



НИИАР-7(790)

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

219105733

В.П. Чакин, В.А. Казаков

НИИАР -- 7 (790)

**РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ
МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ХРОМА**

П р е п р и н т



**радиационное
материало-
ведение**

Москва-ЦНИИатоминформ-1990

УДК 621.039.531:669.265

Чакин В.П., Казаков В.А. РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ХРОМА: Препринт. ЦНИИАР-7(790).- М.: ЦНИИАтоминформ, 1990.- 22 с.

Исследовано влияние облучения в широком интервале температур и флюенсов нейтронов на изменение механических свойств и структуры малолегированных сплавов хрома: ВХ-2К, ХР-3, БХМ. Показано, что радиационную стойкость этих сплавов ограничивает низкотемпературное радиационное охрупчивание (НТРО), причиной которого является радиационное упрочнение в результате образования в структуре радиационных дефектов - дислокационных петель и вакансионных пор. Предложены способы борьбы с НТРО: металлургические (алюминирование, очистка твердого раствора от примесей и т.д.) и эксплуатационные (кратковременные отжиги при повышенных температурах, электрополировка поверхности и др.).

Рис.8, табл.2, список лит. - 8 назв.

Научный редактор - д-р техн.наук Е.П.Клочков



Центральный научно-исследовательский институт информации и технико-экономических исследований по атомной науке и технике (ЦНИИАтоминформ), 1990

ВВЕДЕНИЕ

Повышение рабочих температур оболочек твэлов - актуальная проблема ядерной энергетики [1]. При температурах оболочек выше 800 °С прочность широко используемых нержавеющих сталей недостаточна, поэтому необходимы более жаропрочные конструкционные материалы, например, сплавы на основе тугоплавких металлов: ванадия, молибдена, ниобия и др. Возможно использование и сплавов хрома, имеющих, кроме повышенной жаропрочности, ряд других ценных свойств: высокую коррозионную стойкость в агрессивных средах, хорошие ядерно-физические свойства и т.д. [2]. Широкое использование сплавов хрома в качестве конструкционного материала ядерной энергетики сдерживает их недостаточная пластичность. В связи с этим значительные усилия в последнее время были направлены на разработку и получение сплавов хрома, имеющих достаточный запас пластичности в исходном состоянии, в частности при комнатной температуре испытания. Основные способы повышения пластичности хрома и его сплавов сформулированы в работе [3]. Хром не обладает природной хрупкостью, как следует из экспериментальных данных, свидетельствующих о высокой пластичности кристаллов хрома, испытанных при отрицательных температурах [4]. Однако при наличии примесей и других дефектов структуры существенно снижается уровень пластичности хрома, в ряде случаев вплоть до полного охрупчивания. Поэтому необходима глубокая очистка твердого раствора от примесей внедрения, что достигается микролегированием химически активными к примесям элементами с образованием равномерно распределенных по телу зерна дисперсных выделений. Дополнительный запас пластичности дает и специальная термомеханическая обработка материала с целью образования ячеистой структуры [5]. Эти положения были реализованы при разработ-

ке малолегированных сплавов хрома типа ВХ-2К, ХР-3, ВХМ и др. Все эти сплавы имеют достаточный запас пластичности при комнатной температуре испытания, технологичны. В литературе практически отсутствуют сведения по радиационной повреждаемости сплавов хрома. Поэтому большое практическое значение имеет получение экспериментальных данных, характеризующих радиационную стойкость этих сплавов после облучения в реакторе вплоть до высоких флюенсов нейтронов.

Цель настоящей работы — изучение влияния нейтронного облучения в широком интервале температур и флюенсов нейтронов на изменение кратковременных механических свойств, плотности и структуры некоторых малолегированных сплавов хрома.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали малолегированные сплавы хрома типа ВХ-2К, ХР-3, ВХМ, химический состав и условия термообработки которых приведены в табл.1. При этом использовали малогабаритные образцы (диаметр и длина рабочей части 3 и 15 мм соответственно), изготовленные из прутков. Образцы облучали в реакторах СМ-2 и БОР-60 в составе стандартных материаловедческих облучательных устройств в среде натрия, а также внутри тиглов в составе теплоделяющих сборок в среде гелия технической чистоты. Условия облучения, полученные в результате расчета, приведены в табл.2. Отжиги образцов-свидетелей проводили в среде аргона технической чистоты.

Кратковременные механические испытания проводили дистанционно на разрывных машинах типа I93IV и I236P при скорости деформации $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, температуре до 1100°C в вакууме $6,7 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$. Погрешность определения предела текучести составила $\pm 5\%$, относительного удлинения $\pm 10\%$. С целью изучения кинетики отжига радиационных дефектов часть образцов отжигали при температуре до 1200°C в вакууме $6,7 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$. Микротвердость H_{μ} определяли на дистанционном микротвердомере ПМТ-4Д при усилии 1 Н с погрешностью $\pm 5\%$. Распухание определяли методом гидростатического взвешивания на дистанционных весах В100-О1ДУ-ПМ-М с погрешностью, не превышающей $\pm 0,3\%$.

Таблица I

Химический состав малолегированных сплавов хрома

Сплав	Массовое содержание элементов, %											Исходное состояние
	Cr	Fe	La	Ta	V	Re	Zr	C	O	N	H	
ВК-2К	Осно- ва	-	0,32	0,26	0,40	-	-	0,006	0,005	0,01	<0,001	Отжиг при 1050 °С 1 ч
ХР-3	"	0,25	0,25	-	-	-	-	0,012	0,01	0,012	<0,001	Деформи- рованное состояние
ВХМ	"	-	0,22	0,35	0,55	0,4	0,07	-	-	-	<0,001	То же

Таблица 2

Условия испытания малолегированных сплавов хрома

Место испытания	Сплав	Среда	Температура, °С	Эффект нейтронов, см ⁻² (E > 0,1 МэВ)	
Реактор СМ-2	ВХ-2К	Вода	70	$2,5 \cdot 10^{20}$	
		Застойный натрий	400	$0,9 \cdot 10^{22}$	
		То же	570	$1,6 \cdot 10^{22}$	
		"	600	$2,8 \cdot 10^{22}$	
		"	620	$1,8 \cdot 10^{22}$	
		"	650	$3,0 \cdot 10^{22}$	
		"	670	$1,9 \cdot 10^{22}$	
Реактор БОР-60	ВХ-2К	"	700	$2,0 \cdot 10^{22}$	
		"	760	$3,7 \cdot 10^{22}$	
		"	790	$3,7 \cdot 10^{22}$	
		"	820	$3,9 \cdot 10^{22}$	
		Гелий технической чистоты	470	$6,9 \cdot 10^{22}$	
			640	$6,6 \cdot 10^{22}$	
			680	$9,3 \cdot 10^{22}$	
		ХР-3	Застойный натрий	650	$1,8 \cdot 10^{22}$
		ВХМ	Гелий технической чистоты	550	$1,2 \cdot 10^{23}$
		Установка для отжига [*]	ВХ-2К	Аргон технической чистоты	750

^{*}Длительность отжига 3500 ч.

