

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОЛЗУЧЕСТЬ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТРУБ-ОБОЛОЧЕК ТВЭЛ ИЗ СПЛАВА Zr1Nb В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 77...650 К

*Е.В. Карасева, В.И. Соколенко, Я.Д. Стародубов, В.С. Вахрушева, Т.А. Дергач**
ННЦ «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков;
**Государственный трубный институт им. Я.Е. Осады,*
г. Днепропетровск, Украина

Изучены характеристики прочности и пластичности образцов из сплава Zr1Nb в температурном интервале 77...650 К. Показано, что предел текучести и предел прочности монотонно уменьшаются с ростом температуры при одновременном увеличении относительного удлинения исследованного материала. Исследования ползучести и проведенный термоактивационный анализ пластической деформации позволили сделать вывод об основных механизмах, контролирующих пластическое течение материала при различных температурах. Установлено, что при температурах 77...300 К термически активированное движение дислокаций контролируется в основном примесями и дислокациями леса. В области температур 300...400 К механизм деформации изменяется и определяющим становится механизм переползания и поперечного скольжения дислокаций. При температурах выше 400 К основную роль начинают играть атермические механизмы пластической деформации.

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы циркония широко применяются в ядерной энергетике в качестве конструкционных материалов оболочек ТВЭЛ ядерных реакторов. Проблема разработки новых перспективных сплавов циркония обусловлена необходимостью повышения эксплуатационных характеристик изделия для активной зоны реакторов. В соответствии с этими задачами представляет интерес изучение механических свойств сплава Zr1Nb украинского производства в условиях активного растяжения и ползучести, которые в ряде случаев определяют ресурс работоспособности труб-оболочек ТВЭЛ.

МЕТОДИКА

Образцы для исследований из сплава Zr1Nb с длиной рабочей части 20 мм и головками для захватов вырезали из трубок опытной партии наружным и внутренним диаметром 9,15 и 7,72 мм соответственно, изготовленных на ОЗ ДТИ с заключительным отжигом в вакууме при 873 К в течение 3 ч и окончательной операцией правки. У полученных образцов химической полировкой снимался поверхностный слой толщиной 0,2 мм.

Проведенные исследования [1] показали, что микроструктура готовых труб представлена равноосными зернами α -фазы диаметром 5...10 мкм в поперечнике с равномерно распределенной в ней дисперсией β – ниобиевой фазой. Рентгеноструктурным анализом установлено наличие довольно сильной текстуры в металле готовых труб, которая параллельна базисной плоскости кристаллов циркония, касательной к поверхности трубы.

Изучение температурной зависимости механических свойств (предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела проч-

ности σ_B и относительного удлинения δ) образцов осуществляли в условиях одноосного растяжения со скоростью 10^{-3} с^{-1} в интервале температур 77...650 К.

Исследование ползучести образцов проводили в режиме ступенчатого нагружения в этой же области температур. Прирост напряжения на каждой ступени составлял 4...5 МПа, точность измерения удлинения $5 \cdot 10^{-5}$ см. Испытания всех образцов (кроме $T=77 \text{ К}$) проводили на воздухе. Эффективную энергию активации $U_{эф}$ и эффективный активационный объем $V_{эф}$ определяли с помощью дифференциальной методики путем изменения температуры на 10 % или напряжения в процессе ползучести по достижению скорости $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведены температурные зависимости механических свойств предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_B и относительного удлинения δ образцов труб из сплава Zr1Nb. Видно, что во всем исследованном интервале температур значения предела текучести и предела прочности уменьшаются с ростом температуры, что хорошо согласуется с представлениями термоактивационной модели пластической деформации. Степень изменения отношений $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta T$ и $\Delta\sigma_B/\Delta T$ с температурой примерно одинакова и уменьшается от $\sim 2 \text{ МПа/К}$ в области 77...300 К до $\sim 0,7 \text{ МПа/К}$ в области 500...650 К. Подобный характер поведения указанных зависимостей свидетельствует об изменении механизма пластической деформации по мере роста температуры, увеличении вклада атермической компоненты в деформирующие напряжения. Подтверждением этого служит характер зависимости относительного удлинения от температуры. При повышении температуры

от 77 до 380 К наблюдается рост δ (примерно в 3 раза), в интервале 380...500 К зависимость более слабая, а при температурах выше 500 К относительное удлинение практически не изменяется.

