

Раздел второй
**ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

УДК 669.296:539.377

**ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВА Zr1Nb
В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300...700 К**

Е.В. Карасева, В.И. Соколенко

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина*

E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua

В области температур 300...700 К изучены механические свойства и ползучесть сплава Zr1Nb со структурой, полученной после применения различных термомеханических обработок (ТМО). Показано, что введение предварительной обработки сплава Zr1Nb ковкой при температуре однофазной β -области приводит к повышению уровня прочностных характеристик материала, увеличивает сопротивление ползучести и термомеханическую устойчивость, что является следствием формирования мелкодисперсного, однородного и стабильного структурно-фазового состояния с характерной однородной текстурой призматического кольцевого типа. Пластическая деформация сплава Zr1Nb с такой структурой в условиях ползучести происходит в основном за счет перестройки дефектной структуры и сопровождается релаксацией напряжений.

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что такие характеристики материала, как прочность, пластичность, сопротивление ползучести, в основном определяются его структурным состоянием. Следовательно, управляя структурой, можно улучшать эксплуатационные свойства металлов.

Анализ литературных источников показал, что данных о влиянии различных структурных элементов на характеристики ползучести сплава Zr1Nb в широкой области температур и напряжений не достаточно, и целесообразно продолжить исследования в этом направлении.

Характерной особенностью материалов с мелкодисперсной структурой является наличие высоких прочностных свойств с сохранением достаточного запаса пластичности. Как известно [1, 2], воздействовать на прочностные свойства и скорость ползучести мелкокristаллических материалов возможно, изменяя структуру внутри зерна с целью торможения внутриверного скольжения дислокаций и структуру границы. Для этого обычно применяются различные термомеханические обработки сплава Zr1Nb, которые, однако, приводят к изменению той и другой структур одновременно, поскольку, как правило, сопровождаются фазовыми превращениями. В связи с этим последнее время изучаются возможности воздействия на свойства сплава Zr1Nb посредством изменения дисперсности выпадающих фаз [2, 4].

Известно, что при динамическом воздействии на материал ковкой основной вклад в пластическую деформацию вносят ротационные моды пластичности, что приводит к формированию большого количества границ раздела с высокой плотностью дислокаций между ними [1, 2]. При этом наличие сильных

локальных градиентов напряжений обуславливает увеличение дисперсности фазовых выделений.

Целью данной работы является исследование влияния различных режимов термомеханической обработки сплава Zr1Nb на механические свойства и ползучесть в интервале температур 300...650 К.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве исходного состояния использовали слиток сплава Zr1Nb диаметром 200 мм. Для максимально эффективного влияния на структуру и свойства сплава были использованы следующие режимы обработки:

1) обработка на твердый раствор (в печи при 1050 °С в течение 1 ч) с целью растворения грубой первичной α -фазы (и устранения влияния исходной литой структуры) с последующей закалкой в воду и фиксацией α -мартенсита, далее ступенчатая деформация прокаткой при 900 °С на 55% и при 800 °С на 58% (суммарная деформация составляла 81%) (ТМО-1);

2) прямая прокатка литого состояния при температуре двухфазной $\alpha + \beta$ -области (800 °С) на 81% (ТМО-2);

3) прямая прокатка литого состояния (81% деформации) при температуре однофазной β -области (1050 °С) (ТМО-3);

4) всесторонняя ковка 1/4 части горизонтально вырезанного из слитка темплета при начальной температуре однофазной β -области (1050 °С) с получением заготовки диаметром 25 мм и последующей прокаткой в круглых вальцах, как описано в п. 2, (ТМО-4);

5) ковка, как описано в п. 4, и дальнейшая обработка, как описано в п. 1, (ТМО-5).

Все термомеханические обработки завершались стабилизирующими отжигами: при 650 °С в течение 2 ч и при 750 °С – 1 ч.

Механические испытания и исследования ползучести в режиме ступенчатого нагружения проводили при температурах 300...700 К, точность измерения составляла $\sim 5 \cdot 10^{-5}$ см. Активационные параметры и уровень внутренних напряжений определяли с помощью дифференциальных методик, описанных в работе [3].

