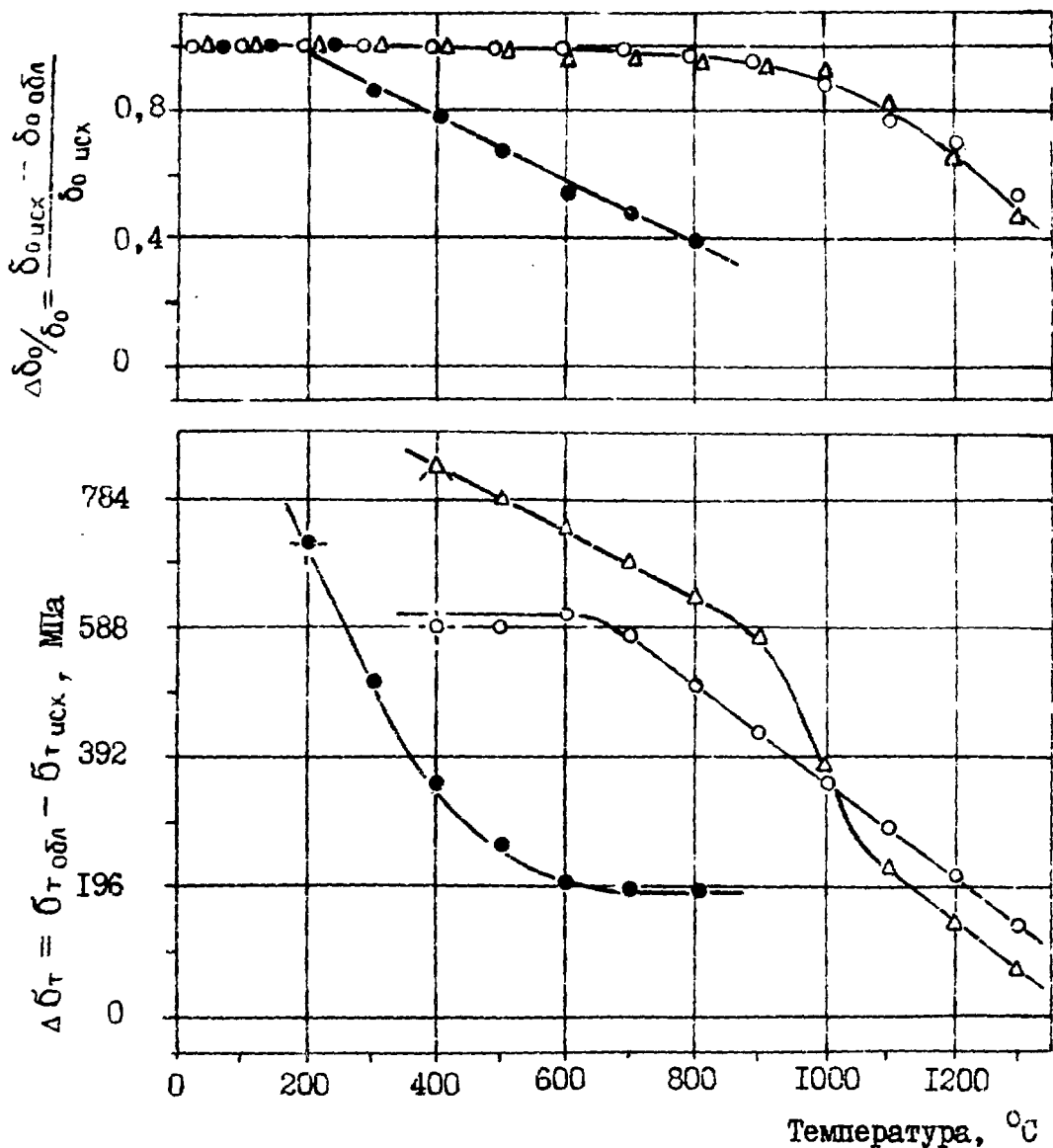


Рис.6. Влияние исходной термической обработки на температурную зависимость величины радиационного изменения предела текучести и общего удлинения сплава Mo-Zr-V :

$T_{\text{исх. отж}}$	$T_{\text{обл}}$ °C	Φ нейтр./м ²
○ - 1500	570	$7,6 \cdot 10^{25}$
△ - 1500	630	$3,3 \cdot 10^{25}$
● - 1200	550	$1,6 \cdot 10^{25}$

$\Delta\sigma_T$ нормализовано к флюенсу $3,3 \cdot 10^{25}$ нейтр./м²

○-△-● - хрупкое разрушение

Это соотношение было достаточно подробно проверено для сплава Mo-Zr-V в интервале температур облучения от 150 до 1080°C. Действительно, показатель степени равен 1/2, а параметр α составляет величину, равную 0,25 для упрочнения от дислокационных петель и 0,5 для упрочнения от пор. Практически во всех случаях наблюдалось хорошее совпадение экспериментальных и расчетных значений $\Delta\sigma$ (табл.3).

Аналогичное соотношение, но с иными значениями показателя степени и параметра α справедливо и для относительного изменения равномерного удлинения сплава Mo-Zr-V , если значения $\Delta\delta_p/\delta_p$ усреднять в интервале температур испытания 400-900°C. Из зависимости $\Delta\delta_p/\delta_p - \sum N_i d_i$ в логарифмических координатах можно получить предельную величину N_d , выше которой будет наблюдаться практически полное охрупчивание материала. Как показано в работе [5], критическое значение N_d составляет $\sim 1 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. 50%-ное снижение пластичности происходит уже при $\sim 1 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$.

