

РАЗДЕЛ ТРЕТИЙ

СОСТОЯНИЕ И ПРОБЛЕМЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ РЕАКТОРОВ НА ТЕПЛОВЫХ, БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ И ТЕРМОЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

УДК 621.774:669.296:670.18

ЭВОЛЮЦИОННЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТВЭЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

С.Ю.Заводчиков, А.Ф.Лосицкий, Г.С.Черемных, Ю.П.Шевнин
ОАО "Чепецкий механический завод", г.Глазов, Россия,
факс:(34141) 345-07, e-mail: post@chmz.udlm.net, <http://www.chmz.udm.net>

В.И.Данилов, Д.Д.Зуев
Институт физики прочности и материаловедения, г.Томск, Россия,
факс:(3822) 25-95-76, e-mail: dvi@ms.tsc.ru

Граничні умови холодної деформації визначались за допомогою нового підходу до проблеми макроскопічної неоднорідності та локалізації пластичного стікання, заснованого на синергетиці відкритих систем та теорії дефектів кристалічної будови. Отримані результати були використані при розробці оптимальних процесів холодної деформації труб із цирконієвих сплавів.

Граничные условия холодной деформации определялись с помощью нового подхода к проблеме макроскопической неоднородности и локализации пластического течения, основанного на синергетике открытых систем и теории дефектов кристаллического строения. Полученные результаты использованы при разработке оптимальных процессов холодной деформации труб из циркониевых сплавов.

The limit conditions of cold deformation were defined on the base of the new approach to the problem of macroscopic inhomogeneity and the plastic flow localization based on the open system synergetic and on the theory of crystalline structure defects. The obtained results were used in the development of the optimal processes of zirconium tubes cold deformation.

Холоднокатаные трубы для тепловыделяющих элементов и технологических каналов, а также другие детали активной зоны ядерных реакторов в России производятся из сплавов циркония 3110, 3125 и 3635. Многочисленные исследования [1, 2, 3 и др.] показали, что как фазовый состав, так и дислокационная структура сплавов сложным образом изменяются на разных этапах процесса обработки давлением. Это, естественно, серьезно отражается на технологических свойствах сплавов и может привести к разрушению заготовки на любой стадии изготовления труб.

Основной проблемой при оптимизации процесса изготовления циркониевых труб является определение показателей пластичности металла на каждой стадии прокатки. Попытки использовать с этой целью традиционные характеристики (предел текучести, удлинение, сужение поперечного сечения) показали, что они не в полной мере описывают способность сплавов к пластической деформации без разрушения. Более информативными оказались макро- и мезоскопические параметры деформации, получаемые с помощью метода спеклинтерферометрии на образцах или полуфабрикатах [4].

Детальное исследование, предпринятое в цикле работ [4-7], позволило установить, что существуют всего четыре возможных варианта локализации пластической деформации, тесно связанные с формой

зависимости коэффициента деформационного упрочнения $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ от деформации ε на данной стадии пластического течения $\Theta(\varepsilon)$. Было показано, что поведение макроочагов пластического течения, их распределение в объеме, способность к движению позволяют достаточно полно охарактеризовать запас пластичности. Так, наиболее высокой способностью к деформации обладают материалы, в которых при растяжении формируются эквидистантные группы подвижных очагов течения, фазовые автоволны пластичности [4]. Наименее пригодными к деформации и склонными к быстрому разрушению являются сплавы, в которых образуется стационарный очаг пластического течения (предшественник макроскопической шейки).

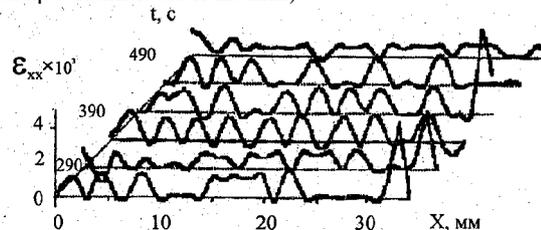


Рис.1. Бегущая волна на стадии линейного упрочнения в сплаве 3635

Часть такого рода особенностей может реализовываться в исследуемых сплавах. На рис.1 представлен пример эволюции компоненты ε_{xx} при растяжении с

постоянной скоростью ($\epsilon-t$) образца из закаленной и отпущенной гильзы из сплава 3635. В этом случае кривая $\sigma-\epsilon$ содержит стадию линейного деформационного упрочнения, и эволюция картины локализации полностью соответствует ранее установленным закономерностям [4,5], имея характер волнового процесса, распространяющегося вдоль оси образца со скоростью $V_w \approx 3,5 \cdot 10^{-5}$ м/с, при длине волны $\lambda \approx 5,5 \pm 1$ мм. Результатом последовательного вовлечения в процесс новых объемов материала является достаточно высокая пластичность сплава в этом состоянии, обеспечивающая устойчивость технологического процесса.

На следующей стадии механические свойства и локализация пластического течения анализировались на образцах, вырезанных из заготовки, полученной при прокатке гильзы. Форма исследуемой заготовки является разверткой очага пластической деформации на стане холодной прокатки труб. Профиль заготовки и место отбора образцов для механических испытаний (1-5) и спеклинтерферометрии показаны на рис.2а,б,в. При механических испытаниях все эти образцы после предела текучести упрочнялись по параболическому закону, так что в них формировалась стационарная эквидистантная система очагов локализованной деформации [4, 5].