Исследования методом трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) проводили на электронном микроскопе ЭМВ-100Л. Диски для просмотра готовили из рабочей части малогагаринских образцов с помощью механического утонения и последующей электрополировки в электролите, содержащем CH_3OH и HClO_4 . Погрешность определения плотности и размеров радиационных дефектов составляла ± 20 и ± 10 % соответственно.

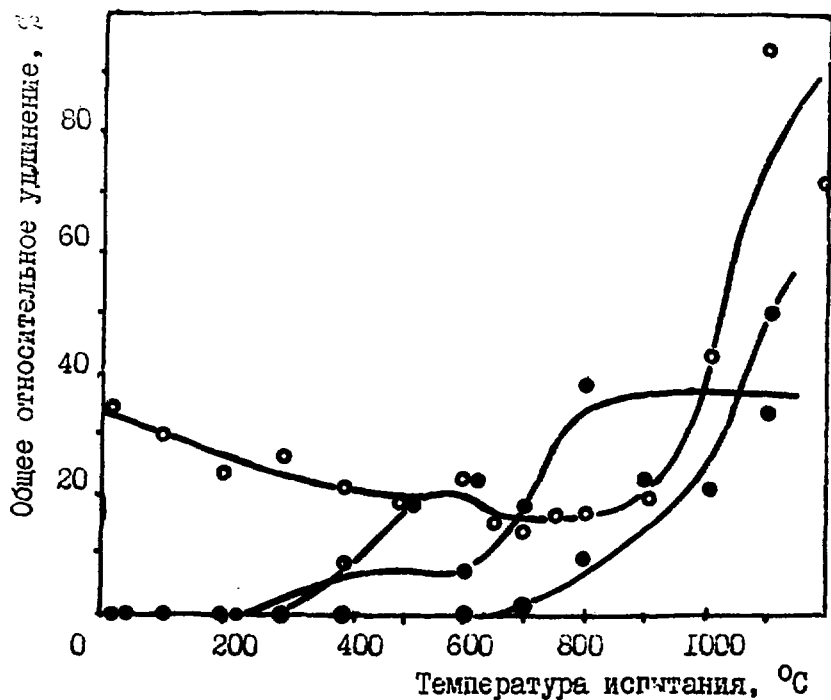
2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Основные экспериментальные данные получены на сплаве ВХ-2К. Однако на примере этого сплава результаты вполне могут быть обобщены на весь класс малолегированных сплавов хрома.

2.1. Механические свойства и микротвердость

В зависимости от вида воздействия на сплав ВХ-2К (температурная выдержка или облучение при различных температурах и флюенсах нейтронов) его механические характеристики изменяются различным образом (рис.1). Однако общим является тот факт, что облучение приводит к увеличению предела текучести σ_T и снижению общего относительного удлинения δ_0 материала, вплоть до полного охрупчивания при пониженных и средних температурах испытания $T_{\text{исп}}$. Определяя радиационное упрочнение как разность пределов текучести в облученном и исходном состоянии ($\Delta\sigma_T = \sigma_{T_{\text{обл}}} - \sigma_{T_{\text{исх}}}$), а температуру хрупковязкого перехода T_K как максимальную, при которой происходит абсолютно хрупкое разрушение, можно отметить, что наибольшие значения $\Delta\sigma_T$ и T_K имеют после облучения в реакторе БОР-60 (см.рис.1). Температура хрупковязкого перехода достигает 600°C . При длительной выдержке в инертной атмосфере также увеличивается T_K до 300°C , однако в данном случае это связано не с объемным повреждением материала, а с формированием на поверхности круп-

кого слоя оксида хрома Cr_2O_3 черного цвета. Образование этого слоя связано с наличием кислорода в аргоне технической чистоты, использовавшемся в качестве рабочей среды при длительном отжиге. После электрополировки поверхности образца на глубину не менее 50 мкм происходит практически полное восстановление пластичности. Таким образом, существенные изменения механических свойств сплава ВХ-2К (см. рис.1)



а

Рис.1. Влияние облучения и температуры на изменение общего относительного удлинения (а) и предела текучести (б) сплава ВХ-2К: ○ - исходное состояние после отжига при 1050 °С, 1 ч; ⊙ - отжиг в инертной атмосфере при $T = 750$ °С, 3500 ч; ● - облучение в реакторе СМ-2 ($T_{обл} = 70$ °С; $\varphi t = 4,7 \cdot 10^{20}$ см⁻² ($E > 0,1$ МэВ)); ● - облучение в реакторе БОР-60 ($T_{обл} = 760$ °С, $\varphi t = 3,7 \cdot 10^{22}$ см⁻² ($E > 0,1$ МэВ))

