

СООБЩЕНИЯ  
ОБЪЕДИНЕННОГО  
ИНСТИТУТА  
ЯДЕРНЫХ  
ИССЛЕДОВАНИЙ

Дубна

96-32

P14-96-32

А.Хофман

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА  
И ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ  
НА РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ  
ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ ОХ18Н10Т

1996

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные хромоникелевые стали широко применяются в реакто-строении и атомной технике, а также для разрабатываемых термо-ядерных реакторов. Среди путей улучшения радиационной стойкости материалов привлекательными выглядят механико-термическая обработ-ка и холодная деформация<sup>[1]</sup>. Так, путем механико-термической обра-ботки можно получить исходную микроструктуру с разной величиной зерна, а в зависимости от степени холодной деформации - микрост-руктуру с разной плотностью дислокации.

Хорошо известно, что физические, химические, а особенно меха-нические свойства поликристаллических материалов существенно зависят от состояния микроструктуры. Целью настоящей работы явля-лось изучение влияния таких элементов исходной микроструктуры, как величина зерна и исходная плотность дислокаций на эффекты радиаци-онного упрочнения хромоникелевой стали 0X18N10T, облученной нейтронами ( $E > 0,1$  МэВ).

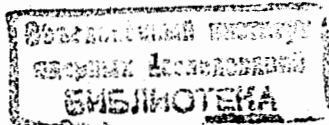
## 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследований использовались образцы хромоникелевой стали 0X18N10T в аустенитном состоянии (отжиг при  $1050^{\circ}\text{C}$ , 30 минут, вакуум  $10^{-3}$  Па) и после холодной деформации (до уровня 30%). Химический состав стали приведен в таблице 1.

Образцы для механических испытаний с размерами рабочей части  $15 \times 3$  мм изготавливали из фольги толщиной 50, 100 и 480 мкм. (Подроб-но методика приготовления и испытания миниатюрных образцов пред-ставлена в работе<sup>[2]</sup>).

Таблица 1. Химический состав стали 0X18N10T (% вес)

C	Ni	Cr	P	S	Mn	Ti	Fe
0,034	9,75	18,9	0,019	0,015	1,61	0,53	остальное



Чтобы получить образцы с различным размером зерен, они были отожжены при температуре 1050 и 1100°C в течение 20–100 минут в вакууме  $10^{-3}$  Па и охлаждены аргоном. В результате для исследований взяли образцы, размеры зерен которых составили 15, 20, 32 и 40 мкм.

Для электронно-микроскопических исследований использовались образцы в виде дисков с диаметром 3 мм и толщиной 100 мкм. Исследования проводились на электронных микроскопах JEM-100CX и Tesla BS540.

Образцы облучали в реакторе ЕВА (Сверк, Польша) при температуре не выше 80°C до флюенсов от  $5 \times 10^{20}$  до  $2 \times 10^{23}$  н/м<sup>2</sup>. Поток быстрых нейтронов ( $E > 0,1$  МэВ) составлял  $1,38 \times 10^{17}$  н/м<sup>2</sup>·с.

Растяжение образцов осуществляли на машине INSTRON-1121 и TIRA-TEST со скоростью деформации  $5,5 \times 10^{-5}$  с<sup>-1</sup>.

### 3: РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

На рис.1 показаны диаграммы растяжения необлученной и облученной стали 0X18N10T с различным размером зерен. Сравнение кривых в исходном состоянии и после облучения показало, что облучение приводит к изменениям вида, особенно существенным для холоднодеформированного состояния (рис.2), и параметров диаграммы растяжения. Величина зерна не изменяет основного вида кривых, хотя образцы с более крупным зерном упрочняются в меньшей степени, чем мелкозернистые образцы. Зависимость предела текучести  $\sigma_{0,2}$  от величины зерна для необлученной и облученной стали показана на рис.3. Из рисунка видно, что предел текучести как исходного материала, так и облученного хорошо описывается формулой Холла-Петча<sup>[3]</sup>:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_1 + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

где  $\sigma_1$  – напряжение трения;  $d$  – средний размер зерна;  $k$  – постоянная, связанная с распространением деформации через границы зерен (определяет в каком-то смысле прочность границ зерен).