В сплаве V-Zr-C основным источником радиационного упрочнения являются дислокационные петли или тонкие выделения. Пory наблюдались только после облучения при 400°C, однако и в этом случае их плотность, а следовательно и вклад в увеличение предела текучести были не очень велики. Значение параметра α для упрочнения сплава V-Zr-C от дислокационных петель или тонких выделений в два раза больше, чем для сплава Mo-Zr-V . Причины такого расхождения, на наш взгляд, различны при низкотемпературном (150-350°C) и высокотемпературном (> 400°C) облучении. В первом случае это связано, по-видимому, с снижением величины N_d , так как комплексы точечных дефектов с примесями внедрения, дающие значительный вклад в упрочнение, не разрешимы. Во втором случае расхождение, вероятно, обусловлено более высокой прочностью дислокационных петель или тонких выделений в качестве барьеров на пути движущихся дислокаций.

Экспериментальное и расчетное увеличение предела текучести сплава
Mo-Zr - В при различных температурах облучения

$T_{обл}$ °C	150	430	630			780	950	1080
Φ нейтр./м ² (> 0,1 МэВ)	$1,5 \cdot 10^{24}$	$8,1 \cdot 10^{25}$	$3,3 \cdot 10^{25}$			$1,4 \cdot 10^{25}$	$1,3 \cdot 10^{25}$	$1,4 \cdot 10^{25}$
$T_{исп}$ °C	150	430	630	1100	1300	780	950	1080
Радиационные дефекты	Петли, кластеры	Петли	Петли, поры	Поры	Поры	Поры, сегменты	Поры	Поры
$\Delta \sigma$ МПа: расчетное	370±60	260±40	720±120	210±35	70±12	180±30	18±3	48±8
экспери- менталь- ное	330±30	370±30	730±50	230±20	75±15	200±25	~10	55±15

Использование соотношений (1) и (2) позволяет нормализовать к одному флюенсу не только величину радиационного упрочнения, но и параметры радиационных дефектов в тех случаях, когда их размеры не слишком сильно изменяются с флюенсом.

7. ВЛИЯНИЕ СЕГРЕГАЦИЙ ПРИМЕСНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОР И ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ

При исследовании радиационного повреждения тугоплавких металлов и сплавов был получен целый ряд фактов, которые трудно объяснить в рамках общепринятой теории роста дислокационных петель и вакансионных пор в процессе нейтронного облучения:

- . образование пор в сплавах молибдена при очень низкой исходной плотности дислокаций $10^9-10^{10} \text{ м}^{-2}$;

- . изменение формы пор в сплаве Mo-Zr-B при температуре 950°C и образование вакансионных дисков в приграничных зонах при температуре 1080°C ;

- . отсутствие пор в сплаве Mo-Zr-B при температуре 1000°C и образование плоских дефектов, предположительно тонких выделений, при этой температуре;

- . сильный эффект микролегирования алюминием сплавов молибдена с бором;

- . образование термически стабильных дислокационных петель или тонких выделений в сплаве V-Zr-C при высоких температурах облучения вместо ожидаемых вакансионных пор.

Общепринятая теория роста вакансионных пор основана на том, что поры являются нейтральными стоками, а дислокации — предпочтительными для междоузельных атомов. Последнее обстоятельство является причиной вакансионного пересыщения и, следовательно, движущей силой роста пор. Казалось бы, что в отсутствие достаточно высокой плот-

ности дислокаций поры в процессе облучения не должны расти. Однако при теоретическом рассмотрении вопроса о возможном образовании оболочек примесных атомов на порах было показано, что уже моноатомная оболочка создает энергетический барьер порядка 0,01 эВ между порой и междоузельными атомами [10, 11]. Этого оказывается вполне достаточно для того, чтобы вызвать избыточный поток вакансий в пору, необходимый для её роста.

Идея авторов работ [10, 11] нашла хорошее подтверждение в работах [12, 13], авторы которых экспериментально обнаружили оболочки из кремния на вакансионных порах в алюминии. В процессе облучения алюминия в смешанном нейтронном спектре реактора HFIR флюенсом $2,3 \cdot 10^{27}$ нейтр./м² ($E \sim 0,025$ эВ) в результате реакции на тепловых нейтронах образовывалось 5,2% кремния, часть которого осаждалась на гранях пор. Это было показано в процессе изучения ТЭМ-дисков методами микродифракции и рентгеновской спектроскопии.

Допуская возможность образования оболочек примесных атомов на порах, можно достаточно логично объяснить все вышеперечисленные факты. Так, например, при определенных температурах примеси могут осаждаться не на всех гранях пор равномерно, а на некоторых, что приводит к сильному уменьшению поверхностной энергии этих граней и, следовательно, к их ускоренному росту. Вероятно, осаждение примесей на порах является причиной появления в сплаве Mo-Zr-V неравноосных пор, вакансионных дисков. При 1000°C процесс предпочтительного роста некоторых граней пор может приводить к их схлопыванию с образованием на этом месте тонких выделений. Не исключено, что аналогичные процессы являются ответственными за образование термически стабильных дислокационных петель или тонких выделений в сплаве V-Zr-C при $T > 500^\circ\text{C}$.

Один из возможных и очень интересных ответов на вопрос о том, каким образом происходит в таком случае аннигиляция вакансий, дан в работе [14]. Схлопывание пор в мо-

либденовом сплаве TZM происходило в процессе его последовательного облучения при 450°C . По мере увеличения флюенса с $2 \cdot 10^{26}$ нейтр./ м^2 плотность пор уменьшалась и после облучения флюенсом $8 \cdot 10^{26}$ нейтр./ м^2 поры вообще исчезали, а на их месте (в том числе) присутствовали вакансионные петли. В качестве рабочей гипотезы было выдвинуто предположение о том, что поры схлопываются вследствие образования на них оболочек из атомов ^{99}Tc , образующегося по ядерным реакциям на быстрых нейтронах. Вакансии в таком случае аннигилируют на вакансионных петлях, которые в зависимости от размера обладают переменной величиной предпочтения к междоузельным атомам. Малые вакансионные петли нейтральны, и поглощая вакансии, растут. По мере роста увеличивается склонность петель к поглощению междоузельных атомов и поэтому, начиная с некоторого момента, их диаметр уменьшается. Таким образом, диаметр вакансионных петель колеблется около некоторой номинальной величины, которая составляет для сплава TZM ~ 5 нм и обнаружена экспериментально в работе [14].