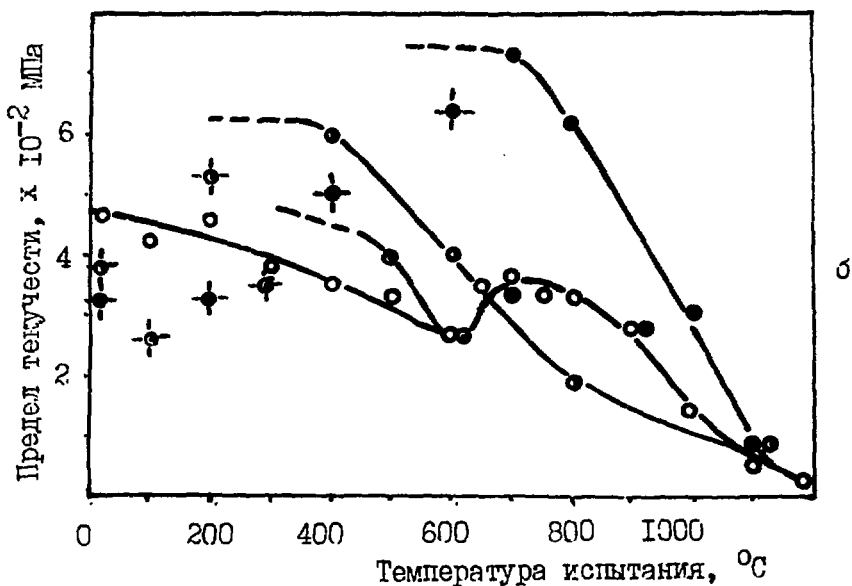


Рис.1. Окончание

связаны в первую очередь с чисто радиационным воздействием (по крайней мере до температуры 750 °C).

Степень радиационного изменения механических характеристик сплава ВХ-2К существенным образом зависит от температуры облучения (рис.2). Так, при увеличении $T_{обл}$ от 600 до 700 °C радиационное упрочнение резко понижается (от 650 до 50 МПа, т.е. в 13 раз). Одновременно и температура хрупковязкого перехода в этой температурной области снижается от 800 до 350 °C ($\Delta\sigma_T$ и T_K при этом нормированы к флюенсу нейтронов $3 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$)).

При $T_{обл} > 700$ °C происходит некоторое увеличение $\Delta\sigma_T$ и T_K , причем при 750-770 °C обнаружен небольшой максимум. Таким образом, температурную область 400-850 °C можно разбить на три интервала с качественно различным изменением $\Delta\sigma_T$ и T_K . В первом интервале (400-600 °C) радиационное упрочнение и температура хрупковязкого перехода имеют максимальные значения: 700 МПа и 800 °C соответственно. Во втором интервале (600-700 °C) происходит чрезвычайно резкое снижение $\Delta\sigma_T$ и T_K , а в третьем (более 700 °C) - некоторое

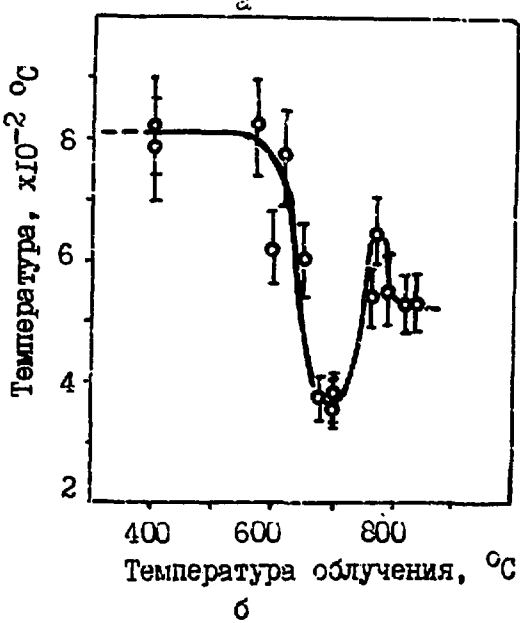
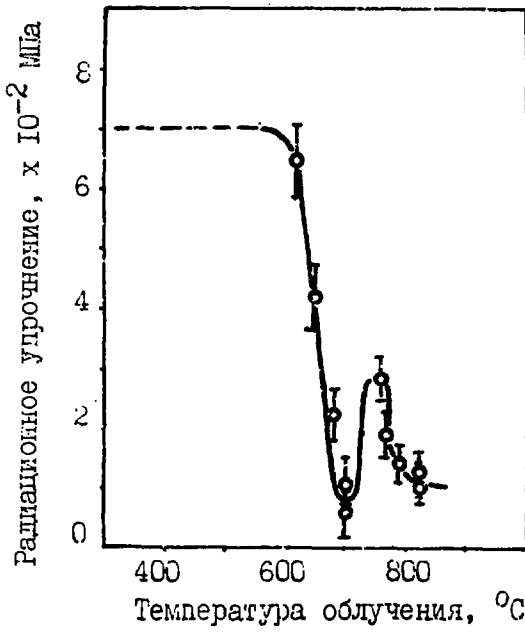


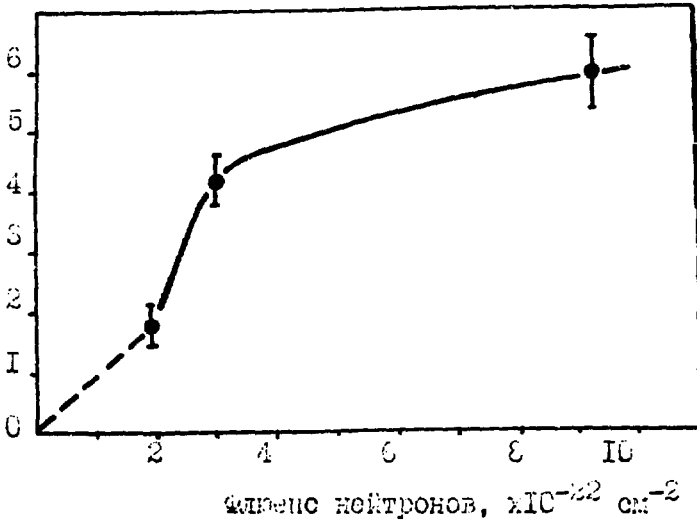
Рис.2. Зависимость радиационного упрочнения $\Delta\sigma_T$ (а) и температуры хрупковязкого перехода (б) сплава ВХ-2Ж от температуры облучения ($T_{исп} = T_{обл}$)

увеличение характеристик радиационного повреждения (с небольшим пиком при 750-770 °C).