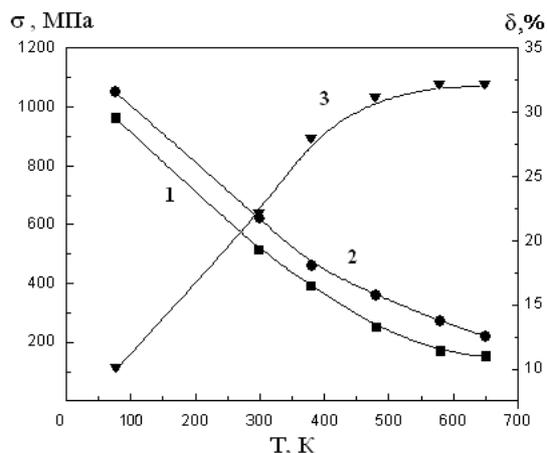


Рис. 1. Температурная зависимость механических свойств: 1 – предел текучести σ_{02} ; 2 – предел прочности σ_B ; 3 – относительное удлинение δ

На рис. 2 показаны зависимости деформации ползучести ϵ от времени испытания t при различных температурах, а на рис. 3,а и 3,б эти же данные перестроены в координатах $\epsilon - \ln t$ и $\epsilon - t^{1/2}$.

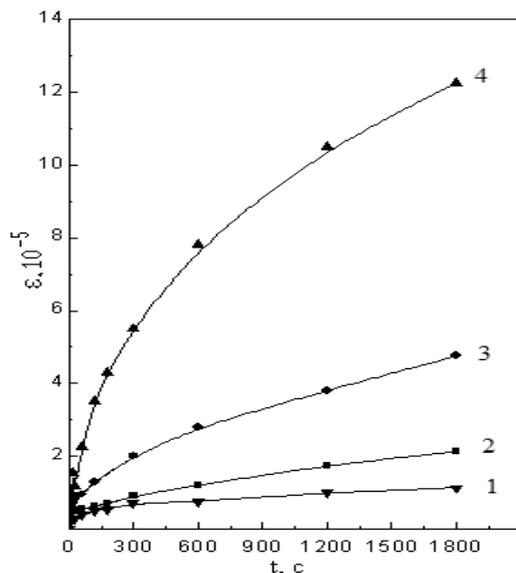


Рис. 2. Зависимость деформации ползучести ϵ от времени испытания t при различных температурах: 1 – 77; 2 – 300; 3 – 380; 4 – 480 К

Как видно из рис. 3,а и 3,б, в отличие от классических представлений о низкотемпературной ползучести ($T < 0,2T_{нп}$), при $T = 77$ и 300 К во всей области напряжений вплоть до разрыва образца развитие деформации ползучести ϵ со временем испытания t подчиняется логарифмическому закону ($\epsilon \sim a \ln t$) только в начале переходной стадии (при $t < 60$ с), а затем наблюдается степенная зависимость деформации от времени $\epsilon \sim t^{1/2}$. В интервале температур 380...

650 К зависимость $\epsilon \sim t^{1/2}$ выполняется сразу после приложения нагрузки.

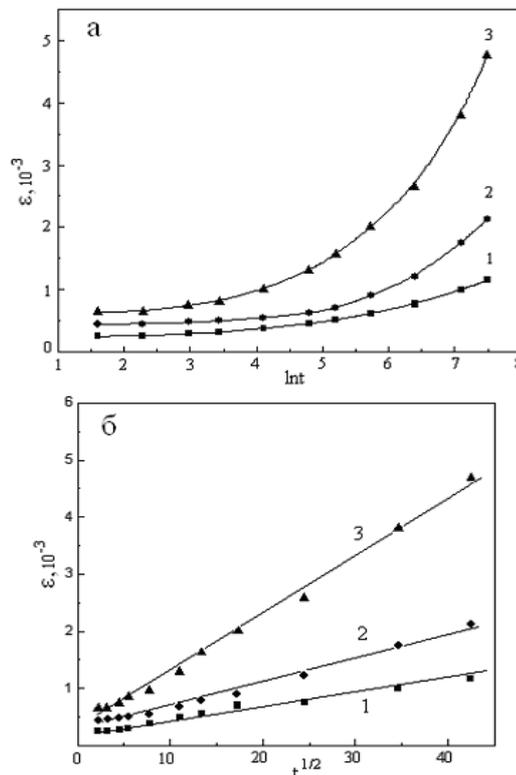


Рис. 3. Данные рис. 2, перестроенные в координатах: а – $\epsilon - \ln t$; б – $\epsilon - t^{1/2}$