Физический смысл этого уравнения приводит к тому, что напряжение  $\sigma_{0,2}$  связано не только с преодолением дислокациями препятствий

внутри зерна  $\sigma_1$ , но и с необходимостью обеспечить пластичность в сложном конгломерате по-разному деформированных зерен. Значения параметров  $\sigma_1$  и  $k$ , полученных из обработки уравнения (1) и рис.3, приведены в таблице 2.

Таблица 2. Значения параметров уравнения Холла-Петча для необлученной и облученной стали 0X18N10T

Флюенс, н/м <sup>2</sup>	$\sigma_1$ , МПа	$k$ , МПа мм <sup>1/2</sup>
0	88	12
$5 \times 10^{22}$	228	16,8

Как видно из таблицы 2, облучение нейтронами аустенитной стали 0X18N10T увеличивает параметры  $\sigma_1$  и  $k$ , но эффект радиационного упрочнения в большей степени определяется увеличением  $\sigma_1$ . Ранее похожие результаты для облученной меди представлены в работе<sup>[4]</sup>.

Анализ экспериментальных данных (рис.3) показывает, что величина предела текучести увеличивается с уменьшением размеров зерен. Согласно с дислокационной моделью деформационного упрочнения поликристаллических материалов зависимость напряжения начала пластической деформации от величины зерна обусловлена резким увеличением плотности дислокации при уменьшении  $d$  (средний размер зерна)<sup>[5]</sup>. Доказано, что при данной степени деформации  $\epsilon$  плотность дислокации  $\rho$  обратно пропорциональна среднему размеру зерна:

$$\rho = \rho_0 + \frac{\beta \cdot \epsilon}{d}, \quad (2)$$

где  $\rho_0$  – исходная плотность дислокации;  $\beta$  – коэффициент. Физические теории упрочнения приводят к зависимости вида

$$\sigma = \sigma_1 + \alpha \cdot \mu \cdot b \cdot \rho^{1/2}, \quad (3)$$

где  $\alpha$  – постоянная (порядка 1),  $\mu$  – модуль сдвига,  $b$  – вектор Бюргера,  $\rho$  – суммарная плотность дислокации.

Подставляя  $\rho$  из уравнения (2) в уравнение (3) и принимая, что

$$\frac{\beta \cdot \epsilon}{d} \gg \rho_0, \text{ получаем} \\ \sigma = \sigma_1 + \alpha \cdot \mu \cdot b \cdot (\beta \cdot \epsilon)^{1/2} \cdot d^{-1/2}. \quad (4)$$

Сравнивая это уравнение с (1), получаем, что  $k = \alpha \cdot \mu \cdot b \cdot (\beta \cdot \epsilon)^{1/2}$ .

Согласно уравнению (1) величина предела текучести содержит в себе значения прочности тела зерен и границы. Структура границы представляет собой область с линейными дефектами в виде дислокации. Область границ зерен прочнее, чем матрица<sup>[6]</sup>, и влияние облучения на ее свойства будет относительно небольшое.

Наши экспериментальные данные свидетельствуют, что радиационное упрочнение аустенитной стали 0X18N10T является результатом упрочнения матрицы, а не границы зерен. В таблице 3 показаны значения изменений предела текучести для двух разных размеров зерен в зависимости от флюенса нейтронов. Видно, что мелкозернистая сталь меньше подвержена радиационному упрочнению.