Влияние сегрегаций примесных элементов на формирование пор и дислокационных петель раскрывает широкие возможности микролегирования в создании радиационно-стойких сплавов. Однако для этого необходимо дальнейшее накопление прямых экспериментальных доказательств процесса осаждения примесей на радиационных дефектах, методическое совершенствование экспериментальной техники, углубление теоретических разработок.

8. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ И СПЕКТРА НЕЙТРОННОГО ПОТОКА НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ

Для оценки влияния интенсивности и спектра нейтронного потока на повреждение исследуемых материалов при облучении в различных ячейках реакторов СМ-2 и БОР-60 отобраны те экспериментальные результаты, которые удовлетво-

ряют следующим необходимым условиям:

1) облучение проводилось практически при одинаковой температуре;

2) образцы облучались при сопоставимых температурах, но охрупчивание материала в реакторе СМ-2 было значительно больше несмотря на меньший флюенс нейтронов;

3) температура облучения в реакторе БОР-60 была больше, однако нормализованная величина радиационного упрочнения после облучения материала в реакторе СМ-2 была меньше или сопоставима с таковой после облучения в реакторе БОР-60.

Степень повреждения материалов в различных ячейках реакторов СМ-2 и БОР-60 может отличаться на 20% [15, 16]. Однако при нормализации это различие уменьшается до 4-5%, поскольку показатель степени дозной зависимости радиационного упрочнения, как правило, составляет 0,2-0,3. Поэтому в данной работе скорость радиационного повреждения принимали пропорциональной интенсивности потока нейтронов с $E > 0,1$ МэВ.

Облучение в реакторах СМ-2 и БОР-60 может приводить:

- . к различному изменению как предела текучести, так и равномерного удлинения (рис.7,8, сплав V-Zr-C);
- . к сравнимому радиационному упрочнению, но различному изменению пластичности (рис.9, сплав Nb-W-Mo-Zr);
- . к одинаковому изменению прочности и пластичности (рис.10, сплав Mo-Zr-8).

Целесообразно рассматривать два случая различного изменения механических свойств исследуемых материалов при облучении в реакторах СМ-2 и БОР-60:

- . изменение, обусловленное различными размерами, плотностью или типом радиационных дефектов (условно - влияние интенсивности нейтронного потока);
- . изменение, не связанное с параметрами радиационных дефектов (условно - влияние спектра нейтронного потока), например, высокотемпературное радиационное охрупчивание (ВТРО).

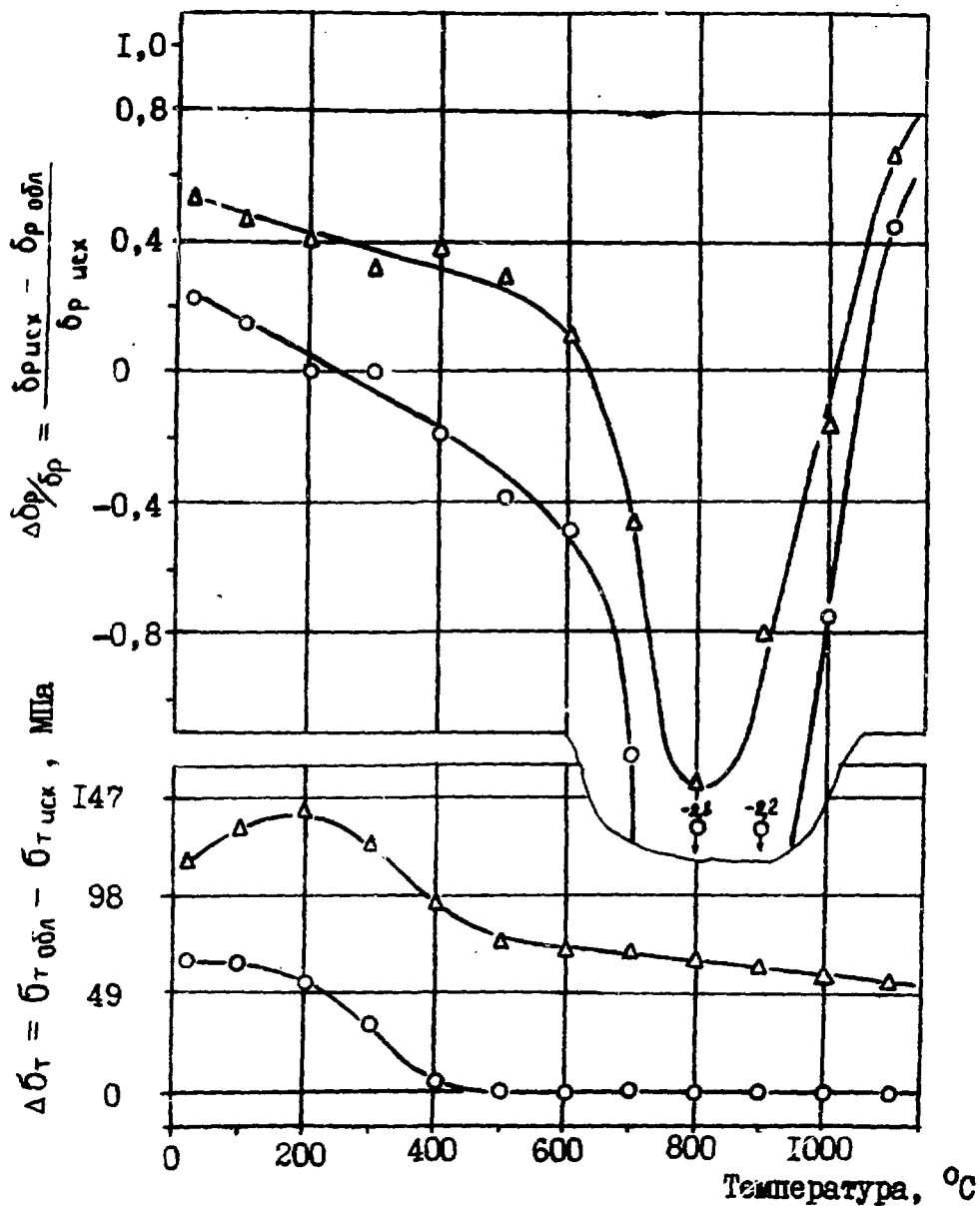


Рис.7. Влияние облучения при 620°C на температурную зависимость величины радиационного упрочнения и изменения пластичности сплава V-Zr-C :

