

чаях величину R . Проведем проверку формулы (3), используя две опорные опытные точки для зависимости $R = f(p)$. Эти опорные точки нужны для уточненных расчетов, поскольку R_M вычисляется со сравнительно большой погрешностью (до $\sim 20\%$) [1], а в микрозазорах при $p = p_0$ величина теплопроводности газа может не соответствовать континуальной теплопроводности λ_0 .

На рис. 2 показаны опытные точки [1], из которых по две точки, обведенные окружностями, взяты в качестве опорных. Кривые рис. 2 иллюстрируют результаты расчета по формуле (3) (предполагается, что $a_1 = a_2 = a$). Из сопоставления опытных и расчетных данных видно, что результаты расчета и эксперимента отличаются в среднем на 5–10%.

С использованием опорных точек для системы магнокс — гелий — уран найдены величины $\delta \approx 8,2$ мк (при $a \approx 0,22$), а для системы сталь 1X18H9T — воздух — сталь 1X18H9T — $\delta \approx 12,4$ мк (при $a \approx 0,90$). Эти значения δ и a удовлетворительно согласуются с данными работ [1, 4, 5].

Необходимо отметить, что для системы магнокс — гелий — уран характерна сверхнизкая теплопроводность, т. е. рассчитанное по континуальным условиям тепловое сопротивление намного ниже сопротивления при атмосферном давлении (сравним точку при $p = p_0$ и линию 3 на рис. 2). Если не учитывать этот факт, то действительная температура твэла в центре блока может оказаться на ~ 20 –50% выше расчетной (сравним кривые 1 и 2 на рис. 1).

Примерно с такой же степенью достоверности (5–10%) результаты расчета согласуются с опытными данными для зависимости контактной проводимости от давления $1/R = f(p)$ для систем алюминий — уран в атмосфере гелия и водорода [1] (рис. 3).

Приведенные расчетные результаты основаны на использовании решений для плоской внутренней задачи и приближенно применимы для систем других конфигураций [3]. При отсутствии опорных опытных

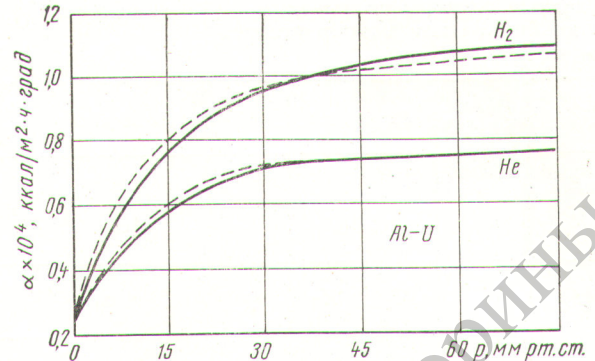


Рис. 3. Зависимость контактной проводимости $\alpha = 1/R$ от давления газа-наполнителя.

Системы алюминий — уран с водородом и гелием, нагрузка 35 кГ/см², температура зоны контакта 150°C , $\delta \approx 15$ мк, $a \approx 0,3$; — — — — — опытные данные [1]; — — — — — расчет по формуле (3).

точек величины R_M и $R_{ог}$ можно оценить расчетным путем [1, 2], но при этом погрешности расчета увеличатся в два-три раза.

Поступило в Редакцию 10/IV 1967 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ю. П. Шлыкков, Е. А. Ганин. Контактный теплообмен. М., Госэнергоиздат, 1963.
2. В. С. Чиркин. Теплофизические свойства материалов. М., Физматгиз, 1959.
3. Р. С. Прасолов. Массо- и теплоперенос в топочных устройствах. М., «Энергия», 1964.
4. Х. Ваксман. «Ракетная техника», № 1,4 (1962).
5. Е. Н. Фролов, М. И. Дрига. «Труды институтов Комитета стандартов, мер и измерительных приборов», вып. 85 (143), 63 (1966).

Влияние состояния примесей на текстуру деформации слаболегированного α -урана

В. Е. ИВАНОВ, В. Ф. ЗЕЛЕНСКИЙ, В. В. КУНЧЕНКО,
Н. М. РОЕНКО, В. С. КРАСНОРУЦКИЙ, В. П. АШИХМИН

УДК 621.039.543.4:669.822.6

Текстура деформированного α -урана зависит от характера деформации и температуры. С повышением степени обжатия растет совершенство текстуры. При температурах деформации ниже 300°C образуется одноосная текстура [010], выше 300°C наблюдается дополнительный компонент [110] и в области температур 500 – 600°C — двойная текстура с полюсами (010) и (100) [1–3].

