

ВЛИЯНИЕ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МИКРОПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zr-1%Nb

Т.Т. Мозильникова, П.А. Хаймович, Е.Г. Замлер

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,

Харьков, Украина

E-mail: pavel.41@bk.ru

Микропластические свойства циркония и сплава Zr-1%Nb изучались методом внутреннего трения. Об изменении свойств судили по зависимости внутреннего трения δ от нарастающего напряжения в области нагрузок, не превышающих макроскопического предела упругости. Установлено, что зависимость $\delta = f(\tau)$ для Zr-1%Nb после барокриодеформирования при 77 К на 30 и 50 % носит немонотонный характер. Обнаружены два микропластических предела упругости, характеризующих начало развития необратимых процессов. Немонотонность $\delta = f(\tau)$ обусловлена эволюцией в процессе нагружения микроструктуры, образовавшейся при предварительном деформировании.

PACS: 62.20.Fe; 81.40.-z

ВВЕДЕНИЕ

Механические свойства металлов определяются как плотностью дислокаций в кристалле, так и количеством источников, способных поставлять новые дислокации. Новообразованные дислокации, по видимому, играют основную роль в развитии процессов микропластической деформации. Свойства различным образом возникших источников дислокаций зависят как от предварительной обработки, так и от величины нагрузки и способа ее приложения. Важным фактором, определяющим механические характеристики металла, является напряженное состояние, возникающее при совместном действии механических и циклических нагрузок, значительно ниже макроскопического предела упругости. В работе [1] микропластическая деформация наблюдалась по повышению внутреннего трения при одновременном действии низкочастотных периодических колебаний и равномерно нарастающего в пределах микроупругости касательного напряжения. Минимальное напряжение, характеризующее начало увеличения внутреннего трения, представляет собой микроскопический предел упругости [2]. Величина микроскопического предела упругости зависит от структурного состояния металла, определяемого, в частности, характером и степенью предварительной деформации [3, 4]. При этом известно, что деформирование в условиях высоких давлений оказывает влияние на механические и физические свойства металла [5].

Цель настоящей работы – исследование влияния предварительного деформирования в условиях всестороннего сжатия при низкой температуре циркония и конструкционного сплава Zr-1%Nb на микроскопический предел упругости и внутреннее трение.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Заготовки из не содержащего ниобий Zr и сплава Zr-1%Nb в виде цилиндров диаметром 4,3...5 мм, длиной 22...24 мм подвергали барокриодеформированию (БКД) [6] при температуре 77 К на 30 и 50 %. Из полученных экструдатов изготавливали плоские образцы с головками, имеющие длину рабочей части 14 мм, ширину 2,1 мм и толщину не более 1 мм.

Средний размер зерна в исходном состоянии составлял 5...10 мкм. Микроскопический предел упругости τ_s определялся по наименьшему напряжению сдвига, начиная с которого при совместном воздействии на образец периодических крутильных колебаний и монотонно нарастающего ниже макроскопического предела упругости растягивающего напряжения внутреннее трение увеличивается. Метрой внутреннего трения служил логарифмический декремент затухания δ . Частота колебаний 0,8...0,9 кол./с. Наибольший относительный сдвиг на поверхности образца, возникающий под действием периодических колебаний, $5,4 \cdot 10^{-5}$. Скорость закручивания в различных опытах с образцами Zr-1%Nb изменялась от 4,5 до 5 МПа/с. В случае циркония, свободного от Nb, dt/dt была равной 1,5 МПа/с. Напряжение сдвига, соответствующее началу микропластической деформации, определялось по отклонению зависимости между напряжением и деформацией от прямой линии. Критерием затрат упругой энергии на микропластическую деформацию принималась разность $\delta_{пл} = \delta - \delta_0$, где δ_0 – фон внутреннего трения. Измерения проводились при комнатной температуре.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты экспериментов в виде графиков зависимости микроскопического предела упругости τ_s от степени деформации и внутреннего трения δ от величины нарастающего напряжения τ при различном уровне предварительной деформации Zr и Zr-1%Nb показаны на рис. 1–5. Для сплава Zr-1%Nb, подвергнутого БКД на 30 и 50 %, установлен немонотонный характер зависимости δ от τ .