- - в реакторе СМ-2 флюенсом $1,2 \cdot 10^{25}$ нейтр./м²;
- △ - в реакторе БОР-60 флюенсом $2,3 \cdot 10^{25}$ нейтр./м²;
- △ σ_т нормализовано к флюенсу $1,2 \cdot 10^{25}$ нейтр./м²

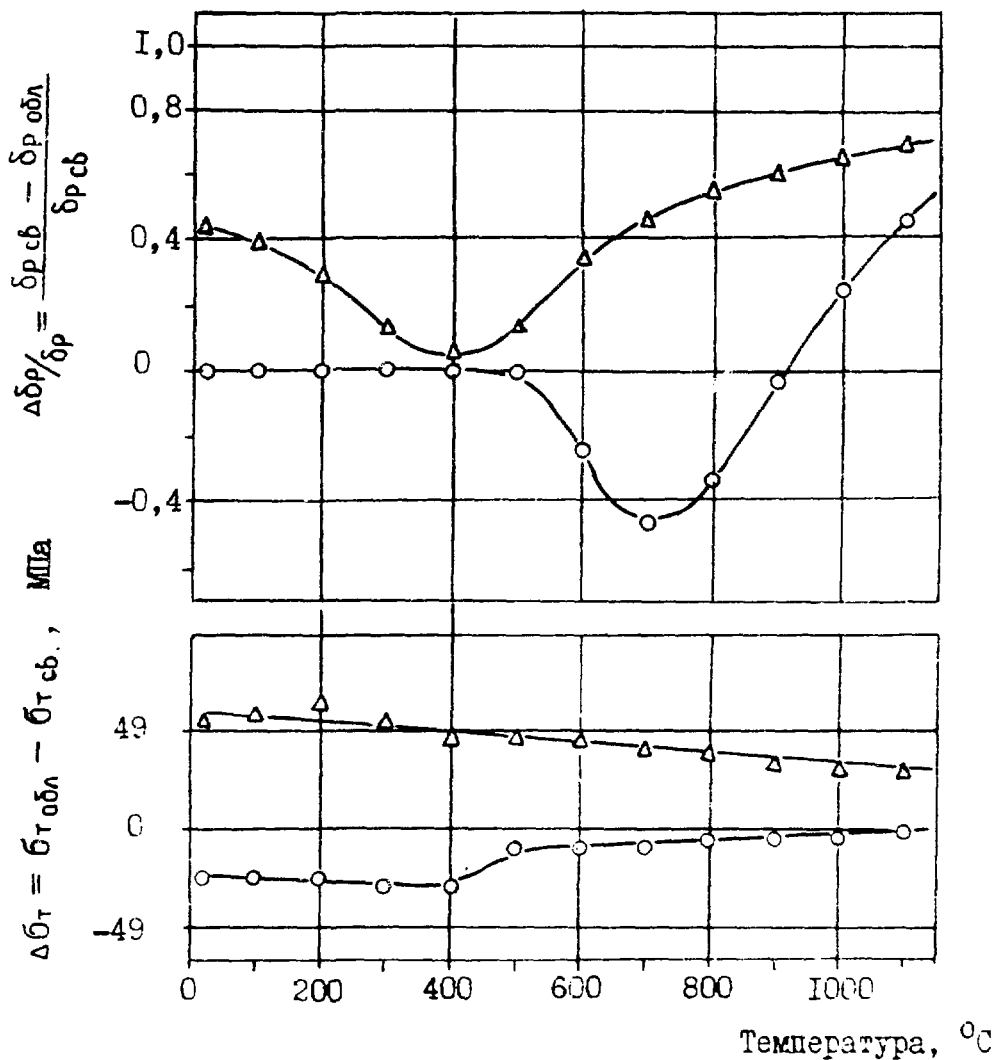


Рис.8. Влияние облучения при $\sim 750^\circ\text{C}$ на температурную зависимость величин радиационного упрочнения и изменения пластичности сплава V-Zr-C :

- - в реакторе СМ-2 при 730°C флюенсом $1,4 \cdot 10^{25}$ нейтр./ м^2 ;
- △ - в реакторе БОР-60 при 760°C флюенсом $2,2 \cdot 10^{26}$ нейтр./ м^2 ;