Зависимость характера текстуры деформации от температуры объясняется наличием нескольких систем скольжения и двойникования, которые реализуются в различных температурных диапазонах.

Исследованиями Кана [4] и Ллойда [5] были установлены главные системы скольжения и двойникования монокристаллов α -урана (табл. 1), дающие хорошее качественное объяснение характера текстуры, которая получается при различных условиях деформации поликристаллических образцов.

При низкотемпературной прокатке система скольжения {010} {100} способствует образованию текстуры

{100}, однако основной является система двойникования {130}, обуславливающая поворот {010} полюсов к оси текстуры. Системы двойникования {172} и {176} также способствуют образованию текстуры {010}.

При более высокой температуре деформации (выше 300°C) двойникование сильно ослабляется и становится значительным вклад процесса скольжения {110} {110}, в результате которого образуется текстура с осью [110]. Количественные объяснения процессов деформации, предложенные авторами работ [2, 6, 7], менее точны для случаев деформации при более высокой температуре, особенно если при этом происходит рекристаллизация.

В области температур деформации выше 450 , но ниже 600°C наблюдается двойная текстура [010] и [110].

Легирование урана небольшими добавками молибдена, алюминия и хрома расширяет температурную область двойникования и существенно поднимает тем-

Главные системы скольжения и двойникования монокристаллов α -урана

Таблица 1

	Номер образца	Плоскости	Направление			
Скольжение	1	{010}	<100> <110>			
	2	{110}				
Двойникование		K_1	K_2	η_1	η_2	Иррациональное »
	3	{130}	{110}	{310}	<110>	
	4	{172}	{112}	{312}		
	5	{176}	{111}	{512}		

пературу, при которой вклад скольжения по системе {110} <110> становится заметным [8].

В настоящей работе рассматривается влияние изменения состояния примесей на характер текстуры деформированных прутков урана.

Содержание основных примесей в изученном металле для образцов партий А и В следующее: железа и кремния — до 0,03 вес.%, углерода — менее 0,1 вес.%, алюминия ~0,005 вес.%. Образцы партий А', В', С', D' отличаются повышенным содержанием алюминия (до 0,07 вес.%).

Исследованные образцы представляли собой урановые стержни диаметром 4,5 мм. Режимы их термической и механической обработки приведены в табл. 2.

Нагрев прутков в зоне деформации осуществлялся при помощи высокочастотного генератора. При выходе из фильеры прутки охлаждались водяным душем. От каждого стержня, подвергнутого соответствующей деформации, отрезалось по три образца, предназна-

ченных для одновременной рентгенографии. Наружный деформированный слой металла удалялся механическим и электролитическим полированием.

Техника эксперимента

Для рентгенографии использовался дифрактометр УРС-50-ИМ со счетчиком МСТР-4. Одновременно рентгенографировались три образца, установленных в держателе таким образом, чтобы плоскости шлифов, перпендикулярные оси прутка, всегда проходили через ось гониометра. В процессе съемки держатель вращался вокруг оси, перпендикулярной плоскости шлифа, со скоростью ~60 об/мин. Это позволило увеличить облучаемую поверхность образцов и исключить флуктуации интенсивности отраженных рентгеновских лучей, обусловленные величиной микрозерна (при размере зерен ~250 мк).

Интенсивности дифракционных линий $I(hkl)$ были определены путем планиметрирования соответствующих площадей пиков, зарегистрированных на ленте потенциометра. Значения $I(hkl)$ совместно с величинами $I_0(hkl)$, рассчитанными для изотропного состояния образцов, и стереографическими углами каждого полюса составляют необходимые данные для расчета величин плотности полюсов $P(hkl)$ и индекса роста G_x на электронно-вычислительной машине.