Для изучения дефектной структуры сплава Zr1Nb использовали метод измерения электросопротивления в процессе ползучести. Электросопротивление измеряли при комнатной температуре по 4-точечной схеме компенсационным способом с использованием потенциометра Р-363. Погрешность измерения не превышала +0,05%, а разброс значений удельного электросопротивления не превышал $\pm 0,5\%$.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты проведенного исследования механических свойств в режиме активного растяжения сплава Zr1Nb после различных термомеханических обработок приведены в табл. 1.

Таблица 1

Состояние	Механические характеристики		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\delta_{общ}$, %
T = 300 К			
1. ТМО-1	344	456	31,5
2. ТМО-2	316	486	29,5
3. ТМО-3	365	477	19,6
4. ТМО-4	330	491	31,2
5. ТМО-5	351	517	27,5
T = 700 К			
1. ТМО-1	157	227	28,2
2. ТМО-2	154	250	31,3
3. ТМО-3	191	236	18,8
4. ТМО-4	164	273	31,5
5. ТМО-5	178	287	35,5

Характеристики прочности образцов сплава Zr1Nb, полученных послековки и последующей прокатки (ТМО-4 и ТМО-5) выше, чем после всех остальных обработок, особенно, когда перед прокаткой проводилась промежуточная закалка (ТМО-5). При этом пластичность материала сохранилась практически на том же уровне, что и после ТМО-1 и ТМО-2. Наблюдаемое увеличение прочностных характеристик образцов сплава Zr1Nb можно связать с увеличением дисперсности внутризеренной α -фазы после примененияковки перед прокаткой, особенно, когда прокатку проводили при температуре, соответствующей двухфазной $\alpha + \beta$ -области (ТМО-5).

Характеристики ползучести сплава Zr1Nb после различных термомеханических обработок исследовали в интервале температур 300...700 К. На рис. 1 приведены скорости ползучести образцов после всех термомеханических обработок во всем исследованном интервале напряжений и соответствующее изменение удельного электросопротивления.

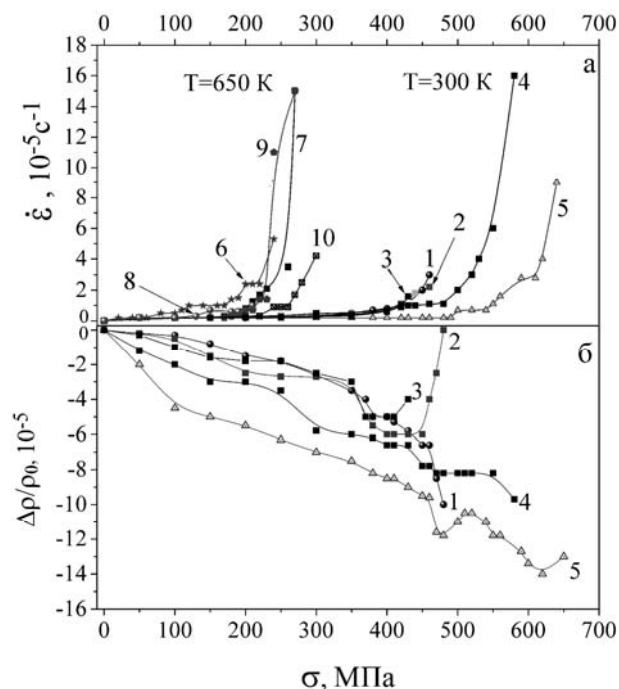


Рис. 1. Зависимости скорости ползучести (а) и удельного электросопротивления (б) от истинного напряжения для образцов сплава Zr1Nb после следующих термомеханических обработок: 1 – 1, 6 – ТМО-1; 2 – 2, 7 – ТМО-2; 3 – 3, 8 – ТМО-3; 4 – 4, 9 – ТМО-4; 5 – 5, 10 – ТМО-5 при температурах испытаний: T = 300 К (1 – 5) и T = 700 К (6 – 10)

Сопротивление ползучести образцов (см. рис. 1,а) после ТМО-4 и ТМО-5 (особенно после ТМО-5) выше, чем после ТМО-1, ТМО-2 и ТМО-3. Следует отметить, что преимущество ТМО-5 сохраняется и при температуре 700 К. При этом удельное электросопротивление, измеренное при 300 К (см. рис. 1,б), уменьшается в процессе деформирования образцов после всех видов обработок и особенно после ТМО-5.