$\Delta\sigma_T$ нормализовано к флюенсу $1,4 \cdot 10^{25}$ нейтр./ м^2

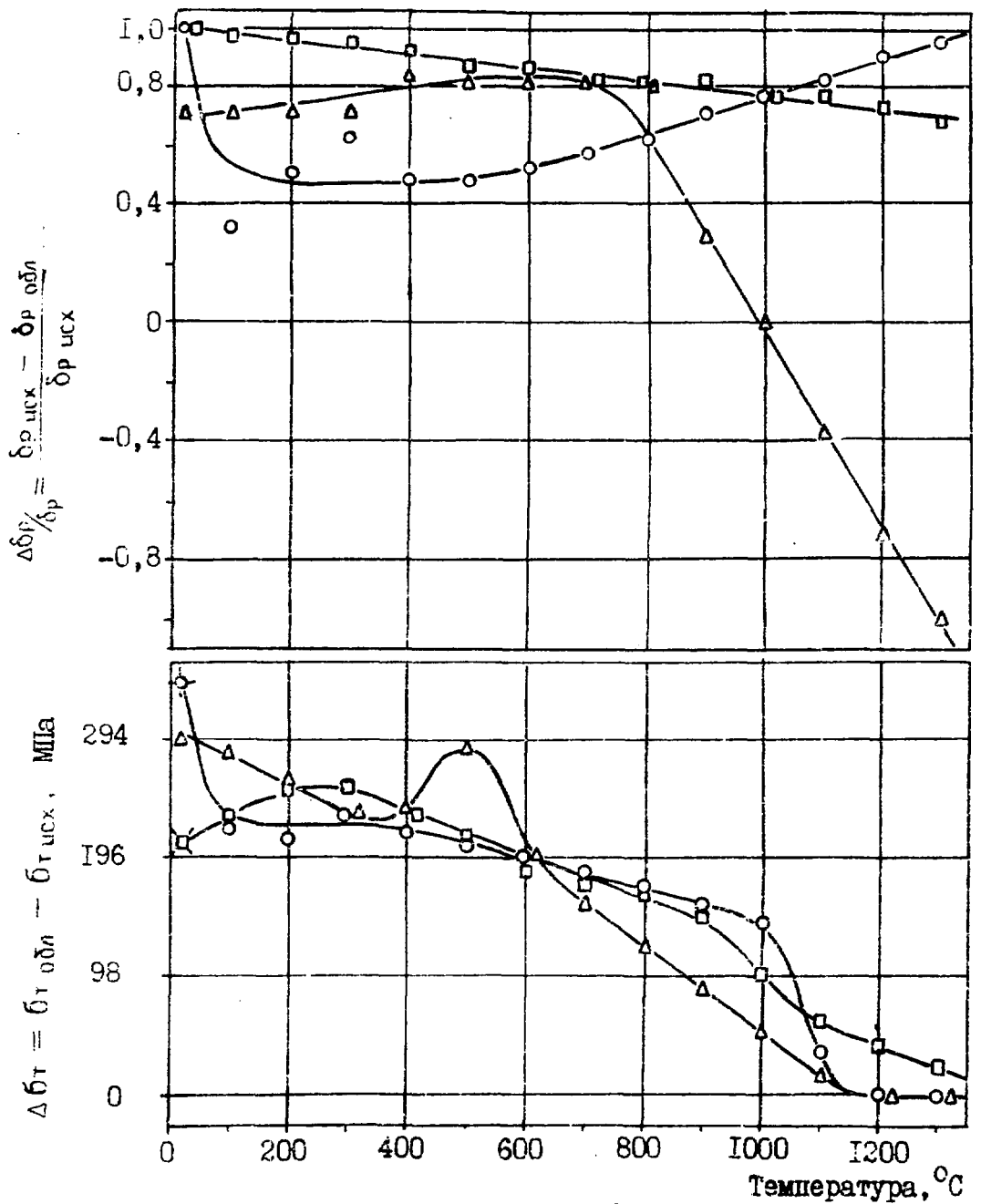


Рис.9. Влияние облучения при 620–760°C на температурную зависимость величины радиационного упрочнения и изменения пластичности сплава Nb-W-Mo-Zr :

- - в реакторе СМ-2 при 660°C флюенсом $1,2 \cdot 10^{25}$ нейтр./м²;
- △ - в реакторе БОР-60 при 620°C флюенсом $2,5 \cdot 10^{25}$ нейтр./м²;
- - в реакторе БОР-60 при 760°C флюенсом $2,1 \cdot 10^{26}$ нейтр./м²;
- △σ_T нормализовано к флюенсу $1,2 \cdot 10^{25}$ нейтр./м²;
- △ - хрупкое разрушение