Расчет проводился по формуле

$$G_x = \int_0^{1/\pi/2} \int_0^{1/\pi/2} P(u, \varphi) (1-u^2) \cos 2\varphi du d\varphi,$$

где φ — угол между проекцией полюса на плоскость (001) и осью [010]; u — косинус угла γ между полюсом и осью [001]; $P(u, \varphi)$ — непрерывная функция u и φ , такая, что [9]

$$\int_0^{1/\pi/2} \int_0^{1/\pi/2} P(u, \varphi) du d\varphi = 1.$$

Режимы механической и термической обработки исследованных образцов урана

Таблица 2

Партия	I. Способ получения прутков	II. Термическая обработка	III. Механическая обработка	Температура включения, °C
A	Прессование при температуре γ -фазы до диаметра 7 мм	Отжиг при температуре 800° C в течение 3 ч; закалка из β -фазы в воду	Волочение со скоростью 0,4 м/мин с суммарным обжатием за пять проходов на ~59%	250; 350; 450; 550; 600
B	То же	Отжиг при 800° C в течение 3 ч; закалка из β -фазы в воду; отжиг при 600° C в течение 24 ч	То же	250; 350; 450; 550; 600
A'	Прессование при температуре γ -фазы до диаметра 6,6 мм	Закалка из β -фазы в воду; отжиг при 130° C в течение 3 ч	Волочение со скоростью 0,4 м/мин с суммарным обжатием за четыре прохода на ~54%	250; 350; 450; 550; 620
B'	То же	Закалка из β -фазы в воду; отжиг при 600° C в течение 1 ч	То же	250; 350; 450; 550; 620
C'	» »	Закалка из β -фазы в воду; отжиг при 600° C (24 ч)	» »	250; 350; 450; 550; 620
D'	» »	Закалка из β -фазы в воду; отжиг при 550° C (200 ч)	» »	250; 350; 450; 550; 620

Вероятное отклонение значений $P(hkl)$ по трем и шести измерениям составляет $\pm 0,2$; тогда G_x определяется с точностью $\pm 0,02$ [10].

Обсуждение результатов

На рис. 1 представлены обратные полюсные фигуры, построенные для образцов партий А и В, деформированных при различных температурах, а также для исходных образцов А (металл, не отжигавшийся после β -закалки) и В (отжиг при 600°C в течение 24 ч) (см. табл. 2, режим II).

Образцы имеют квазизотропную структуру. Значения индексов роста исходных образцов А и В составляют $G_x = 0,01$ и $G_x = 0,06$ соответственно.

Деформация образцов обеих партий при температуре 250°C приводит к образованию одноосной волокнистой текстуры с осью, близкой к $[010]$ в направлении волочения. Однако уже при этой температуре деформации заметно отличие в характере текстуры: для отожженных образцов партий В характерно «размытие» текстуры в направлении (110) .

Повышение температуры деформации до 350°C (полюсные фигуры не приведены) и 450°C вызывает

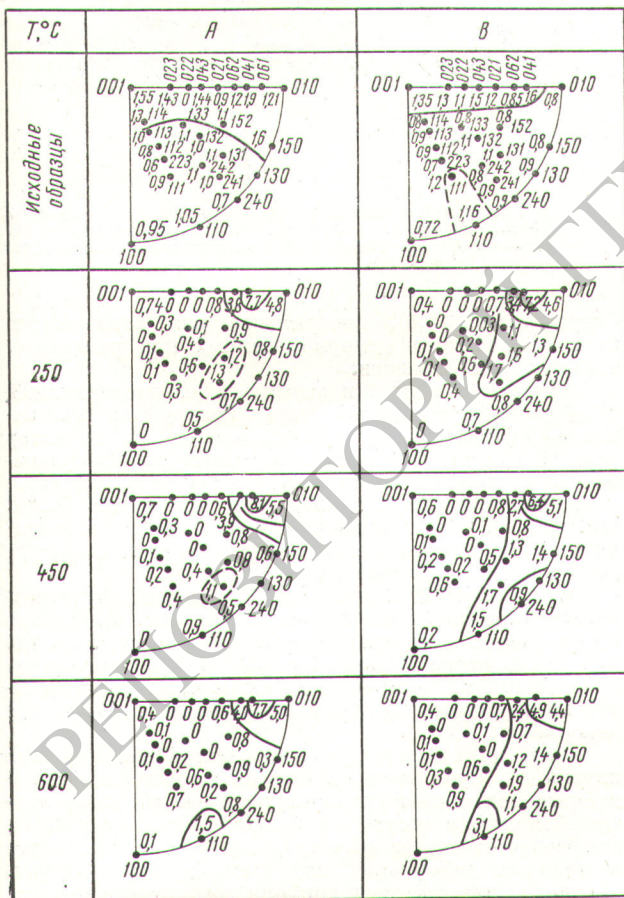


Рис. 1. Обратные полюсные фигуры для образцов урана, деформированных при различных температурах T (партии А и В).