Микроскопический предел упругости Zr в состоянии поставки равен 4 МПа. Внутреннее трение в интервале напряжений 4...10 МПа увеличивается. При $\tau > 10$ МПа происходит монотонный рост δ (см. рис. 1). Легирование циркония одним процентом ниобия приводит к возрастанию микроскопического предела упругости сплава Zr-1%Nb в 5,5 раза по сравнению с τ_s циркония (см. рис. 2, кривая 1). Внутреннее трение при напряжении $\sim 22...120$ МПа увеличивается начиная с $\tau > 120$ МПа, δ резко повышается.

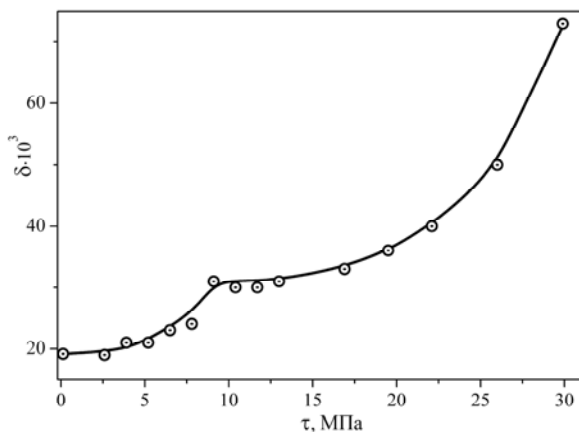


Рис. 1. Зависимость внутреннего трения δ циркония в состоянии поставки от напряжения τ

Образцы Zr и сплава Zr-1%Nb, прошедшие БКД на 30 %, имеют более высокие значения микропластического предела упругости относительно исходного состояния. Микропластический предел упругости Zr увеличивается более чем в 3 раза (см. рис. 3,а), сплава Zr-1%Nb – на 20 % ($\tau_s = 30$ МПа) (см. рис. 4, кривая 1). Уровень внутреннего трения Zr при одном и том же напряжении снижается. Напряжение, соответствующее резкому подъему δ , повышается от ~ 10 до 45 МПа (см. рис. 3,а).

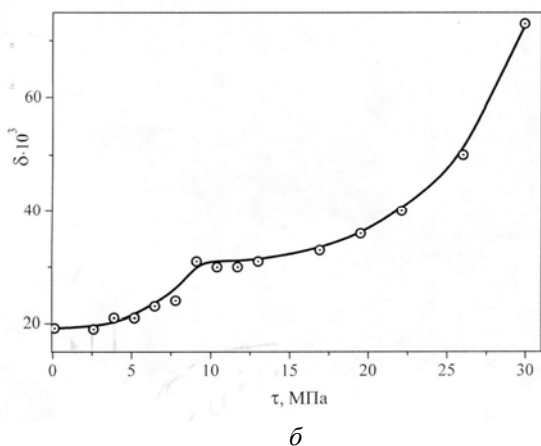
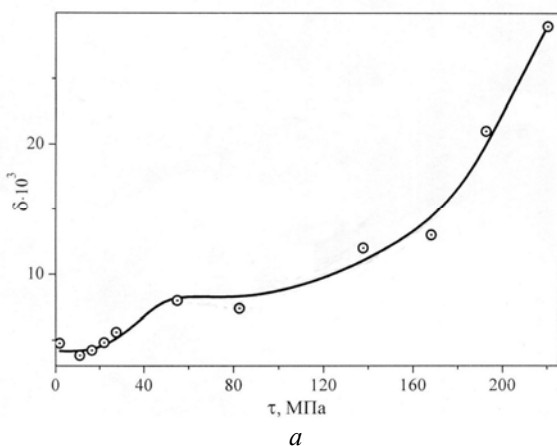


Рис. 3. Зависимости внутреннего трения δ циркония, испытывавшего БКД на 30 %, от напряжения τ (а) и повторного нагружения (б)

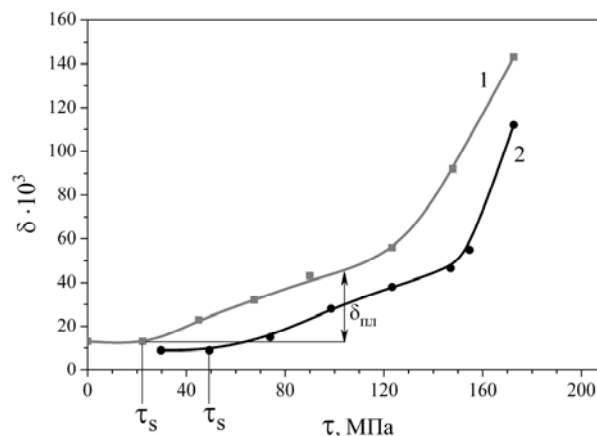


Рис. 2. Зависимость внутреннего трения δ сплава Zr-1%Nb в состоянии поставки от напряжения: 1 – первое нагружение, 2 – повторное нагружение

Кривая $\delta = f(\tau)$ сплава Zr-1%Nb характеризуется наличием широкого пика внутреннего трения в интервале напряжений 30...160 МПа (см. рис. 4, кривая 1). Максимум δ расположен при напряжении $\tau \approx 80$ МПа.