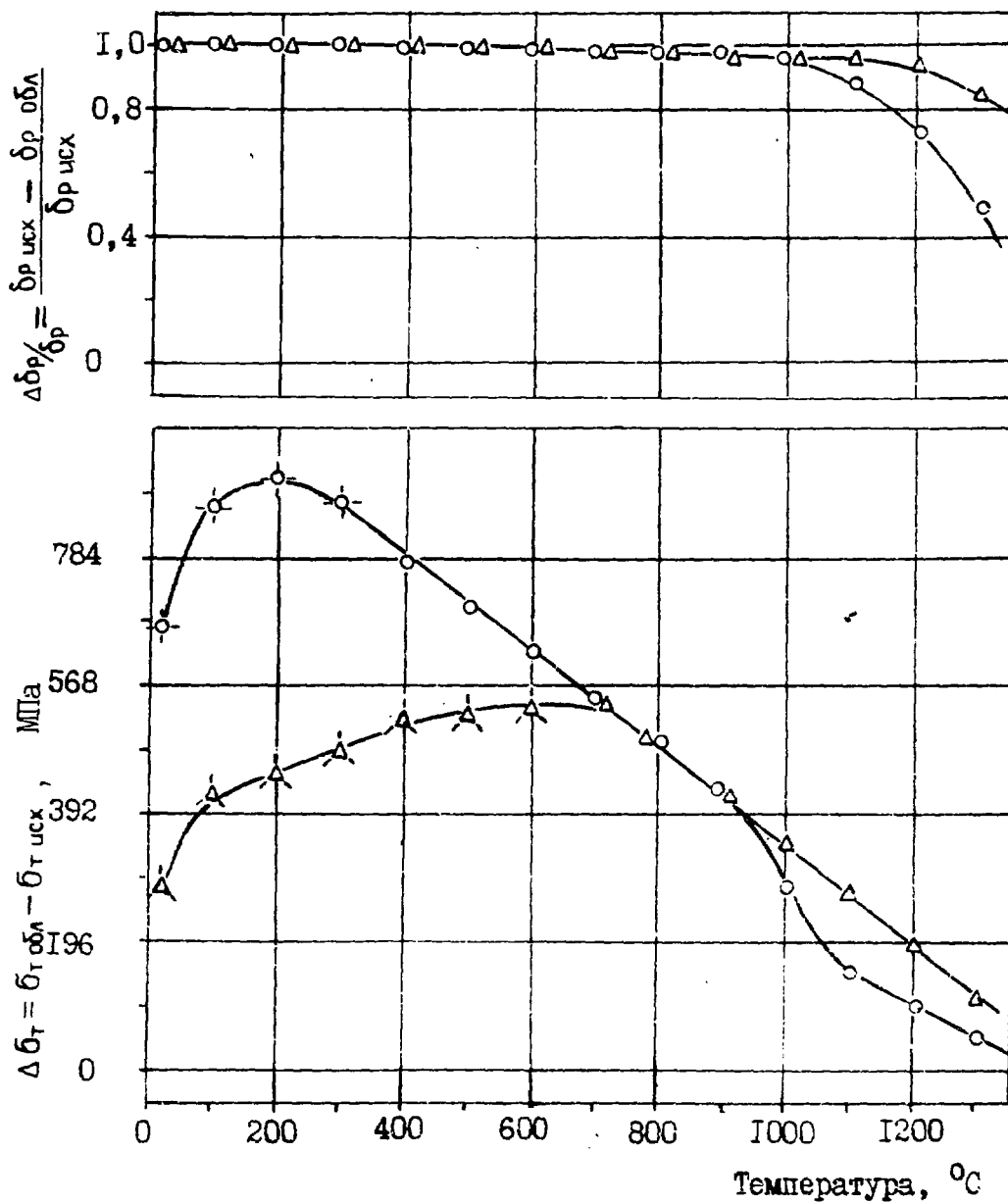


Рис. 10. Влияние облучения при $\sim 725^\circ\text{C}$ на температурную зависимость величины радиационного упрочнения и изменения пластичности сплава Mo-Zr-V :

- - в реакторе СМ-2 при 700°C флюенсом $1,2 \cdot 10^{25}$ нейтр./ м^2 ;
- △ - в реакторе БОР-60 при 750°C флюенсом $1,9 \cdot 10^{26}$ нейтр./ м^2 ;
- $\Delta \sigma_T$ нормализовано к флюенсу $5,0 \cdot 10^{25}$ нейтр./ м^2 ;
- , △ - хрупкое разрушение

Предполагается, что в температурной области ВТРО радиационные дефекты могут отжигаться и не полностью, однако они не оказывают сколько-нибудь заметного влияния на сопротивление пластической деформации вследствие большой энергии термической активации.

8.1. Влияние интенсивности

В процессе облучения сплава V-Zr-C в реакторах SM-2 и BOR-60 формируется различная структура радиационного повреждения как при температуре облучения 620°C (рис.7), так и при ~750°C (рис.8). В обоих случаях нормализованная величина радиационного упрочнения в реакторе BOR-60 значительно больше, чем в реакторе SM-2. Более того, при температуре 730°C во втором случае наблюдается заметное разупрочнение.

Как показали ТЭМ-исследования, незначительное упрочнение сплава после облучения в реакторе SM-2 при 620°C связано с образованием дислокационных петель средним диаметром 7 нм и плотностью $2,8 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$. Уже при $T_{исп} > 400^\circ\text{C}$ эти петли перестают быть эффективными барьерами на пути движущихся дислокаций. Напротив, дислокационные петли или тонкие выделения, образовавшиеся в процессе облучения при той же температуре в реакторе BOR-60, остаются достаточно сильными барьерами до $T_{исп} > 1100^\circ\text{C}$.

При облучении сплава V-Zr-C в реакторе BOR-60 в интервале 400-760°C средний диаметр петель или выделений слабо зависит от температуры облучения и флюенса нейтронов и составляет ~9 нм. Как видно из рис.7, нормализованная к флюенсу $1,2 \cdot 10^{25}$ нейтр./м² величина $\Delta\sigma_T$ при 20°C составляет 120 МПа. Из соотношения (2) следует, что это соответствует плотности петель $\sim 1 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$. Таким образом, облучение сплава V-Zr-C в реакторе BOR-60 при 620°C по сравнению с облучением в реакторе SM-2 при этой же температуре приводит к увеличению среднего диаметра дислокационных петель или тонких выделений от 7 до

~9 нм, их плотности от $2,8 \cdot 10^{21}$ до $\sim 1 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$, а также к значительному увеличению их термической стабильности. Аналогичная ситуация наблюдается и при температуре облучения $\sim 750^\circ\text{C}$ (рис. 8). Поведение сплава Mo-Zr-V в условиях облучения в реакторах CM-2 и BOR-60 при температуре $\sim 725^\circ\text{C}$ практически не отличается и нормализованная величина $\Delta\sigma_T$, например, при $T_{\text{исп}} = 700^\circ\text{C}$ в обоих случаях составляет $\sim 560 \text{ МПа}$ (рис. 10). В процессе облучения сплава в реакторе CM-2 при температуре 700°C флюенсом $1,2 \cdot 10^{25} \text{ нейтр./м}^2$ образуются дислокационные петли средним диаметром 5 нм и плотностью $4,0 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$ а также поры средним диаметром 3 нм и плотностью $4,0 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$. После облучения в реакторе BOR-60 при 750°C флюенсом $1,9 \cdot 10^{26} \text{ нейтр./м}^2$ средний диаметр петель и пор составил 6,5 и 3,5 нм, а их плотность $5,3 \cdot 10^{22}$ и $1,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-3}$ соответственно.

Можно принять, что во время облучения сплава Mo-Zr-V при температуре $\sim 725^\circ\text{C}$ как в реакторе CM-2, так и в реакторе BOR-60 образуются дислокационные петли и поры диаметром $\sim 6 \text{ нм}$ и $3,5 \text{ нм}$ соответственно, что допустимо с учетом ошибок измерения. Используя величину $\Delta\sigma_T$ при $T_{\text{исп}} = 700^\circ\text{C}$, равную $\sim 560 \text{ МПа}$, из соотношения (2) находим, что нормализованные к флюенсу $5,0 \cdot 10^{25} \text{ нейтр./м}^2$ плотности радиационных дефектов составляют, м^{-3} :

	петли ($\sim 6 \text{ нм}$)	поры ($\sim 3,5 \text{ нм}$)
в реакторе CM-2	$1,0 \cdot 10^{22}$	$1,0 \cdot 10^{23}$
в реакторе BOR-60	$4,5 \cdot 10^{22}$	$8,5 \cdot 10^{22}$

Соотношение между концентрацией дислокационных петель и пор принимали таким же, как непосредственно после облучения, а их частичный вклад в упрочнение учитывали согласно выражению

$$\Delta\sigma_T = (\Delta\sigma_{\text{пор}}^2 + \Delta\sigma_{\text{пет}}^2)^{1/2}. \quad (3)$$

Как видно, изменение механических свойств сплава Mo-Zr-V при облучении в реакторах CM-2 и BOR-60 одинаково, однако достигается это благодаря различному соотношению между плотностью дислокационных петель и пор.