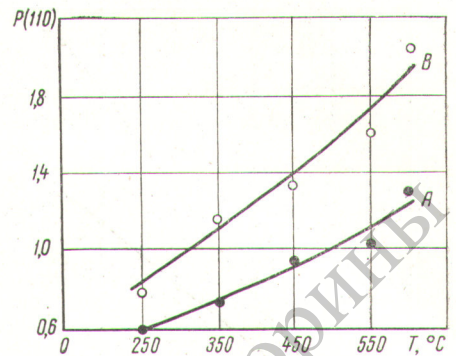


Рис. 2. Зависимость плотности полюсов $P(110)$ от температуры деформации.

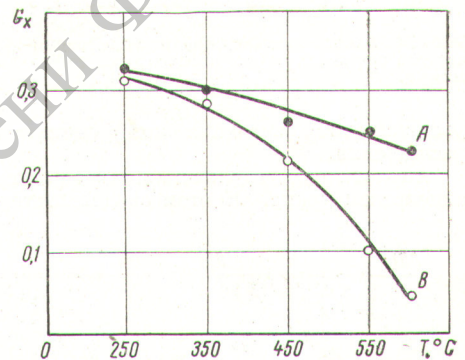


Рис. 3. Зависимость индекса роста G_x от температуры деформации.

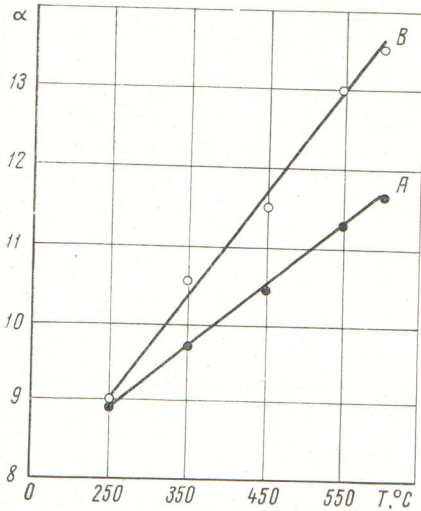
дальнейшее расширение области размытия и усиление плотности полюсов, близких к (110) , для образцов партии В, в то время как для неотожженных образцов партии А величина плотности этих полюсов не превосходит 1,0 [$P(hkl) = 1,0$ соответствует изотропному состоянию].

И только деформация при 600°C неотожженных образцов приводит к образованию компонента текстуры (110) с плотностью $P(110) = 1,5$ [по сравнению с $P(110) = 3,1$ для отожженных].

На рис. 3 и 4 представлены соответственно графики изменения плотности полюсов $P(110)$ образцов партий А и В, индексов роста G_x и коэффициентов термического расширения α ($\times 10^{-6} \text{ град}^{-1}$)* в зависимости от температуры деформации.

Из графиков следует, что уменьшение значений G_x с повышением температуры деформации обусловлено развитием текстуры (110) . Предшествующий деформации отжиг образцов способствует усилению компонента текстуры (110) при деформации. В соответствии с относительным увеличением вклада полюсов (110)

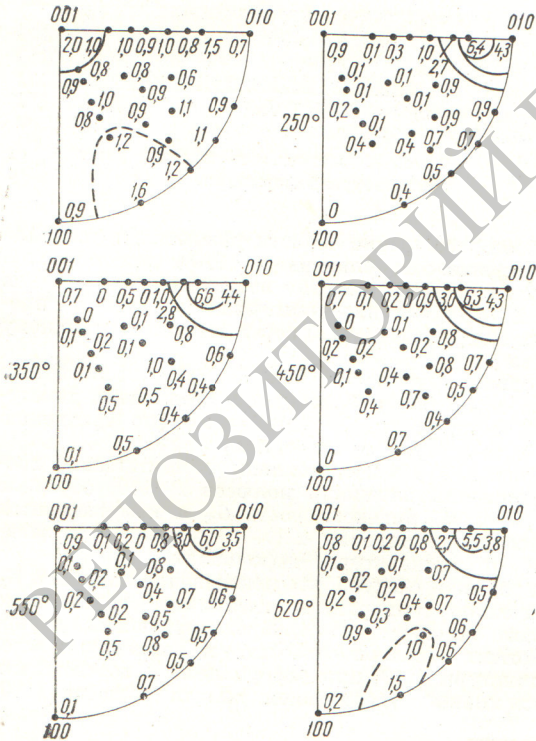
* Коэффициенты термического расширения α измерены в направлении оси стержня в интервале температур от комнатной до 100°C .