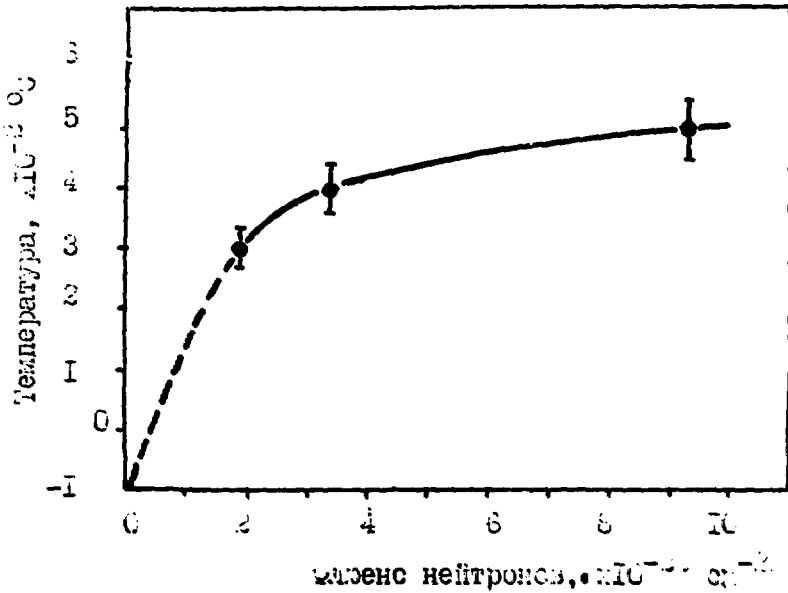
Зависимость $\Delta\sigma_T$ и T_K от флюенса нейтронов носит более монотонный характер (рис.3), в частности, в интервале $(1-10) \times 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$) происходит параболический рост $\Delta\sigma_T$ или T_K с увеличением флюенса нейтронов. Некоторая неопределенность сохраняется в области флюенса нейтронов менее $1 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$, в которой отсутствуют экспериментальные данные для интервала температур облучения 650-700 °C. Можно предположить, что и для других температур облучения из области 400-850 °C будет сохраняться параболический характер изменения значений $\Delta\sigma_T$ и T_K с ростом флюенса нейтронов.

По аналогии с рассмотренной величиной $\Delta\sigma_T$ радиационное упрочнение можно оп-

Радиационное упрочнение, $\cdot 10^{-2}$ МПа



а



б

Рис.3. Зависимость радиационного упрочнения $\Delta\sigma_r$ (а) и температуры хрупковязкого перехода (б) сплава АЖ-2Ж после облучения в области температур 350-400 °C от флюенса нейтронов ($E > 0,1$ МэВ)

ределить так же, как разность значений микротвердости в облученном и исходном состоянии ($\Delta H_{\mu} = H_{\mu \text{ обл}} - H_{\mu \text{ иск}}$). Зависимость ΔH_{μ} от температуры, показанная на рис.4, также свидетельствует о наличии минимума при 600-700 °С. Однако

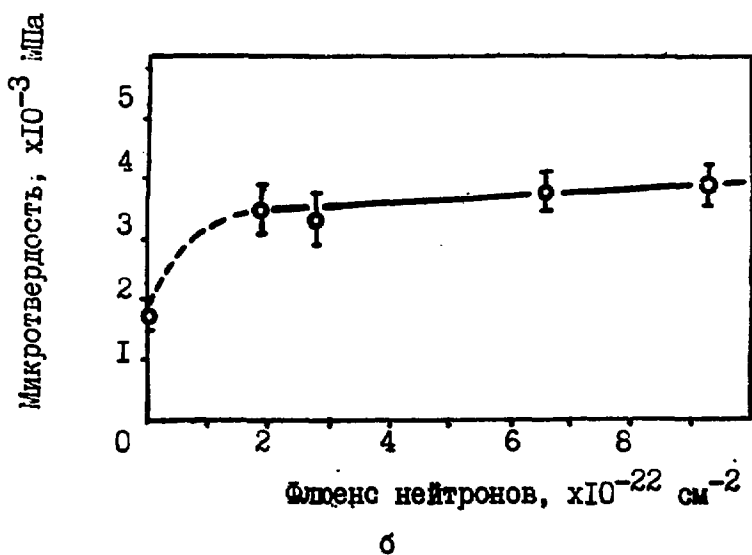
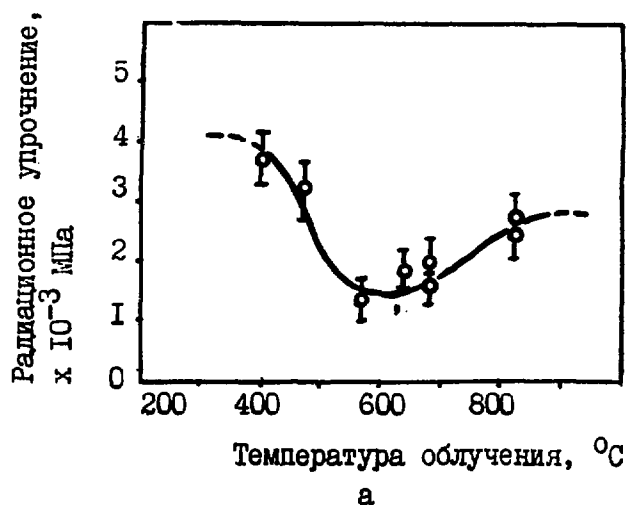


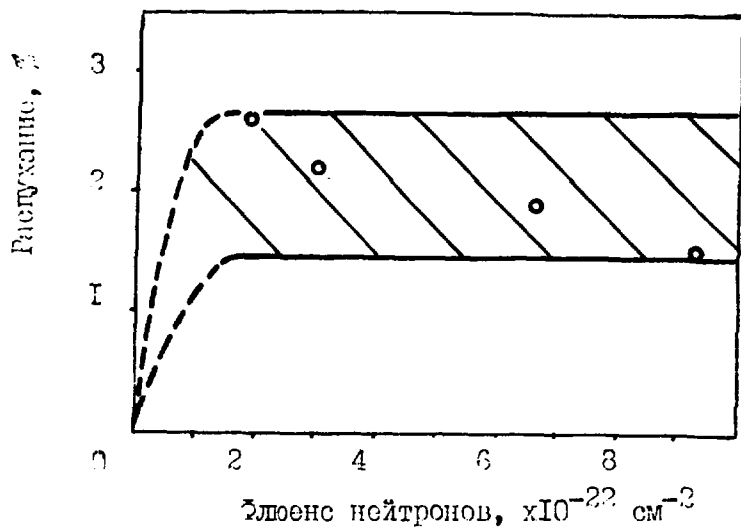
Рис.4. Зависимость радиационного упрочнения ΔH_{μ} сплава ВХ-2К от температуры облучения (а) и микротвердости от флюенса нейтронов ($E > 0,1$ МэВ) (б)

в данном случае максимальное и минимальное значения микротвердости различаются всего примерно в 1,5 раза, т.е. зависимость ΔH_{μ} от $T_{обл}$ носит сглаженный, достаточно монотонный характер.