Исследуемые сплавы существенно отличаются друг от друга по интенсивности процессов растворения, роста и перераспределения вторых фаз при пониженных температурах. Наиболее интенсивно процессы фазовой перестройки идут в сплаве $V-Zr-C$, менее интенсивно - в сплаве $Nb-Zr-C$, слабо - в сплаве $Nb-W-Mo-Zr$ и отсутствуют вовсе - в сплаве $Mo-Zr-B$. Именно в таком порядке располагаются сплавы по степени различия радиационного повреждения в реакторах $SM-2$ и $БОР-60$. В связи с этим можно предположить, что, чем интенсивнее диффузионные потоки элементов в твердом растворе материала, тем больше влияние интенсивности нейтронного потока. По-видимому, конечная структура радиационного повреждения зависит от особенностей "пересечения" диффузионных потоков точечных радиационных дефектов и примесных элементов.

Однако нельзя полностью исключать и возможное влияние флюенса нейтронов, который при облучении в реакторе $БОР-60$ был всегда больше (как минимум - в два раза). Возможна следующая логическая схема. Скорость образования точечных дефектов постоянна во времени. Интенсивность фазовой перестройки со временем уменьшается. В процессе фазовой перестройки увеличивается вероятность рекомбинации точечных дефектов на многочисленных дополнительных стоках. В связи с этим в начальный период времени концентрация выживших дефектов недостаточна для образования петель или пор. Со временем процессы фазовой перестройки затухают, концентрация выживших дефектов увеличивается и начинается достаточно интенсивное образование их скопления. Таким образом, для формирования дислокационных петель или пор необходим некий инкубационный флюенс. Не исключено, что флюенсы в реакторе $SM-2$ были меньше инкубационного, а в реакторе $БОР-60$ - больше.

Определенная ясность в этом вопросе может быть получена в результате облучения исследуемых материалов в реакторах $SM-2$ и $БОР-60$ одинаковыми флюенсами.

8.2. Влияние спектра

Наиболее сильное ВТРО наблюдается в сплавах Nb-W-Mo-Zr (рис. 9) и V-14Nb, в меньшей степени - в сплаве Nb-Zr-C, очень слабо - в сплаве V-Zr-C (рис. 7, 8) и совершенно отсутствует в сплавах молибдена (рис. 10). Можно отметить следующие основные особенности:

. ВТРО возникает только при облучении в смешанном нейтронном спектре реактора СМ-2;

. ВТРО наблюдается в довольно узком интервале температур облучения 620-750°C;

. наиболее сильному ВТРО подвержены сплавы с твердорастворным легированием Nb-W-Mo-Zr и V-14Nb.

Поскольку ВТРО наблюдается только при облучении в реакторе СМ-2 и не зависит от параметров радиационных дефектов, целесообразно связать это с различием продуктов ядерных реакций (ПЯР), образующихся в реакторах СМ-2 и БОР-60 на тепловых, резонансных и быстрых нейтронах.

Была проведена оценка изменения химического состава сплавов после облучения в каждом конкретном случае согласно работам [17-19]. Скорость реакции на второй и третьей стадиях принимали равной скорости на первой стадии, если период полураспада был меньше или сопоставим со временем облучения и последующего "вылеживания" образцов. Если период β -полураспада составлял больше 10 лет, изотоп принимался в качестве стабильного. При оценке ПЯР учитывали реакции на основных легирующих элементах, дающие наиболее заметный вклад в изменение химического состава.

Результаты расчета позволяют отметить следующее:

1. При одинаковом флюенсе нейтронов с $E > 0,1$ МэВ изменение химического состава сплавов в реакторе СМ-2 на два порядка больше, чем в реакторе БОР-60.

2. Основные ПЯР, образующиеся в реакторе СМ-2 в сплавах:

V-Zr - C - хром;

V - 14Nb - хром и молибден;

Nb - Zr - C - молибден;

Nb - W - Mo - Zr - молибден и рений;

Mo - Zr - V и Mo - Al - V - технеций и рутений.

Основные элементы, образовавшиеся в реакторе БОР-60: в сплавах на основе ванадия - титан, на основе ниобия - цирконий, на основе молибдена - технеций.

3. Наиболее значительные изменения химического состава как по количеству, так и по набору элементов, накапливающихся в реакторе СМ-2, происходят в сплавах Nb - W - Mo - Zr и V - 14Nb. Именно эти сплавы подвержены сильнейшему ВТРО.

В появлении ВТРО, по-видимому, большую роль играет концентрация ПЯР, количество элементов исходного и радиационного легирования, а также температура, при которой вводятся ПЯР. Так, например, в процессе облучения сплавов V-Zr-C и Nb-Zr-C в реакторе СМ-2 при температуре 150°C накапливалось до 6%Cr и 2%Mo соответственно, однако ВТРО не наблюдалось.

9. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Обобщены экспериментальные результаты по изучению радиационного повреждения некоторых сплавов на основе тугоплавких металлов при облучении их в различных ячейках реакторов СМ-2 и БОР-60 флюенсами от $1,5 \cdot 10^{23}$ до $2,2 \cdot 10^{26}$ нейтр./м² ($> 0,1$ МэВ) при температурах от 150 до 1100°C.