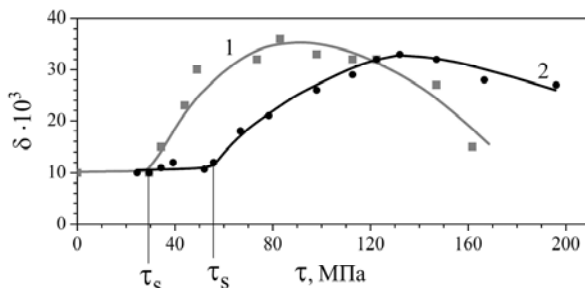


Рис. 4. Зависимость внутреннего трения δ сплава Zr-1%Nb, испытывавшего БКД на 30 %, от напряжения τ

БКД сплава Zr-1%Nb на 50 % приводит к значительному увеличению микроскопического предела упругости. Зависимость $\delta = f(\tau)$ носит немонотонный характер, проявляющийся в виде пика внутреннего трения. Внутреннее трение, начиная с $\tau = \tau_s$, резко растет и достигает максимального значения при $\tau \approx 100$ МПа. В интервале $\sim 100...140$ МПа δ снижается. При $\tau \approx 140$ МПа δ принимает минимальное значение. Затем, по мере нарастания напряжения, δ снова возрастает (см. рис. 5, кривая 1).

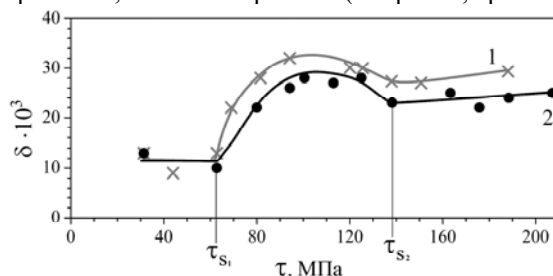


Рис. 5. Зависимость внутреннего трения δ сплава Zr-1%Nb, испытывавшего БКД на 50 %, от напряжения τ : кривая 1 – первое нагружение; кривая 2 – повторное нагружение

Это свидетельствует об активизации микропластической деформации. В этом случае напряжение, соответствующее началу подъема уровня внутрен-

него трения, следует рассматривать как второй микроскопический предел упругости τ_{s2} . Сопоставление характеристик микропластических свойств Zr-1%Nb после БКД на 30 и 50 % показывает, что деформация на 50 % приводит к увеличению τ_s в 2 раза – от 30 до 60 МПа. Пик внутреннего трения расположен в более узком интервале напряжений (~ 60...140 МПа). Максимум внутреннего трения достигается при более высоком напряжении ($\tau \approx 100$ МПа). Заметного различия в высоте максимумов не наблюдается.

В результате повторного нагружения образцов до уровня напряжений, достигнутого в предыдущем опыте, микроскопический предел упругости увеличивается, пик внутреннего трения снижается и смещается в сторону более высоких напряжений, потери на микропластическую деформацию уменьшаются (см. рис 3,б; рис. 2, кривая 2; рис. 4, кривая 2; рис. 5, кривая 2).

При повторном испытании образцов после БКД на 50 % обнаружены некоторые особенности параметров микропластической деформации. Величина микропластического предела упругости остается прежней. Внутреннее трение в интервале напряжений ~ 60...200 МПа снижается. Однако напряжение, соответствующее δ_{max} , не изменяется. Активизация процесса микропластической деформации начинается при том же уровне напряжений, равном τ_{s2} .

Повышение микроскопического предела упругости, уменьшение потерь на микропластическую деформацию при увеличении степени БКД и повторном нагружении согласуются с результатами измерения механических свойств при одноосном растяжении: увеличением условного предела упругости $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_b и снижением относительного равномерного удлинения $\Delta l/l$. Характеристики механических свойств Zr и Zr-1%Nb приведены в табл. 1.