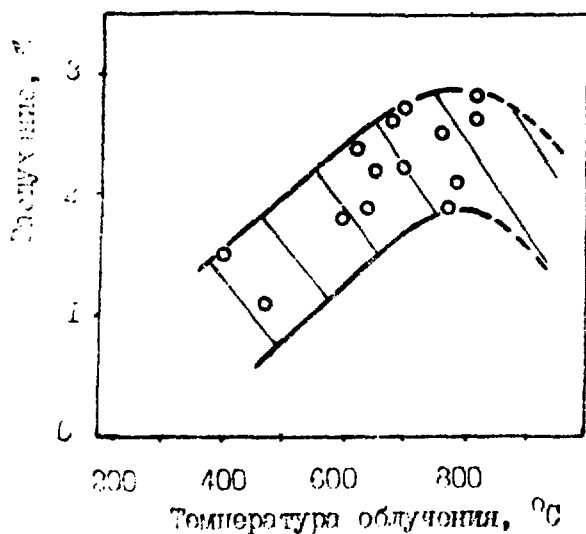
Зависимость абсолютного значения H_{μ} от флюенса нейтронов после облучения в температурной области 640-680 °C свидетельствует о чрезвычайно слабом росте микротвердости в интервале $1 \cdot 10^{22} - 1 \cdot 10^{23} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$) (см. рис.4,б). При любом условии облучения микротвердость составляет 3300-3600 МПа. Таким образом, основной рост микротвердости при облучении сплава 3X-2X происходит до $\varphi t \sim 1 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$).

2.2. Распухание

Из зависимости распухания сплава 3X-2X, определенно-го методом гидростатического взвешивания по уменьшению плотности, от флюенса нейтронов (рис.5, а) следует, что для области температур облучения 640-680 °C в интервале $\varphi t = (1-10) \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$) абсолютное значение распухания сохраняется примерно постоянным (1,5-1,7%). Таким образом, наиболее значительное увеличение распухания произошло при флюенсе нейтронов до $1 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$). С учетом того факта, что зависимость распухания от флюенса нейтронов гораздо слабее, чем от температуры облучения, т.е., принимая условие $\varphi t = const$, можно получить температурную зависимость распухания (см.рис.5,б). Она имеет, вероятно, куполообразный вид. Максимум распухания носит размытый характер и приходится, по-видимому, на область 700-850 °C (с учетом того, что здесь представлены экспериментальные точки с разбросом по флюенсу нейтронов от $1 \cdot 10^{22}$ до $1 \cdot 10^{23} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$)).



а



б

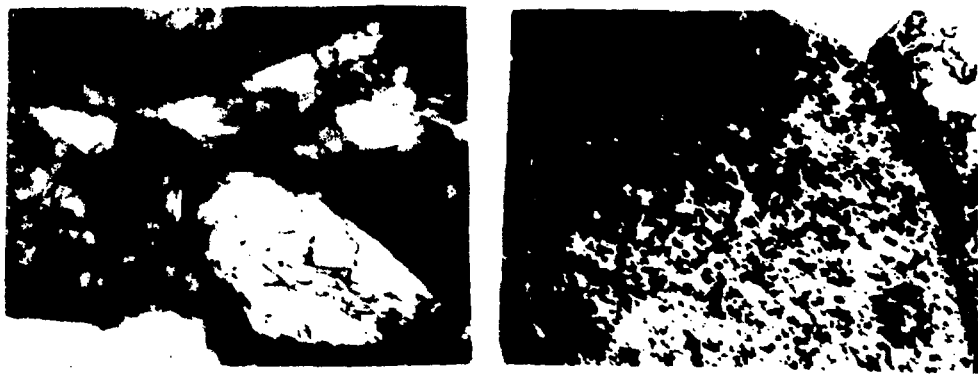
Рис.5. Зависимость распухания сплава ВК-2К от эквивалента нейтронов ($E > 0,1 \text{ МэВ}$) при температуре облучения 640-680 °C (а) и от температуры облучения с учетом $\Phi t = \text{const}$ (б)

3.3. Микроструктура

В исходном состоянии микроструктура сплава АХ-2М после отжига при 1050°C в течение 1 ч характеризуется наличием ячеек и достаточно большого количества дислокаций (плотность $\sim 3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) (рис. 6, а). Такое состояние материала характерно для деформированного или частично полигонизованного сплава АХ-2М и вносит определенный вклад в запас пластичности материала при комнатной температуре испытания.

Облучение сплава в реакторе СМ-3 при 10°C до флюенса нейтронов $2,5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$) приводит к образованию дислокационных петель и "черных точек" среднего размером 7 нм и общей средней плотности $1,8 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ (см. рис. 6, б). Следует отметить практически полное исчезновение дислокаций. Обедненных зон вдоль границ не обнаружено.

После облучения в реакторе БОР-60 при более высокой температуре и флюенса, например, при 670°C до флюенса



а

б

Рис. 6. Микроструктура сплава АХ-2М: а - исходное состояние; б - облучение в реакторе СМ-3 при $T = 10^{\circ}\text{C}$, $\varphi t = 2,5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$); в, г - облучение в реакторе БОР-60 при $T = 670^{\circ}\text{C}$, $\varphi t = 1,8 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$) без отжига и с отжигом при $T = 1000^{\circ}\text{C}$, 1 ч соответственно, $\times 50000$



в

г

Рис.6. Окончание

нейтронов $1,6 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E \sim 0,1 \text{ МэВ}$) в структуре образуются мелкие вакансионные поры средним размером 6-8 нм и плотностью $2,5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ (см. рис.6, в). Отмечается существенное уменьшение плотности дислокаций. Вдоль границ прослеживаются свободные от пор зоны. Отжиг при 1000°C , выделение Γ и приводит к полному исчезновению пор и появлению выделений округлой формы размером примерно 60 нм, которые предположительно могут быть идентифицированы как фаза TaC. Дислокации, как правило, закреплены выделениями.