Таблица 3. Радиационное упрочнение образцов стали 0X18N10T с различным размером зерен

Флюенс, н/м <sup>2</sup>	$\Delta\sigma_{0,2} / \sigma_{0,2}^{\text{исх.}}, \%$	
	d = 15 мкм	d = 32 мкм
$5 \cdot 10^{20}$	4,1	29
$1 \cdot 10^{21}$	10,2	30
$5 \cdot 10^{22}$	71,9	100,7
$2 \cdot 10^{23}$	111,4	132,5

$$\Delta\sigma_{0,2} / \sigma_{0,2}^{\text{исх.}} = (\sigma_{0,2}^{\text{обл.}} - \sigma_{0,2}^{\text{исх.}}) / \sigma_{0,2}^{\text{исх.}}$$

где  $\sigma_{0,2}^{\text{исх.}}$  и  $\sigma_{0,2}^{\text{обл.}}$  - пределы текучести соответственно исходного и облученного материала при одном и том же значении величины зерна.

В таблице 4 приведены механические свойства при испытании на растяжение холоднодеформированной, стали 0X18N10T (со степенью обжатия 30%), облученной нейтронами, а на рис.4 представлены зависимости предела текучести от флюенса нейтронов стали в аустенитном состоянии и после холодной деформации (со степенью обжатия 30%). Радиационное упрочнение холоднодеформированной стали при флюенсе  $2 \cdot 10^{23}$  н/м<sup>2</sup> составляет 66%, а в аустенизированной стали 138%.

Таблица 4. Механические свойства стали 0X18N10T холоднодеформированной (30%), облученной нейтронами (E>0,1 МэВ).  $\sigma_{0,2}$  - условный предел текучести,  $\sigma_B$  - предел прочности,  $\delta$  - относительное удлинение

Флюенс, н/м <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
0	702	947	11,0
$5 \cdot 10^{20}$	871	1019	3,5
$1 \cdot 10^{21}$	874	1023	3,4
$5 \cdot 10^{21}$	906	1074	2,7
$5 \cdot 10^{22}$	981	1094	2,0
$2 \cdot 10^{23}$	1166	1218	1,9

Исследования микроструктуры на ПЭМ показали, что в аустенизированной стали в исходном состоянии наблюдаются сегменты дислокации с низкой плотностью,  $1,1 \cdot 10^{10} - 2 \cdot 10^{11} \text{ м}^{-2}$ . В холоднодеформированном материале в исходном состоянии суммарная плотность дислокации была высокая и составляла  $5 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ . Кроме того, наблюдалась дислокационная сетка с плотностью  $\sim 4 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ . После облучения суммарная плотность дислокации составляла  $1 - 2 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ . Как в аустенитном, так и в холоднодеформированном состояниях наблюдались очень малые дефекты ("black spots") 3-4 нм, похожие

на такие, которые получены после облучения тяжелыми ионами<sup>[7]</sup>. В облученном холоднодеформированном материале, кроме "black spots", мы наблюдали дислокационную сетку, хотя и с меньшей плотностью, чем в исходном материале.

Существенная перестройка исходной микроструктуры в результате облучения является результатом абсорбции точечных дефектов и их взаимодействия с дислокациями<sup>[8]</sup>, и это влияет на эффект радиационного упрочнения стали в аустенитном и холоднодеформированном состояниях.