Полученные результаты можно объяснить следующим образом. Различие микроскопического предела упругости при соответственно одинаковых условиях нагружения определяется различием структурных состояний, возникающих в процессе предварительного деформирования.

Таблица 1

Материал	τ_{s1} , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	$\Delta l/l$, %
1. Zr, сост. поставки	4	90...100	175	4,8
2. Zr, $\varepsilon = 30\%$	20	334	556	3,8
3. Zr-1%Nb, сост. пост.	25	284	392	3,5
4. Zr-1%Nb, $\varepsilon = 30\%$	30	520	645	2
5. Zr-1%Nb, $\varepsilon = 50\%$	60	609	665	0,83

Восходящая ветвь пика внутреннего трения обусловлена активной микропластической деформацией, связанной с расходом упругой энергии на размножение дислокаций за счет работы источников, образующихся в процессе нагружения [7]. При достижении напряжения уровня τ_s активируются источ-

ники с большим значением L, по мере повышения τ в работу включаются источники с меньшим L. Плотность дислокаций при этом повышается, упрочнение нарастает. Подтверждением этого служит повышение микропластического предела упругости и снижение упругой энергии на микропластическую деформацию при повторном нагружении.

Снижение внутреннего трения свидетельствует об ослаблении микропластической деформации, что может быть вызвано уменьшением числа источников дислокаций, способных генерировать дислокации при действующем уровне напряжения. Микропластическая деформация при этом может развиваться только при значительном повышении напряжений, достаточных для генерирования новых дислокаций. Если исходить из предположения, что одним из возможных механизмов снижения δ может служить аннигиляция дислокаций, протекающая одновременно с процессом размножения дислокаций, то при этом средняя плотность дислокаций снижается [8]. Снижение плотности дислокаций в процессе пластической деформации наблюдалось при деформации железа [9] и аустенитной стали [10] при комнатной температуре.

В свою очередь, снижение плотности дислокаций может вызвать значительные дислокационные изменения, сопровождающиеся освобождением источников дислокаций. Такое изменение дислокационной структуры связано с возрастанием внутреннего трения. По-видимому, наиболее вероятным механизмом является активация вновь образовавшихся источников дислокаций.

Так как микроскопический предел упругости соответствует началу микроскопической деформации, по величине полученных данных τ_{s1} и τ_{s2} оценено расстояние L между стопорами, определяемое зависимостью $\tau_s = Gb/L$, где G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса. Полученные значения L приведены в табл. 2.

Например, длина L для циркония после $\varepsilon = 30\%$ при τ_{s1} и τ_{s2} уменьшается по сравнению с исходным состоянием приблизительно в 5 и 6,7 раз соответственно.

Таблица 2

Характеристики структуры

Материал	L, мкм (τ_{s1})	L, мкм (τ_{s2})
Zr, состояние поставки	2,34	0,94
Zr, $\varepsilon = 30\%$	0,47	0,14
Zr-1%Nb, сост. поставки	0,38	0,08
Zr-1%Nb, $\varepsilon = 30\%$	0,3	—
Zr-1%Nb, $\varepsilon = 50\%$	0,15	0,07

Аналогичные немонотонные изменения внутреннего трения от дополнительно нарастающего в пределах макроупругости напряжения были экспериментально обнаружены одним из авторов настоящей статьи на ряде металлов с различной кристаллической структурой: сталь 3 (рис. 6) [11], двух- и трехслойные конденсаты Fe-Cu (рис. 7) [12], медь, никель (рис. 8).

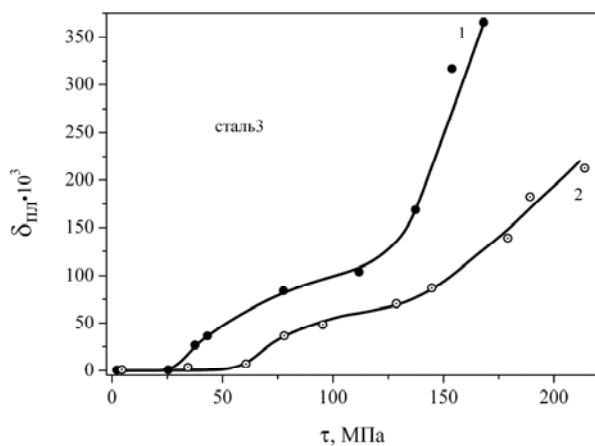


Рис. 6. Зависимость потерь упругой энергии на микропластическую деформацию от напряжения τ стали 3:
1 – состояние поставки;
2 – предварительное нагружение до 15 МПа [8]