3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как отмечалось, основной проблемой, возникающей при использовании малолегированных сплавов хрома в качестве конструкционного материала, является их недостаточная пластичность, а в условиях облучения - сильное радиационное охрупчивание. Это может привести к существенному снижению времени эксплуатации реакторной установки. Поэтому анализ и обсуждение экспериментальных результатов целесообразно проводить одновременно с выявлением причин радиационного охрупчивания и поиска способов его устранения.

Охрупчивание малолегированных сплавов хрома под облучением может быть отнесено к низкотемпературному радиационному охрупчиванию (НТРО), хотя из-за чрезвычайно сильного характера его проявления абсолютно хрупкое разрушение может происходить и при средних (500–600 °С) температурах. Явление НТРО характерно для материалов, у которых в отсутствие облучения обнаруживают хладноломкость, т.е. переход из вязкого состояния в хрупкое с понижением температуры [6]. К таким материалам относятся металлы с объемно центрированной кубической решеткой: молибден, вольфрам, хром, а также некоторые типы нержавеющей стали ферритно-мартенситного класса. Количественным показателем НТРО считается сдвиг температуры хрупковязкого перехода, который для различных материалов в зависимости от условий испытаний может изменяться от нескольких десятков до нескольких сотен градусов.

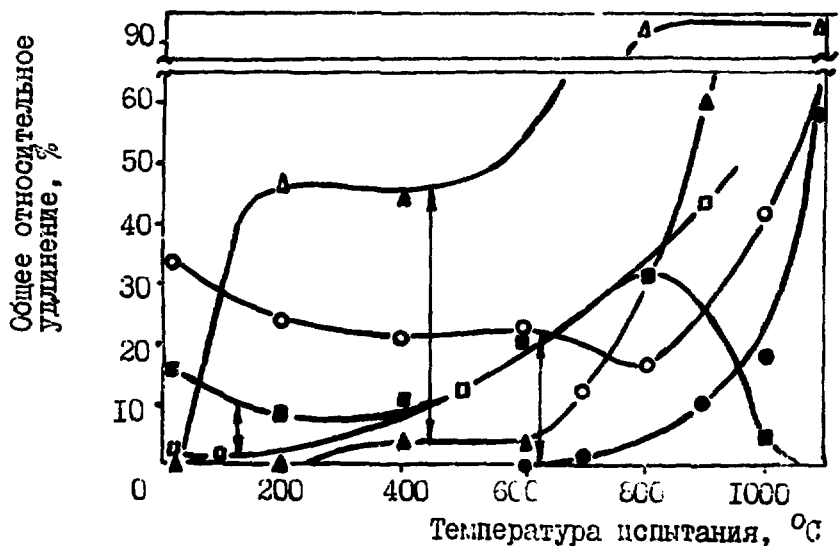
Феноменологическое объяснение хрупковязкого перехода предложил А.Ф.Иоффе [6]. По его мнению, хрупковязкий переход определяется соотношением между двумя характеристиками материалов: сопротивлением начальной пластической деформации и температурно-независимым параметром – хрупкой прочностью $\sigma_{хр}$. При $\sigma_{т} > \sigma_{хр}$ материал разрушается хрупко, при $\sigma_{т} < \sigma_{хр}$ деформируется пластически. В работе [7] показано, что в ряде случаев также происходит снижение $\sigma_{хр}$ вследствие, например, образования сегрегаций по границам зерен. Это вносит дополнительный вклад в степень проявления НТРО. Таким образом, согласно схеме А.Ф.Иоффе любое дополнительное упрочнение материала (технологическое, термическое, радиационное и т.д.) должно приводить для хладноломких материалов к сдвигу $T_{к}$ вправо. Поэтому НТРО является, по-видимому, частным случаем охрупчивания такого рода материалов при условии радиационного или радиационно-термического воздействия. Следовательно, методы снижения НТРО малолегированных сплавов хрома заключаются в поиске путей устранения дополнительного упрочнения.

Все факторы, влияющие на дополнительное упрочнение малолегированного сплава хрома ВХ-2К с точки зрения возможности

воздействия на них для снижения НТРО, можно разделить на металлургические и эксплуатационные.

К металлургическим факторам относят операции, проводимые с хромом в исходном состоянии для обеспечения его максимальной исходной пластичности: очистку твердого раствора от примесей; создание ячеистой структуры; микролегирование; термообработку и т.д. В упрощенном понимании задача на данном этапе сводится к целенаправленному сдвигу T_k в область отрицательных температур. В настоящее время получены сплавы хрома, имеющие $T_k = -100^\circ\text{C}$ [3].

Наиболее эффективным металлургическим фактором улучшения пластичности хрома и его сплавов является, по-видимому, микролегирование. На рис.7 показаны механические свойства



а

Рис.7. Зависимость общего относительного удлинения (а) и предела текучести (б) образцов малолегированных сплавов хрома от температуры: □, ■ — ВХМ в деформированном состоянии и после облучения при 550°C , $\varphi t = 1,2 \cdot 10^{23} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$); Δ, ▲ — ХР-3 в деформированном состоянии и после облучения при 650°C , $\varphi t = 1,8 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$); ○, ● — ВХ-2К в исходном состоянии после отжига при 1050°C в течение 1 ч и после облучения при 650°C , $\varphi t = 3,0 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$)