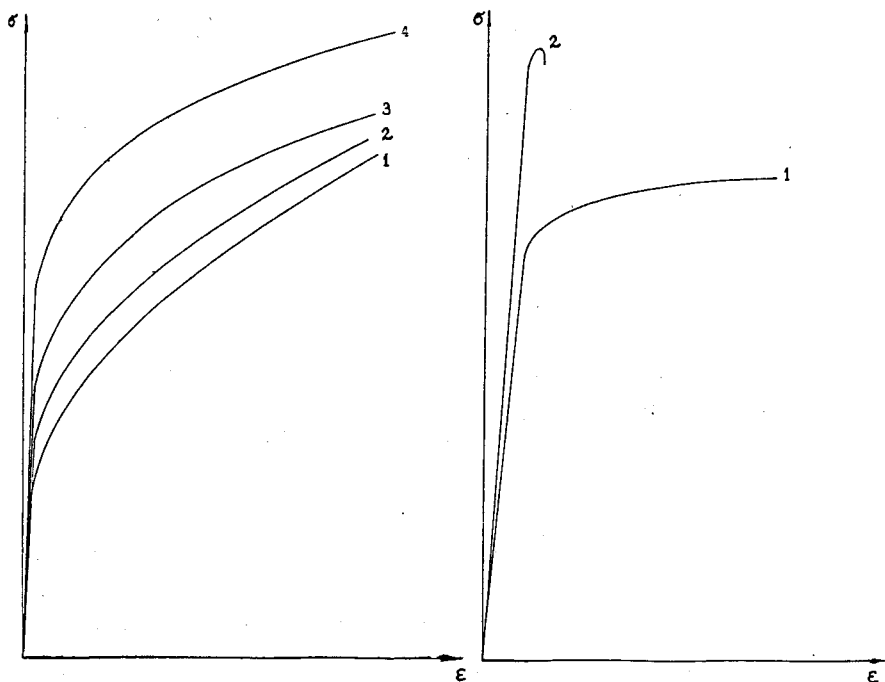


Рис.1. Диаграмма растяжения необлученной — 1 и облученной ( $2 \times 10^{23}$  н/м<sup>2</sup>) стали ОХ18Н10Т с разной величиной зерна 2 — 15 мкм; 3 — 32 мкм; 4 — 40 мкм.

Рис.2. Диаграмма растяжения облученной ( $2 \times 10^{23}$  н/м<sup>2</sup>) стали ОХ18Н10Т в аустенитном состоянии — 1; 2 — после холодной деформации.

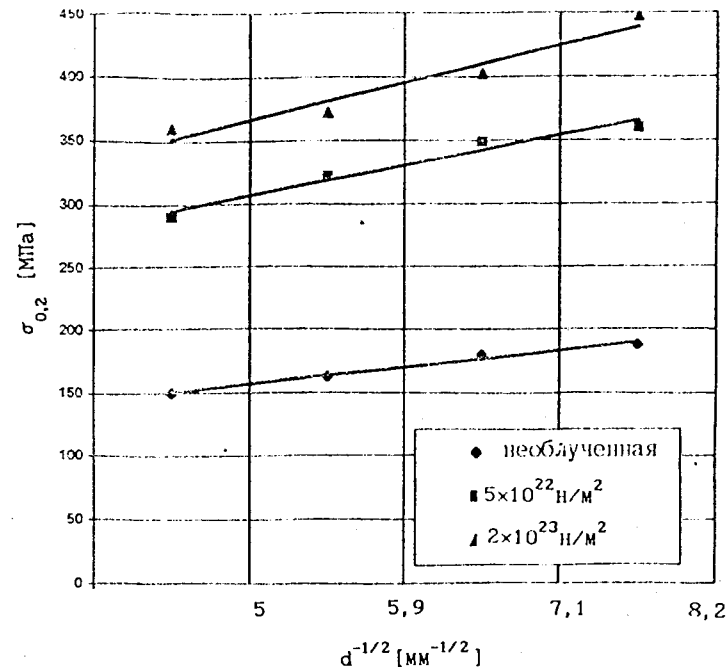


Рис.3. Зависимость предела текучести от размера зерен в стали ОХ18Н10Т, необлученной и облученной нейтронами ( $E > 0,1$  МэВ)