В опытах с никелем было установлено, что зависимость микроскопического предела упругости τ_{s1} от степени деформации $\tau_s = f(\epsilon)$ имеет вид немонотонной кривой с максимумом при $\epsilon = 16\%$ (рис. 9, кривая 1) [3]. Эта деформация соответствует началу образования фрагментированной структуры. Формирование фрагментов сопровождается распадом ячеек. На границах ячеек наблюдается значительная угловая разориентация. С ростом деформации объем, занятый фрагментированной структурой, увеличивается. Зависимость микроскопического предела упругости τ_{s2} (см. рис. 9, кривая 2) также носит немонотонный характер, максимум τ_{s2} , как и максимальное значение τ_{s1} , достигается при $\epsilon = 16\%$.

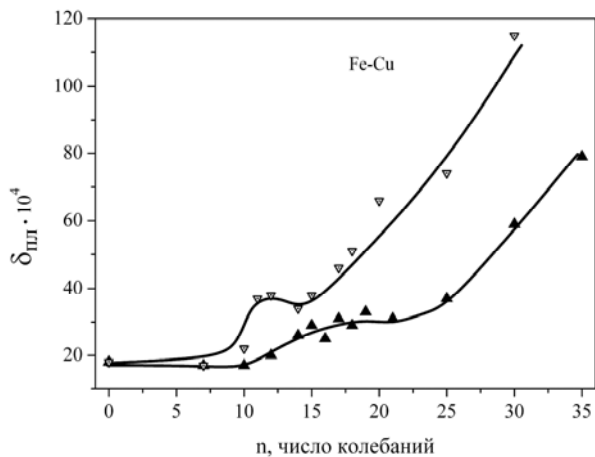


Рис. 7. Зависимость внутреннего трения δ от числа колебаний n двухслойного конденсата Fe-Cu.
Верхняя кривая – первое нагружение;
нижняя кривая – второе нагружение
(напряжение τ пропорционально числу колебаний) [10]

Это обстоятельство может служить подтверждением того, что τ_{s1} и τ_{s2} обусловлены одним физическим процессом, связанным с образованием новых дислокаций.

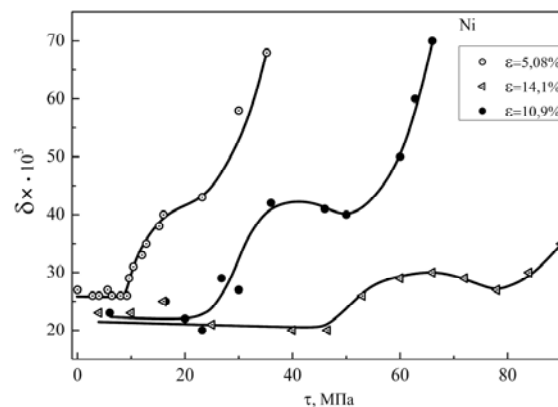


Рис. 8. Зависимость внутреннего трения δ от напряжения предварительно деформированного никеля

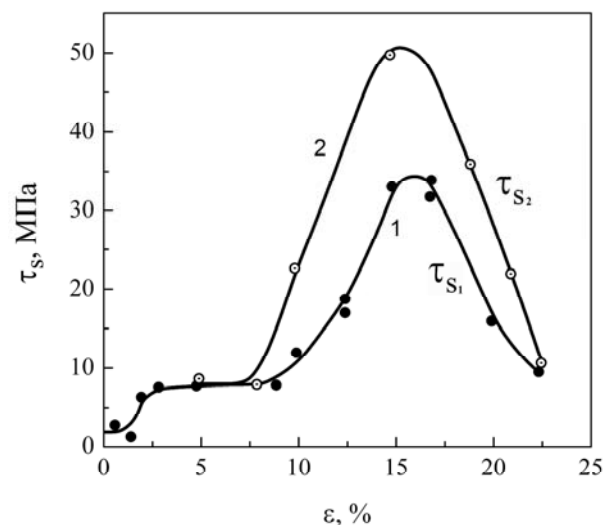


Рис. 9. Зависимость микроскопического предела упругости никеля τ_{s1} и τ_{s2} от деформации ϵ [3]

ВЫВОДЫ

1. Зависимость внутреннего трения от напряжения сплава Zr-1%Nb, подвергнутого барокриодеформированию, носит немонотонный характер.
2. Немонотонность $\delta = f(\tau)$ обусловлена эволюцией микроструктуры, образовавшейся при предварительном деформировании.
3. Обнаружено два микроскопических предела упругости, обусловленных размножением дислокаций.