Наблюдаемые эффекты могут быть связаны с перестройкой структуры материала в процессе ползучести, вследствие изменения условий деформирования, которая приводит к формированию новой структуры, менее напряженной и более устойчивой к продолжающемуся воздействию.

На рис. 2,а приведены кривые деформации ползучести образцов сплава Zr1Nb под действием постоянного приложенного напряжения, составляющего $\sigma = 0,85\sigma_B$, при T = 300 К. Выбранная величина приложенного напряжения позволила провести измерения на данной временной базе на всех образцах, ибо при более высоком напряжении образцы после ТМО-2 и ТМО-3 вследствие высокой скорости ползучести разрушались гораздо быстрее. Соответствующее изменение удельного электросопротивления

в процессе ползучести образцов сплава Zr1Nb после различных термомеханических обработок приведено на рис. 2,б.

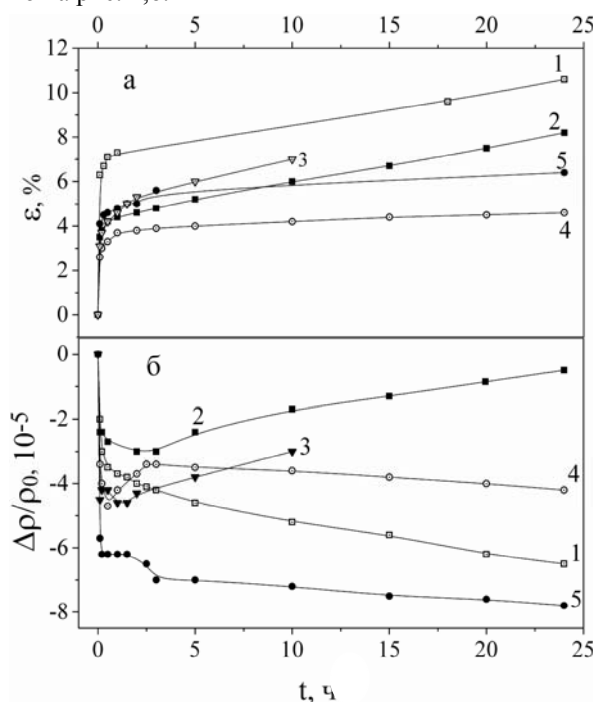


Рис. 2. Кривые ползучести (а) и соответствующее изменение удельного электросопротивления (б) образцов сплава Zr1Nb после следующих термомеханических обработок:
1 – ТМО-1; 2 – ТМО-2; 3 – ТМО-3; 4 – ТМО-4;
5 – ТМО-5 при $T = 300\text{ K}$ и приложенном напряжении $\sigma = 0,85\sigma_B$

Как видно из рисунка, после ТМО-4 и ТМО-5 скорость ползучести при данном напряжении меньше, чем после других обработок (см. рис. 2,а, кривые 4, 5), однако при этом достаточно сильно уменьшается удельное электросопротивление, особенно после ТМО-5. Самое большое изменение удельного электросопротивления фиксируется на стадии мгновенной деформации, т. е. при больших скоростях деформирования, но и в процессе собственно ползучести оно продолжает уменьшаться.

Расчеты показали, что за 24 ч испытаний в условиях ползучести дальнедействующие напряжения увеличились для всех образцов после всех проведенных обработок. При этом самое большое увеличение дальнедействующих напряжений наблюдается после ползучести образцов, обработанных по схеме ТМО-5: от 351 до 620 МПа.