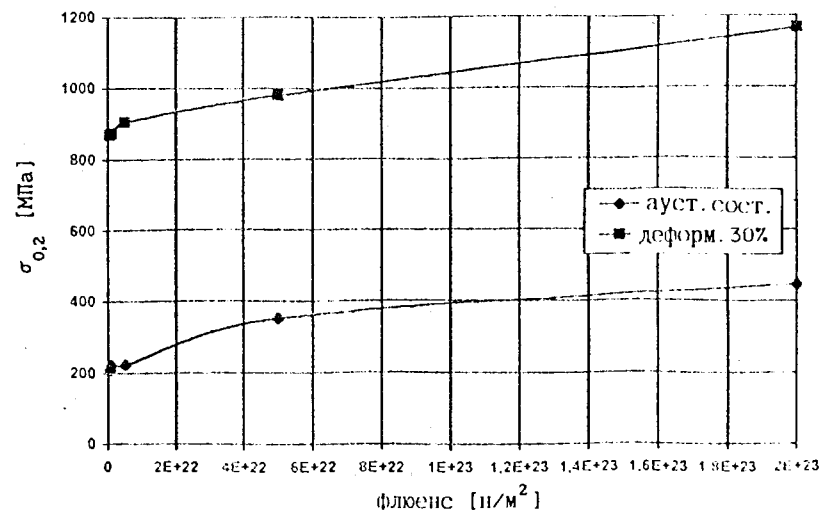


Рис.4. Зависимость предела текучести от флюенса нейтронов стали ОХ18Н10Т в аустенитном состоянии и после холодной деформации (30%)

ЛИТЕРАТУРА

1. В.П. Гольцев, А.М. Дергай, В.И. Умнов, Е.Е. Федущин. В кн.: Радиационные эффекты в металлах и сплавах. Изд. "Наука", Каз.ССР, Алма-Ата, 1985, с.173.
2. A. Hofman, T. Kochanski, A. Malczyk. Raport IAE-2152/VI, Otwock-Swierk, 1993.
3. N. J. Petch. The cleavage strength of polycrystals. J. Iron and Steel Institute, 1953, v.171, No.1, p.25-28.
4. Ш.Ш. Ибрагимов, О.П. Максимкин, Ш.Б. Шиганков, Х.Г. Кадыров. В кн.: Радиационные эффекты в металлах и сплавах. Изд. "Наука", Каз.ССР, Алма-Ата, 1985, с.108.
5. H. Conrad. Mat. Sci and Eng., 1967, v.2, p.157-164.
6. J. P. Hirth. Metal Trans., 1972, v.3, No.12, p.3047-3067.
7. A. Hofman, T. Kochanski, M. Krasnowski. Raport IAE-2143/VI, Otwock-Swierk, 1993.
8. F. W. Wiffen and P. J. Maziasz. J. of Nucl. Mat., 1981, v.103, 104, p.821-826.

Рукопись поступила в издательский отдел  
31 января 1996 года.

Хофман А.

P14-96-32

Влияние величины зерна и холодной деформации  
на радиационное упрочнение хромоникелевой стали ОХ18Н10Т

Образцы хромоникелевой стали ОХ18Н10Т в аустенитном состоянии с различным размером зерен и в холоднодеформированном состоянии (обжатие 30%) облучены в реакторе «ЕВА» нейтронами ( $E > 0,1$  МэВ) до флюенса  $2 \times 10^{23}$  н/м<sup>2</sup> при температуре 80°C. Послерadiационные испытания на растяжение показали, что предел текучести увеличивается с уменьшением величины зерна в соответствии с уравнением Холла — Петча. Мелкозернистая сталь упрочняется в меньшей степени, чем сталь с большим размером зерна. Радиационное упрочнение главным образом обусловлено упрочнением матрицы, а не упрочнением границ зерен.

Работа выполнена в Лаборатории ядерных реакций им. Г.Н.Флерова ОИЯИ и в Институте атомной энергии (Сверк, Республика Польша).

Сообщение Объединенного института ядерных исследований. Дубна, 1996

Перевод автора

Hofman A.

P14-96-32

The Influence of Grain Size and Cold Deformation  
on the Radiation Hardening of Austenitic Stainless Steel OH18N10T

The specimen of austenitic stainless steel OH18N10T of solution annealed with different grain size and 30% cold worked were irradiated in reactor EWA at 80°C to fluences up to  $2 \times 10^{23}$  n/m<sup>2</sup> ( $E > 0.1$  MeV). Post irradiation tensile test showed the change yield strength with grain size according to Hall-Petch's equation. The radiation hardening of fine steel was weaker than that of steel with large grain size, and is caused mainly by matrix hardening not by grain boundary hardening.

The investigation has been performed at the Flerov Laboratory of Nuclear Reaction, JINR and Institute of Atomic Energy (Swierk, Poland).

Communication of the Joint Institute for Nuclear Research. Dubna, 1996