Изменение закона затухания ползучести при низких температурах свидетельствует о наличии процессов, существенно изменяющих характер развития деформации. Согласно литературным данным [2,3], логарифмическая ползучесть объясняется термически активированной подвижностью индивидуальных дислокаций в плоскости скольжения. Нарушения этого закона наблюдались при изменении механизма движения дислокаций, например, при переползании или поперечном скольжении. При этом невыполнение логарифмического закона прослеживалось сразу же после приложения нагрузки, что в нашем случае и отмечается при $T > 300$ К. При температурах 77 и 300 К в течение 60 с реализуется логарифмическая ползучесть, т.е. после нагружения развиваются процессы пластической деформации и происходит соответствующее увеличение степени дефектности структуры. Однако пластическая деформация, обусловленная этим процессом, быстро исчерпывается; и при дальнейшей выдержке материала под нагрузкой ведущим становится другой процесс, обеспечивающий гораздо большую скорость ползучести и, как следствие, изменение закона ползучести.

Представляется, что в данном случае наблюдается более высокой скорости ползучести на ранних стадиях деформирования вблизи предела текучести и в условиях низких температур является следствием наличия в материале внутренних остаточных напряжений. Как известно, остаточные напряжения первого рода в стенках труб возникают в процессе

изготовления [4]. Эпюра этих напряжений такова, что на внешней стенке наблюдается концентрация растягивающих напряжений, на внутренней – сжимающих [5]. Однородная деформация растяжением в условиях ползучести приводит к локальным возмущениям в поле напряжений I рода, что вызывает микросдвиговую деформацию, уменьшающую эти напряжения. Релаксация напряжений происходит также в результате термических флуктуаций, роль которых возрастает с повышением температуры.

Для выяснения механизмов, ответственных за пластическое течение материала, был выполнен расчет термоактивационных параметров – эффективной энергии активации $U_{эф}$ и эффективного активационного объема $V_{эф}$ в рамках термofлуктуационной модели пластической деформации. Величина полной энергии активации U_0 , необходимой для преодоления барьера, согласно [6] определялась с помощью соотношения $U_0 = U_{эф} + V_{эф} \tau^*$, где τ^* – величина эффективного напряжения, соответствующего моменту измерения $V_{эф}$.

На рис. 4 приведена зависимость U_0 от температуры испытания T при $\sigma = 0,7\sigma_B$.

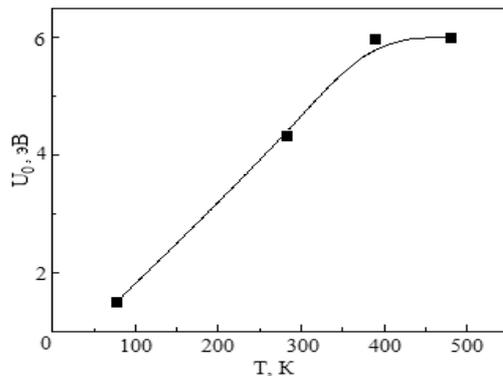


Рис. 4. Зависимость полной энергии активации U_0 от температуры при $\sigma = 0,7\sigma_B$

Видно, что в области температур 77...380 К полная энергия активации увеличивается, а при дальнейшем росте температуры не изменяется. Учитывая, что в данном случае движение дислокаций может определяться преодолением нескольких типов барьеров, активационные параметры представляют собой некоторые усредненные величины, характеризующие все типы препятствий, составляющих данный спектр. Тогда для большей определенности необходим анализ зависимостей U_0 и $V_{эф}$ от приложенного напряжения σ .

Проведенные расчеты показывают, что U_0 и $V_{эф}$ уменьшаются с ростом приложенного напряжения и, следовательно, с увеличением степени дефектности кристаллической решетки в области температур $T = 77...380$ К.

Характер зависимости активационных параметров от температуры и напряжения позволяет сделать вывод, что деформация ползучести сплава Zr1Nb контролируется несколькими типами препятствий, однако их спектр не остаётся постоянным и зависит от температуры испытания.

Величина полной энергии активации $U_0 = 1,6$ эВ, полученная в данной работе для $T = 77$ К, позволяет заключить, что при этой температуре преодоление барьеров Пайерлса-Набарро не определяет термоактивированное движение дислокаций.