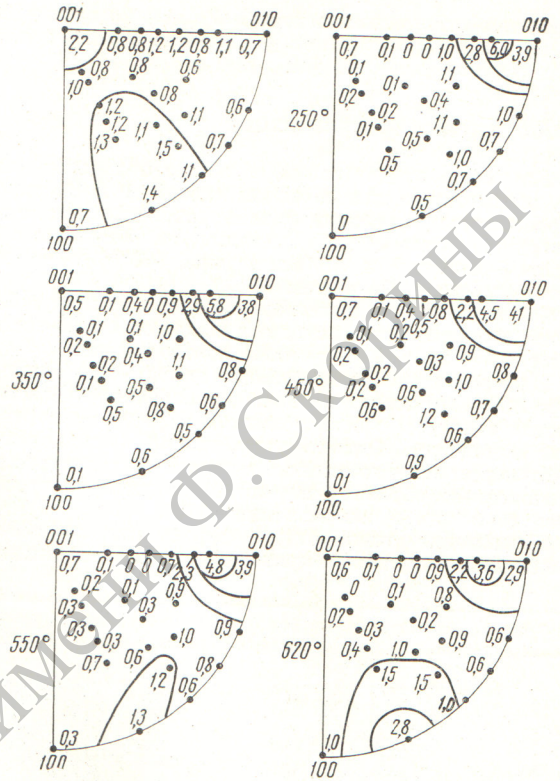
Р и с. 4. Зависимость коэффициента термического расширения от температуры деформации.

увеличиваются значения коэффициента термического расширения.

Аналогичные результаты получены на легированном алюминием уране. Об этом свидетельствуют полюсные



Р и с. 5. Обратные полюсные фигуры для образцов урана, деформированных при различных температурах (партия А'), а также для исходного состояния (см. табл. 2, режим II).



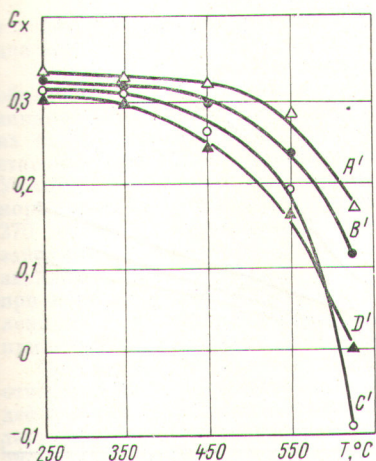
Р и с. 6. Обратные полюсные фигуры для образцов урана, деформированных при различных температурах (партия С'), а также для исходного состояния (см. табл. 2, режим II).

фигуры (рис. 5,6), построенные для отожженных после β -закалки и деформированных при различных температурах образцов.

Отжиг при 130° С в течение 3 ч, предпринятый с целью разрушения частично фиксируемой при закалке β -фазы, практически не влияет на характер развивающейся при деформации текстуры по сравнению с образцами партии А. Полюс текстуры (110) появляется лишь при температуре деформации 620° С (см. рис. 5). Отжиг при 600° С (1 ч) приводит к незначительному усилению полюсов (110) при температуре деформации 550 и 620° С.

Отжиг при 600° С в течение 24 ч способствует развитию установившейся тенденции (см. рис. 6). Однако по сравнению с партией образцов В (см. рис. 1), где при температуре деформации 450° С уже значителен вклад (110), на легированном алюминием уране близкая по характеру картина существует при температуре деформации 550° С.

Аналогичная текстура наблюдается на образцах партии D'. Существенным отличием текстуры легированного алюминием урана от текстуры образцов партии В является отсутствие полюсов, близких к (131). Это свидетельствует об отсутствии рекристаллизации в процессе деформации при высоких температурах. На рис. 7 представлены графики зависимости индекса роста G_x от температуры деформации для партий образцов А', В', С', D', иллюстрирующие влияние α -отжига после β -закалки на текстуру деформации. С увеличе-



Р и с. 7. Зависимость индекса роста G_x от температуры деформации урановых образцов, легированных алюминием (партии A', B', C', D').