Авторы благодарны научным сотрудникам Владимиру Степановичу Оковиту и Валерию Владимировичу Калиновскому за измерения механических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Р.И. Гарбер, Т.Т. Могильникова // ДАН СССР. 1958, т. 118, с. 479-482.
2. Р.И. Гарбер, Т.Т. Могильникова. К вопросу об определении предела упругости реальных твердых тел // ФММ. 1962, т. 13, в. 2, с. 314-315.
3. Р.И. Гарбер, Т.Т. Могильникова, Л.М. Нероденко, Б.О. Мовчан. Влияние поперечно-пластичной деформации на микроскопичную границу упругости никелю // Доповіди АН УРСР. Київ, 1977, А. 7, с. 660-663.

4. Б.А. Мовчан, Г.А. Молодкина. Структурный анализ природы уменьшения микроскопического предела упругости никеля после больших пластических деформаций // *Металлофизика*. 1981, т. 3, №3, с. 95-99.

5. Л.Ф. Верещагин. *Избранные труды. Твердое тело при высоких давлениях*. М.: «Наука», 1981, 386 с.

6. П.А. Хаймович. На пути к барокриодеформированию // *Перспективные материалы*. Тольятти: ТГУ, МИСиС, 2009, т. 3, с. 363-406.

7. Р.И. Гарбер, Т.Т. Могильникова. Размножение дислокаций при совместном воздействии периодических и нарастающих напряжений // *Кристаллография*. 1969, т. 14, с.137-139.

8. Ж. Фридель. *Дислокации*. М.: «Мир», 1967, с. 635.

9. A. Loyer, J.M. Dorlot. Density change in iron after tensile deformation // *Phys. stat. sol. (a)*. 1970, v. 2, p. 91-99.

10. F. Garofalo, H. Wriedt. Density change in an austenitic stainless steel deformed in tension or compression // *Acta. Met.* 1962, v. 10, N 11, p. 1997-1012.

11. Т.Т. Могильникова. *Влияние монотонно нарастающих напряжений на свободно затухающие колебания кристаллических материалов*: Дис. ... канд. физ.-мат. наук. Воронеж, 1972, с. 179.

12. Т.Т. Могильникова, Л.М. Нероденко, Б.А. Мовчан. Микроскопический предел упругости осажденного из паровой фазы трехслойного материала системы Fe-Cu // *Современная электрометаллургия*. 2004, №1, с. 16-18.

Статья поступила в редакцию 11.12.2012 г.

ВПЛИВ БАРОКРІОДЕФОРМУВАННЯ НА МІКРОПЛАСТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ Zr-1%Nb

Т.Т. Могильникова, П.О. Хаймович, Є.Г. Замлер

Мікропластичні властивості цирконію і сплаву Zr-1%Nb вивчалися методом внутрішнього тертя. Про зміну властивостей судили по залежності внутрішнього тертя δ від наростаючої напруги в області навантажень, що не перевищують макроскопічної межі пружності. Встановлено, що залежність $\delta = f(\tau)$ для Zr-1%Nb після барокриодеформування при 77 К на 30 і 50 % носить немонотонний характер. Виявлено дві мікропластичних межі пружності, що характеризують початок розвитку необоротних процесів. Немонотонність $\delta = f(\tau)$ обумовлена еволюцією в процесі навантаження мікроструктури, утвореної при попередньому деформуванні.

INFLUENCE OF BAROCRYODEFORMATION ON MICROPLASTIC PROPERTIES OF ALLOY Zr-1%Nb

T.T. Mogilnykova, P.A. Khaimovich, E.G. Zamler

Microplastic properties of zirconium and Zr-1%Nb have been studied by the method of internal friction. Properties change was judged by the dependence of the internal friction δ from the growing tension below the macroscopic elastic limit. The dependence $\delta = f(\tau)$ for Zr-1%Nb after barocryodeforming at 77 K to 30 and 50 % is non-monotonic. Discovered two microplastic elastic limit that characterizing onset of irreversible processes. Non-monotonic $\delta = f(\tau)$ due to the evolution during loading of the microstructure that formed at the preliminary deformation.