С помощью соотношения $V = bdl \approx b^2 l$ ($V = 0,3 \cdot 10^{21}$ см³ – активационный объем при $T = 77$ К; $b = 3,23 \cdot 10^8$ см – вектор Бюргерса; d – ширина барьера) можно оценить длину дислокационного сегмента l , принимающего участие в элементарном акте скольжения. Расчет показывает, что $l = 3 \cdot 10^{-7}$ см. Сравним эту величину с расстоянием между барьерами, которые могут контролировать движение дислокаций при данной температуре.

Суммарная концентрация примесей внедрения, которая может содержаться в сплаве, по данным авторов работы [1] составляет $c = 0,267$ мас. %. Среднее расстояние между точками закрепления дислокационной линии можно найти как $l_n \approx bc^{-2/3}$ [7], что даёт величину $l_n \approx 1 \cdot 10^{-7}$ см. При расчёте расстояния между дислокациями в зерне по формуле $l_r \sim N^{-1/2}$ ($N = 10^9$ см⁻² – плотность дислокаций, характерная для отожженного поликристалла) получаем $l_r \sim 10^5$ см.

Проведенные оценки позволяют заключить, что при $T = 77$ К скорость пластической деформации определяется в основном взаимодействием дислокаций с примесями, поскольку значение величины расстояния между точками закрепления дислокации на примесях l_n наиболее близко к экспериментально определённой длине дислокационного сегмента l . Зависимость активационных параметров от приложенного напряжения говорит о том, что деформационные дефекты, в частности дислокации леса, также могут быть стопорами на пути движения скользящих дислокаций.

Такие же оценки параметров, характеризующих пластическое течение при 300 К, дают величину дислокационного сегмента, участвующего в пластическом течении, $l = 1,5 \cdot 10^{-6}$ см, т.е. промежуточное значение между значениями l_n – расстоянием между точками закрепления на примесях и l_r – расстоянием между дислокациями в зерне. Это может означать, что оба эти типа препятствий – и примеси и дислокации – в равной мере ответственны за процесс пластического течения при данной температуре.

Рассчитаем среднюю длину пробега дислокаций до длительных остановок перед препятствиями L по формуле, приведенной в работе [8]: $L = \alpha^2 G^2 b / h^2$, где $\alpha \approx 1$ – постоянная, зависящая от типа дислокации; $G = 42 \cdot 10^3$ МПа – модуль сдвига (определен для данного материала методом измерения внутреннего трения); b – вектор Бюргерса; h – структурный параметр материала, определённый экспериментально и при 300 К равный 325 МПа. В результате получаем величину $L = 5,3$ мкм, а размер зерна составляет 3...10 мкм. Это означает, что границы зерен являются теми стопорами, возле которых могут образовываться скопления дислокаций и которые они могут преодолеть с помощью термических флуктуаций.

Таким образом, основными препятствиями, контролирующими термически активированное движение дислокаций в условиях деформации ползуче-

сти при 300 К, являются примеси, деформационные дефекты (учитывая непостоянство U_0 и $V_{эф}$ с изменением напряжения), а также границы зерен.

Оценка средней длины пробега дислокаций при $T=380$ К даёт величину $L=11$ мкм, полная энергия активации составляет $U_0=6$ эВ. При этом, как отмечалось ранее, изменение деформации ползучести от времени испытания описывается степенным законом $\varepsilon \sim t^{1/2}$. Отсюда можно сделать вывод, что при указанной температуре наблюдается изменение механизма пластической деформации, т.е. пластическое течение может быть обусловлено, например, переползанием или поперечным скольжением дислокаций.

При температурах выше 400 К определяющую роль в процессе развития пластической деформации начинают играть атермические механизмы. В этом случае дислокации преодолевают барьеры, препятствующие их движению, в результате кинетической энергии, а не термофлуктуационным путём, и подобный анализ уже не применим.

ВЫВОДЫ

Изучены характеристики прочности и пластичности образцов из сплава Zr1Nb в температурном интервале 77...650 К. Показано, что с ростом температуры испытания наблюдается монотонное снижение пределов текучести и прочности, а также одновременное увеличение относительного удлинения исследованного материала.

С учётом структурных факторов, характеризующих материал (уровень внутренних напряжений, размер зерна, плотность дислокаций, концентрация примесей внедрения), проанализированы основные механизмы, контролирующие пластическую деформацию при различных температурах.