элементов на стойкость урана к кавитационному распуханию.

Согласно работе [13] реализация двух механизмов деформации (двойникового и скольжения) при облучении в области температур заметного радиационного роста урана (350—450° C) приводит к кавитационному распуханию.

Блокирование примесями кремния и алюминия скольжения {110} {110} и расширение температурной области двойникового должно в таком случае способствовать подавлению распухания.

С другой стороны, мелкодисперсные включения, являясь эффективными препятствиями для перемещения дислокаций, затрудняют «сметание» дислокациями пузырьков газообразных продуктов деления к границам зерен и блоков [14, 15].

Поступило в Редакцию 24/II 1967 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. G. Harris. Philos. Mag., 43, 113 (1952).
2. E. Mitchell, J. Rowland. Acta Met., 2, 559 (1964).
3. А. Н. Холдец. Физическое металловедение урана. М., Metallurgizdat, 1962, стр. 103.
4. R. Cahm. Acta Metallurgica, 1, 49 (1953).
5. L. Lloyd, H. Chiswick. Trans. Amer. Inst. Mining Met. Engrs, 203, 1206 (1955).
6. E. Galvan, C. Clews. Philos. Mag., 43, 93 (1952).
7. C. Fizzotti. Energia Nucl., 3, 102 (1956).
8. G. Slattery, D. Connolly. TRG Report 360(S), 1963, p. 17.
9. J. Gittus, V. Elder. Radiation damage in reactor materials. Venice, 1962, p. 109.
10. А. Уорсинг, Дж. Геффнер. Методы обработки экспериментальных данных. М., Изд-во иностр. лит., 1953.
11. R. Barnes et al. Доклад № 145, представленный Великобританией на Третью международную конференцию по мирному использованию атомной энергии (Женева, 1964).
12. W. McDonnell. Nucleonics, 23, No. 10, 72 (1965).
13. C. Angerman, G. Caskey. J. Nucl. Mater., 13, 182 (1964).
14. R. Bellamy. Paper No. 8. Symposium on Uranium and Graphite, Institute of Metallurgy. London, 1962.
15. M. Speight, G. Greenwood. J. Nucl. Mater., 16, 327 (1965).

нием времени отжига в α -фазе урана индекс роста металла, деформированного при температурах выше 350° C, уменьшается.

Отжиг при 550° C в течение 200 ч вызывает практически такую же зависимость от температуры деформации, что и отжиг при 600° C в течение 24 ч.

Исследуемый металл достаточно сильно загрязнен примесями. Содержание примесей основных элементов существенно превосходит предел растворимости их в α -фазе урана. В связи с этим предшествующий деформации отжиг закаленных из β -фазы образцов должен приводить к выделению примесей в виде мелкодисперсных включений.

Исходя из рассмотренных выше данных, можно предположить, что в закаленном металле включения, являясь эффективным препятствием для движущихся дислокаций, блокируют процесс скольжения по системе {110} {110} и способствуют тем самым расширению температурной области двойникового.

Отжиг β -закаленных образцов при 600—620° C в течение 24 ч приводит к коагуляции примесей. Как показывает электронно-микроскопическое исследование, в результате такой обработки плотность включений уменьшается в 10^3 — 10^4 раз. В связи с этим включения уже не могут оказывать существенного сопротивления продвижению дислокаций, чем и можно объяснить появление текстуры {110} в отожженных и деформированных при температуре 450° C и выше образцах.

Полученные результаты позволяют объяснить обнаруженное ранее [11, 12] существенное влияние незначительных добавок кремния, алюминия и других

Влияние холодной деформации на коррозионную стойкость сплава циркония с 2,5% ниобия

И. С. ЛУПАКОВ, В. С. РОДЧЕНКОВ, А. И. ГРОМОВА

Сплав циркония с 2,5% ниобия является одним из наиболее перспективных для использования в атомных реакторах с пароводяным теплоносителем [1]. Высокие механические свойства, низкая склонность к поглощению водорода по сравнению с широко используемыми циркалиями при практически сопоста-

вимой коррозионной стойкости [после отжига в α -области или закалки из ($\alpha + \beta$)-области с последующим старением] делают этот сплав предпочтительным для работы в пароводяных средах при температурах до 350° C. Более высокие механические свойства могут быть получены дополнительным легированием сплава

УДК 620.194:669.296