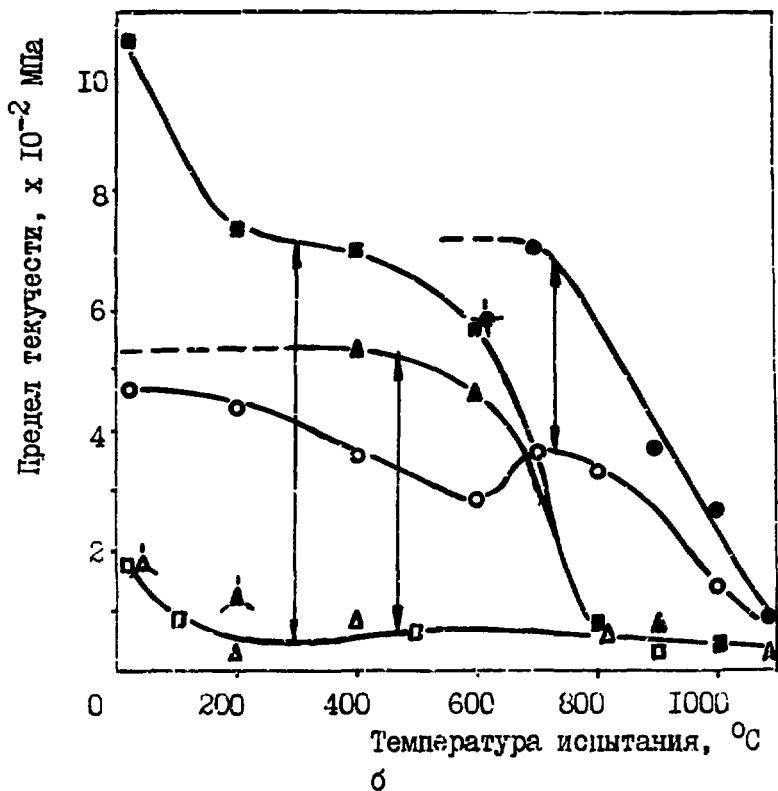


Рис.7. Окончание

трех малолегированных сплавов хрома - ВХ-2К, ХР-3, ВХМ (см. табл. I) в исходном и облученном состоянии. Видно, что в наибольшей степени НТРО проявляется у сплава ВХ-2К, у которого после облучения $T_k = 600^\circ\text{C}$. У сплава ХР-3 после облучения $T_k = 200^\circ\text{C}$. У сплава ВХМ хрупковязкий переход даже после облучения находится в области отрицательных температур. Сплавы ХР-3 и ВХМ, имеющие в исходном состоянии весьма низкую прочность ($\sigma_T = 50 - 180 \text{ МПа}$), в наименьшей степени подвержены радиационному охрупчиванию. Необходимо отметить, что у сплава ВХМ пластичность при температурах до 200°C в облученном состоянии выше, чем в исходном, хотя радиационное упрочнение велико. Таким образом, изменение микролегирования весьма сильно влияет на механические свойства сплавов хрома

как в исходном состоянии, так и при последующем облучении. Возможно, при легировании небольшим содержанием определенных элементов происходит не просто эффективная очистка матрицы от примесей путем их связывания в стабильные соединения, но и воздействие на фундаментальные характеристики металла, например, критический размер трещины, параметры электронного строения и другие, что позволило бы существенным образом воздействовать на радиационную стойкость малолегированных сплавов хрома. Еще более сильный эффект должно иметь разбавление хрома значительным (десятки процентов) содержанием какого-либо легирующего элемента (например железа).

Другие металлургические методы улучшения пластичности хрома имеют меньшую эффективность, хотя их совокупный вклад может быть значителен. Отсутствуют данные по влиянию глубокой очистки на радиационную стойкость хрома и его сплавов, что является дополнительной возможностью улучшения свойств малолегированных сплавов хрома.

К эксплуатационным факторам относят те, которые связаны с процессом облучения при эксплуатации изделия в активной зоне. Известно, что основная причина радиационного упрочнения материалов — образующиеся под облучением достаточно стабильные радиационные дефекты (дислокационные петли, вакансионные поры, радиационно-стимулированные выделения и т.д.). Эти дефекты являются эффективными барьерами для движущихся дислокаций, а величину радиационного упрочнения часто связывают с параметрами радиационных дефектов [8]. При облучении малолегированного сплава хрома ВХ-2К образуются как дислокационные петли (при температурах 70–500 °С), так и вакансионные поры (при $T_{обл} > 400$ °С). Этим объясняется сильное радиационное упрочнение и соответственно радиационное охрупчивание этого сплава. Внимательное рассмотрение температурной зависимости $\Delta\sigma_T$ и T_K (см. рис.2) показывает, что при температуре облучения примерно 700 °С наблюдается глубокий минимум радиационного изменения механических свойств сплава ВХ-2К. Причиной такой аномалии, ранее наблю-

даемой, например, после облучения сплава $Mg-Zn$ при температуре примерно $1000^{\circ}C$ [8], могут быть изменения конфигурации радиационных дефектов (форма или размер пор, плотность объемного распределения дефектов и т.д.) и наличие примесей ($650-800^{\circ}C$ - область проявления деформационного старения сплава ВХ-2К). При этих температурах в сплаве ВХ-2К происходит растворение фазы TaC с высвобождением углерода, который самостоятельно или при связывании в комплексы типа "дефект - примесь" может существенно влиять на степень радиационного повреждения сплава [5]. Поэтому, если под облучением изделие большую часть времени будет иметь температуру около $700^{\circ}C$, то, вероятно, будет достигнуто снижение степени радиационного повреждения сплава ВХ-2К по сравнению с облучением при других температурах, особенно при пониженных ($400-600^{\circ}C$), где радиационное упрочнение и охрупчивание максимальны.

Известно, что НТРО низколегированных сталей устраняется кратковременными послерадиационными отжигами при температурах, превышающих температуру облучения [6]. Аналогичный факт установлен и при кратковременных отжигках облученного сплава ВХ-2К (рис.8). Видно, что после часовых отжигов при температурах $800-1000^{\circ}C$ происходит полный возврат микротвердости к исходному значению. При этом радиационные дефекты отжигаются (см. рис.6, г). Возврат свойств при кратковременных отжигках можно использовать для повышения ресурса изделий из малолегированного сплава хрома ВХ-2К, а также и из других аналогичных сплавов при их эксплуатации в условиях реактора. Для этого необходимо обеспечить возможность кратковременных послерадиационных отжигов эксплуатируемых твэлов такого типа.