Установлено, что при температурах 77...300 К термически активированное движение дислокаций в плоскости скольжения контролируется в основном примесями и дислокациями леса. В области температур 300...400 К механизм деформации изменяет-

ся, и пластическое течение материала определяется переползанием и поперечным скольжением дислокаций. При температурах выше 400 К основную роль начинают играть атермические механизмы пластической деформации.

Работа выполнена в рамках Государственной программы фундаментальных и прикладных исследований по проблемам использования ядерных материалов и радиационных технологий в сфере развития областей экономики

ЛИТЕРАТУРА

1. В.С. Вахрушева, Г.Д. Сухомлин, Т.А. Дергач. Комплексная оценка качества изготовленных в Украине первых опытных партий труб-оболочек ТВЕЛ из сплава Zr1Nb // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждённой и радиационное материаловедение»*. 1999, в. 2(77), с. 27–32.
2. И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов. Ползучесть кристаллических тел при низких температурах // *Физические процессы пластической деформации при низких температурах*. Киев: «Наукова думка», 1974, с. 322–329.
3. Н.К. Нечволод. *Ползучесть кристаллических тел при низких температурах*. Киев: «Вища школа» 1980, 180 с.
4. Ю.Н. Книжников, П.А. Платонов, А.И. Ульянов. Учёт влияния остаточных напряжений на деформацию ползучести канальных труб // *Атомная энергия*. 1985, т. 58, в. 1, с. 13–17.
5. А.А. Поздеев, Ю.И. Няшин, П.В. Трусов. *Остаточные напряжения*. М.: «Наука», 1982, 224 с.
6. А. Ивенс, Р. Роулингс. *Термически активированные процессы в кристаллах*. М.: «Мир», 1973, 208 с.
7. Ж. Фридель. *Дислокации*. М.: «Мир», 1967, 643 с.
8. И.Н. Христенко, И.И. Папилов, Г.Ф. Тихинский, В.М. Ажажа, П.Н. Вьюгов. *Природа пластической деформации циркония*: Препринт ХФТИ АН УССР, Харьков, 1976, 29 с.

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ І ПОВЗУЧІСТЬ ЗРАЗКІВ З ТРУБ-ОБОЛОНОК ТВЕЛ ЗІ СПЛАВУ Zr1Nb У ТЕМПЕРАТУРНОМУ ІНТЕРВАЛІ 77...650 К

Є.В. Карасьова, В.І. Соколенко, Я.Д. Стародубов, В.С. Вахрушева, Т.О. Дергач

Вивчено характеристики міцності і пластичності зразків зі сплаву Zr1Nb у температурному інтервалі 77...650 К. Показано, що межа текучості і межа міцності монотонно зменшуються з ростом температури при одночасному збільшенні відносного подовження матеріалу що досліджувався. Дослідження повзучості і проведений термоактиваційний аналіз пластичної деформації дозволили зробити висновок про основні механізми, що контролюють пластичний плин матеріалу при різних температурах. Установлено, що при температурах 77...300 К термічно активований рух дислокацій контролюється в основному домішками і дислокаціями лісу. В області температур 300...400 К механізм деформації змінюється і визначальним стає механізм переповзання і поперечного ковзання дислокацій. При температурах вище 400 К основну роль починають грати атермічні механізми пластичної деформації.

MECHANICAL PROPERTIES AND CREEP OF CLADDING TUBES SAMPLES FROM ALLOY ZR1NB IN A TEMPERATURE INTERVAL 77 ... 650 K

E.V. Karaseva, V.I. Sokolenko, Ya.D. Starodubov, V.S. Vakhrusheva, T.A. Dergach

Characteristics of strength and plasticity of samples from alloy Zr1Nb in a temperature interval 77... 650 K are investigated. It is shown, that the yield stress and the ultimate strength of the investigated material monotonously decrease at a simultaneous increase of relative elongation, when the testing temperature increases. The investigation of creep and carried out thermoactivation analysis of plastic deformation have allowed to draw a conclusion on the basic mechanisms controlling plastic flow of a material at various temperatures. It is established, that thermally activated movement of dislocations at temperatures 77...300 K is controlled basically by impurities and forest dislocations. In the temperature range from 300 K to 400 K the mechanism of deformation changes and a main mechanism is

the creep over and cross sliding of dislocations. When the temperature is higher 400 K the basic role begin to play athermic mechanisms of plastic flow.