Наиболее важные с практической и научной точки зрения экспериментальные факты, заслуживающие внимания и дальнейшего изучения:

. положительный эффект микролегирования алюминием

сплавов молибдена с бором, приводящий, например, при 750°C к значительному уменьшению концентрации пор без существенного изменения их размеров;

. отсутствие пор в процессе облучения сплава $\text{Mo}-0,11\text{Zr}-0,002\text{B}$ при 1000°C и образование плоских дефектов, предположительно тонких выделений, при этой температуре;

. образование термически стабильных дислокационных петель или тонких выделений в результате облучения сплава $\text{V}-2,5\text{Zr}-0,35\text{C}$ в реакторе БОР-60 при $T > 500^{\circ}\text{C}$ вместо ожидаемых при этих температурах пор;

. высокотемпературное радиационное охрупчивание некоторых сплавов на основе ниобия и ванадия при облучении их в смешанном нейтронном спектре.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Казаков В.А., Покровский А.С., Смирнов А.В. Радиационное упрочнение и пластическая нестабильность ванадия и сплава $\text{V}-\text{Zr}-\text{C}$. - Физика металлов и металловедение, 1978, т.45, с.141.
2. Томпсон М. Дефекты и радиационные повреждения в металлах. - М.: Мир, 1971, с.332, 341.
3. Deihl J., Seidel G.P. and Weller M. Neutron Irradiation Hardening of Fe Single Crystals Containing Small Amounts of Carbon. - Trans. JIM, 1968, v.9, p.182.
4. Пористость и механические свойства сплава $\text{Mo}-\text{Zr}-\text{B}$ после нейтронного облучения при высоких температурах. I. Особенности процесса порообразования / Покровский А.С., Казаков В.А., Смирнов А.В., Малков В.В. - Физика металлов и металловедение, 1979, т.48, с.831.
5. Казаков В.А., Покровский А.С., Смирнов А.В. Пористость и механические свойства сплава $\text{Mo}-\text{Zr}-\text{B}$ после нейт-

- ванного облучения при различных температурах. Н. Зависимость упрочнения и округляемости от размера и плотности пор.- Физика металлов и металловедение, 1979, т.48, с.1037.
6. Казаков В.А., Покровский А.С., Смирнов А.В. Механические свойства и структура сплавов на основе тугоплавких металлов после нейтронного облучения.- Труды конференции по реакторному материаловедению.- Харьков, 1979, т.3, с.1.
 7. Loomie B.A., Gerber S.B. Effect of Oxygen Impurity on Defect Agglomeration and Hardening of Neutron - Irradiated Niobium.- Acta Met., 1973, v.21, p.165.
 8. Shiraishi K., Fukaya K. and Katano Y. Radiation and Anneal Hardening in Neutron - Irradiated Vanadium.- J. Nucl. Mater., 1974, v.54, p.275.
 9. Shiraishi K., Fukaya K. and Katano Y. Anneal Hardening of Mo Neutron Irradiated at 600°C.- J. Nucl. Mater., 1975, v.57, p.361.
 10. Wolfer W.G. and Mansur L.K. Effect of a Surface Layer on Void Nucleation. ORNL-5182, Oak Ridge, USA, 1976, p.65.
 11. Wolfer W.G. and Mansur L.K. The Mechanical Interaction of Point Defects with Spherical Surface Layers.- Phys. Stat. Sol. (a), 1976, v.37, p.211.
 12. Farrell K., Braski D.N. and Bentley J. Direct Observation of Coated Voids. ORNL-5182, Oak Ridge, USA, 1976, p.56.
 13. Farrell K., Bentley J. and Braski D.N. Direct Observation of Radiation - Induced Coated Cavities.- Scripta Metallurgica, 1977, v.11, p.243.
 14. Evans J.H. Void Swelling and Irradiation Induced Void Shrinkage in DFR Irradiated Mo and TZM. Intern. Conf. on Irradiation Behaviour of Metallic Materials for Fast Reactor Core Components.- Ajaccio, Corse, France, June 4-8, 1979.

15. Вотинков С.Н., Прохоров В.И., Колесников А.Н. К оценке радиационной повреждаемости железа, ниобия и молибдена при нейтронном облучении в реакторах СМ-2 и БОР-60: Препринт НИИАРа.- П-204.- Дзмитровград, 1973.
16. Пименов В.В., Поляков Д.Н., Служаев В.И. Расчет радиационных повреждений и производство газовых трансмутантов в металлах при облучении в каналах реакторов СМ-2, БОР-60, РБТ-6: Препринт,- НИИАР-9(417) - Дзмитровград, 1980.
17. Дзелепов Б.С., Пекер Л.К. Схемы распада радиоактивных ядер. М.-Л.: Наука, 1966, т.1 и 2.
18. Бекурц К., Виртц К. Нейтронная физика.- М.: Атомиздат, 1968.
19. Групповые константы для расчета ядерных реакторов/ Абагян Л.П., Базазянц Н.О., Бондаренко И.И., Николаев М.Н.- М.: Атомиздат, 1964.

Рукопись поступила в ОПИНТИ
26.12.80, обработана 12.06.81.
Окончательно подготовлена
авторами 06.07.81.



Валентин Александрович Казаков
Александр Сергеевич Покровский
Алексей Владимирович Смирнов

**РАДИАЦИОННОЕ ПОВРЕЖДЕНИЕ ТУГОШАВКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ
НА ИХ ОСНОВЕ**

Научный редактор Е.Ф.Давыдов

Редактор В.И.Породнова Корректор Л.Н.Кривошеева

Подписано к печати 11.08.81. Т-22596. Формат 60x90 1/16.

Офсетная печать. Печ.л. 2,25. Уч.изд.л. 1,8. Тираж 170 экз.

Индекс 3624. Заказ 1469. Цена 18 коп.

Отпечатано на роталпринте НИИАРа, ноябрь 1981 г.

433510, Дзмитровград, НИИАР

18 коп.

Индекс 3624

**РАДИАЦИОННОЕ ПОВРЕЖДЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ**

Препринт, НИИАР-13(466), 1981, 1-32