Уменьшение удельного электросопротивления в процессе ползучести позволяет предположить, что общая объемная концентрация дефектов кристаллической решетки не увеличивается. Теоретически это может быть связано либо с истощением количества подвижных дислокаций, либо с их перераспределением. Из этого следует вывод, что увеличение дальнедействующих напряжений не связано с накоплением дефектов. Ранее в работах [5-7] было показано, что в мелкодисперсных структурах источником дальнедействующих напряжений служат границы зерен или фрагментов. Следовательно, можно пред-

положить, что в результате ползучести образцов, обработанных по режиму ТМО-5, формируется структура с границами зерен, которые имеют наиболее сильные поля внутренних напряжений. Это может быть связано с упрочнением границ фазовыми выделениями, образовавшимися в процессе ТМО-5, а также с ограниченным притоком дислокаций из тела зерна к границам. Следствием этих двух факторов является затрудненность процессов возврата у границ, а значит, и ограниченность скольжения по границам, т. е. начало этих процессов отодвигается до более высоких напряжений.

Изучение эволюции микроструктуры, фазового состава и кристаллографической текстуры материала на разных этапах и после термомеханических обработок по всем использованным режимам, проведенное в работе [4], показало, что наиболее дисперсное, однородное и стабильное структурно-фазовое состояние формируется при использовании (в качестве предварительной) обработки на твердый раствор (ТМО-1 и ТМО-5). Однако среди этих двух обработок преимущество следует отдать состоянию, полученному в результате ТМО-5, где на начальном этапе была введена обработка ковкой. Исследования кристаллографической текстуры [4] показали также, что наиболее благоприятная (с точки зрения требований конечного использования изделий из данного сплава) текстура призматического кольцевого типа формируется практически при выполнении всех термомеханических обработок, кроме ТМО-3. При этом наиболее однородная, но сравнительно менее острая, текстура была после ТМО-5.

Все вышесказанное позволяет заключить, что действительно причиной упрочнения сплава после ТМО-1 и ТМО-5 является большое количество мелкодисперсных выделений внутри зерен. На этих выделениях, равномерно распределенных внутри зерен, могут образовываться скопления дислокаций, что затрудняет скольжение, а стало быть и выход дислокаций к границам, и приводит к упрочнению материала. В данных условиях работа дислокационных источников внутри зерен затруднена, и плотность дислокаций не увеличивается.

Наличие большого количества мелкодисперсных фазовых выделений на границах зерен повышает уровень дальнедействующих напряжений и также затрудняет внутризеренное скольжение и выход дислокаций к границам. В результате задерживается до более высоких напряжений начало скольжения по границам, которое обеспечивает наибольшую скорость ползучести [5, 7].

После выдержки в условиях ползучести в течение 24 ч все образцы были испытаны при активном растяжении и температуре 300 К; результаты приведены в табл. 2.

Как видно, образцы сплава Zr1Nb после всех термомеханических обработок, а особенно после ТМО-1 и ТМО-5, деформируются без упрочнения и имеют достаточно большую пластичность. Это подтверждает тот факт, что в процессе ползучести происходит существенная релаксация напряжений, которая может быть результатом структурной перестройки.

Таблица 2

Состояние при T = 300 К	Характеристики		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\delta_{равн}$, %
1. ТМО-1	500	500	9,2
2. ТМО-2	420	460	17,2
3. ТМО-3	430	430	2
4. ТМО-4	500	510	22
5. ТМО-5	620	620	12

ВЫВОДЫ

В области температур 300...700 К изучены механические характеристики и ползучесть сплава Zr1Nb с различной структурой, полученной вследствие применения различных термомеханических обработок.

Показано, что введение предварительной обработки сплава Zr1Nb ковкой при температуре однофазной β -области приводит к повышению уровня прочностных характеристик материала, увеличивает сопротивление ползучести и термомеханическую устойчивость, что является следствием формирования мелкодисперсного, однородного и стабильного структурно-фазового состояния с характерной однородной текстурой призматического кольцевого типа.