Дополнительный вклад в улучшение пластичности сплава ВХ-2К под облучением может внести послерадиационное снятие поверхностного слоя толщиной не менее $50 \mu m$ электрополировкой, что позволит удалить образовавшиеся на поверхности

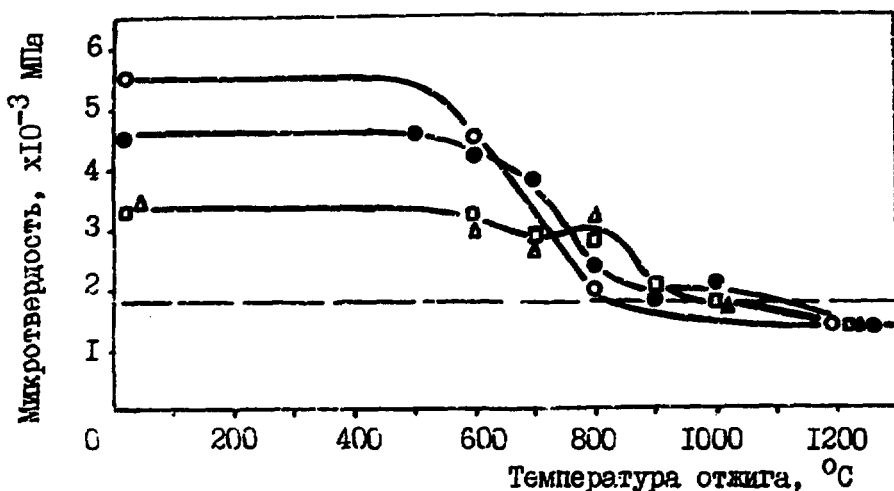


Рис. 8. Влияние отжига в течение 1 ч при комнатной температуре на микротвердость сплава ВХ-2К, облученного различными флюенсами нейтронов ($E > 0,1$ МэВ) при различных температурах: \circ - 400 °C ($0,9 \cdot 10^{22}$ см $^{-2}$); \square - 570 °C ($1,6 \cdot 10^{22}$ см $^{-2}$); Δ - 680 °C ($1,9 \cdot 10^{22}$ см $^{-2}$); \bullet - 820 °C ($3,9 \cdot 10^{22}$ см $^{-2}$); - - - - исходное состояние

хрупкие фазы (например Cr_2O_3) или зародыш микротрещин. Как показывает опыт, электрополировка поверхности облученного сплава ВХ-2К приводит в среднем к снижению температуры хрупковязкого перехода на 150-200 °C.

ВЫВОДЫ

1. Радиационную стойкость малолегированных сплавов хрома ограничивает их низкотемпературное радиационное охрупчивание; например, температура хрупковязкого перехода сплава ВХ-2К может возрастать до 600-700 °C.

2. Основная причина НТРО - радиационное упрочнение, вызванное образованием радиационных дефектов (дислокационных петель и вакансионных пор).

3. Снижения НТРО можно достичь металлургическими (специальное легирование, глубокая очистка от примесей и др.) и эксплуатационными методами (оптимизация режимов работы, послерадиационные кратковременные отжижки и электрополировка поверхности).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С. и др. Некоторые проблемы физики радиационных повреждений материалов. Киев: Наукова думка, 1979.
2. Трефиллов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Эмпирические основы прочности тугоплавких металлов. Киев: Наукова думка, 1975.
3. Ракицкий А.Н., Трефиллов В.И. Влияние карбидообразующих элементов на свойства хрома и его сплавов с РЗМ// Металлофизика. Киев: Наукова думка, 1974. № 50. С.31-36.
4. Абанин Д.Д., Евстюкин А.И. Свойства высокочистого йодидного хрома в деформированном состоянии// Там же. С.36-39.
5. Автономов Г.А., Иголкина Л.С., Косачев Л.С. и др. Влияние структуры на механические свойства малолегированного сплава хрома// Физика металлов и металловедение, 1962, Т.53, вып.4. С.814-819.
6. Николаев В.А. Радиационное охрупчивание металлов и сплавов// Радиационные дефекты в металлических кристаллах. Алма-Ата: Наука, 1978. С.158-176.
7. Утевский П.М. Отпускная хрупкость стали. М.: Металлургиздат, 1961.
8. Казаков В.А., Покровский А.С., Смирнов А.В., Малков В.В. Упрочнение и образование пор в сплаве молибден-цирконий-бор в процессе нейтронного облучения при высоких температурах: Препринт НИИАРа, П-21 (315). Димитровград, 1977.

Рукопись поступила в ОПИНТИ
05.07.89, обработана 03.10.89.
Окончательно подготовлена
авторами 21.11.89.

Владимир Павлович Чакин
Валентин Александрович Казаков

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ
МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ХРОМА

Редактор Ю.В.Волкова

Подписано в печать 11.12.89. Т-18198. Формат 60x90 1/16.
Печать офсетная. Печ.л. 1,75. Уч.-изд.л. 1,3. Тираж 210 экз.
Зак.тип. № 134. Цена 20 коп. Индекс 3622.

Отпечатано в Научно-исследовательском институте
атомных реакторов им. В.И.Ленина
433510, Дзержинск-10, НИИАР

Для заметок

НАСТОЯЩЕЕ ИЗДАНИЕ ЯВЛЯЕТСЯ самостоятельной, не всегда дублирующейся впоследствии в других изданиях ПУБЛИКАЦИЕЙ отдельных оригинальных научных трудов, на которую можно сослаться в других публикациях, указывая при этом авторов, наименование, порядковый номер (НИИАР- ...), год и место издания.

ИЗДАЕТСЯ с целью более быстрой или более полной информации по сериям:

1. Ядерные реакторы
2. Методика и техника облучения
3. Радиационное материаловедение
4. Радиохимия
5. Ядерная физика
6. Вычислительная техника и электроника
7. Вычислительная математика и программирование
8. Информатика и управление

ПЕЧАТАЕТСЯ тиражом 180-200 экз.

РАССЫЛАЕТСЯ в научные организации, научно-технические библиотеки и отдельным лицам в соответствии с установленным порядком.

20 коп.

Индекс 3622

**РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ
МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ХРОМА**

Препринт. НИИАР-7(790), 1990, I-22