Пластическая деформация сплава Zr1Nb с такой структурой в условиях ползучести происходит в основном за счет перестройки дефектной структуры и сопровождается релаксацией напряжений, что является следствием возникновения кинетической неустойчивости структуры в результате изменения температурно-скоростного режима деформирования и геометрии приложенных напряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. В.В. Рыбин. *Большие пластические деформации и разрушение металлов*. М.: «Металлургия», 1986, 224 с.
2. Р.З. Валиев, И.В. Александров. *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией*. М.: «Логос», 2000, 271 с.
3. И.А. Гиндин, С.Ф. Кравченко, Я.Д. Стародубов. Современные методы и оборудование для определения механических свойств материалов в условиях глубокого охлаждения // *Заводская лаборатория*. 1970, №4, с. 473-480.
4. О.М. Ивасишин, П.Е. Марковский, Ю.В. Матвейчук, А.В. Теруков. Влияние режимов термомеханической обработки на структуру, кристаллографическую текстуру и механические свойства Zr1Nb // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2008, т. 31, №6, с. 48-53.
5. И.Ф. Борисова, И.Н. Бутенко, Е.В. Карасева, Д.Г. Малыхин, А.В. Мац, В.И. Соколенко. Особенности формирования текстуры циркония в условиях больших пластических деформаций и ее влияние на характеристики ползучести в интервале температур 300...700 К // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2009, т. 93, №2, с. 100-105.
6. В.В. Рыбин, А.А. Зисма. Структурная микромеханика пластической деформации и вязкого разрушения фрагментированных кристаллов // *Проблемы прочности*. 1985, №3, с. 70-77.
7. В.М. Ажажа, И.Н. Бутенко, П.Н. Вьюгов, Н.П. Вьюгов, Е.В. Карасева, В.И. Савченко, В.И. Соколенко. Механические свойства сплава Zr1Nb в интервале температур 300...700 К // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2007, №4, с. 79-81.

Статья поступила в редакцию 24.07.2013 г.

ВПЛИВ РІЗНИХ ТЕРМОМЕХАНІЧНИХ ОБРОБОК НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ Й ПОВЗУЧІСТЬ СПЛАВУ Zr1Nb В ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР 300...700 К

Є.В. Карасьова, В.І. Соколенко

В області температур 300...700 К вивчені механічні властивості й повзучість сплаву Zr1Nb з різною структурою, отриманою після застосування різних термомеханічних обробок (ТМО). Показано, що введення попередньої обробки сплаву Zr1Nb куванням при температурі однофазної β -області спричиняє підвищення рівня механічних характеристик матеріалу, збільшує опір повзучості й термомеханічну стійкість, що є наслідком формування дрібнодисперсного, однорідного й стабільного структурно-фазового стану з характерною однорідною текстурою призматичного кільцевого типу. Пластична деформація сплаву Zr1Nb з такою структурою в умовах повзучості відбувається за рахунок перебудови дефектної структури та супроводжується релаксацією напруг.

INFLUENCE OF DIFFERENT THERMOMECHANICAL TREATMENT ON MECHANICAL PROPERTIES AND THE CREEP OF ALLOY Zr1Nb IN THE TEMPERATURES RANGE 300...700 K

E.V. Karaseva, V.I. Sokolenko

In the temperatures interval 300...700 K mechanical properties and a creep of alloy Zr1Nb with the different structure, obtained after application of different thermomechanical treatment, are investigated. It is shown, that introduction of preprocessing Zr1Nb alloy by forge at the temperatures of monophase β - range reduces in increase of a level of mechanical characteristics of a material, to increase a creep resistance and thermomechanical stability that is a consequence formation of fine-grained, homogeneous and stable structural-phase state with the reference homogeneous texture prismatic ring-type. The plastic deformation of alloy Zr1Nb with such structure in the conditions of creep takes place mainly due to defect structure reorganization and is accompanied by a stress relaxation.