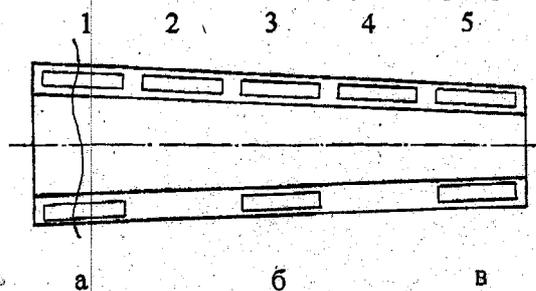


Рис. 2. Схема вырезки образцов из трубной заготовки

Как сказано выше, общепринятые механические характеристики (предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности σ_b , удлинение до разрыва δ , сужение поперечного сечения Ψ и твердость HW), определенные из диаграмм деформации пяти образцов, не показывают принципиального отличия и мало информативны в отношении оценки пластических свойств металла заготовки. Но различие показанных на рис.3а,б,в картин локализации пластической деформации трех образцов, вырезанных из разных частей заготовки, настолько существенно, что они пригодны для контроля пластических свойств циркониевого сплава на разных стадиях технологического процесса.

Так, при анализе распределения очагов локализованной деформации на заготовке (малая деформация при прокатке) отчетливо выделяется зона, где пластическая деформация практически не развивается (см. рис.3,а). В этом случае в заготовке имеется опасное сечение (показано извилистой линией на рис.2), по которому в некоторых случаях наблюдалось нарушение оплошности при прокатке трубы. Можно полагать, что начальная стадия прокатки

трубной заготовки создает в ней крупномасштабный скачок механических свойств материала, который отчетливо виден на картинах локализации пластического течения.

По мере дальнейшего увеличения обжатия распределение зон локализации становится более однородным (см. рис.3,б,в). Пластическая проработка металла при холодной прокатке выравнивает его свойства в объеме. Это сохраняет удовлетворительный уровень технологической пластичности циркониевого сплава при заметном росте его прочности вследствие наклепа.

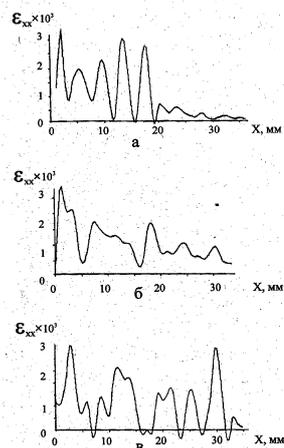


Рис.3. Локализация деформации в образцах

При растяжении образцов до предельных степеней деформации распределение зон локализации течения приобретает специфический для этого этапа вид. Система стационарных очагов локализованной деформации, характерная для стадии параболического упрочнения, сменяется одним, постепенно растущим стационарным максимумом (пиком) компоненты локального удлинения ϵ_{xx} тензора пластической дисторсии, который указывает на место будущего вязкого разрушения (рис.4). С момента появления пика практически вся деформация локализуется в этой узкой зоне образца. Появление такого максимума предшествует образованию деформационной шейки и фиксируется при напряжении $\sigma < \sigma_b$ за несколько процентов деформации до визуального обнаружения сужения поперечного сечения. Описанная картина характерна для всех случаев вязкого разрушения и практически не зависит от природы материала [5,6]. Сигнализируя о готовности сплава к образованию шейки и вязкому разрушению, она может быть использована как информативный признак приближения опасного этапа поведения тела под нагрузкой.

Для анализа структурных изменений, сопровождающих процесс холодной прокатки труб из сплава Э635, были проведены электронно-микроскопические исследования микроструктуры тонких фольг, приготовленных из гильзы и трубной заготовки. Исходная структура сплава после закалки и отпуска имеет пластинчатую структуру $\alpha-Zr$ -фазы с участками частично рекристаллизованных зерен, размером 0,5...1,5 мкм. По границам зерен отмечены выделе-

ния интерметаллидов Zr (Nb), Fe₂ и (Zr, Мэ)₃ Fe. В деформированном состоянии структура сплава становится неоднородной. Дислокационное скольжение развивается внутри зерен α-Zr. Отмечено существенное возрастание плотности дислокаций вблизи границ зерен, содержащих интерметаллические частицы и служащих препятствиями для развития скольжения. Неоднородное распределение пластической деформации вдоль границ зерен приводит к тому, что возникают микроочаги разрушения, служащие зародышами вязкого интеркристаллитного разрушения.

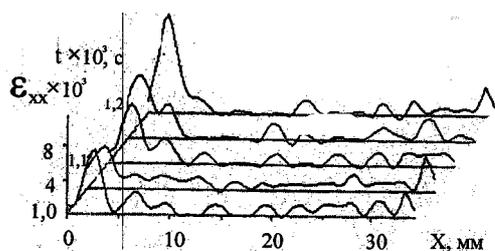


Рис. 4. Локализация деформации перед разрушением

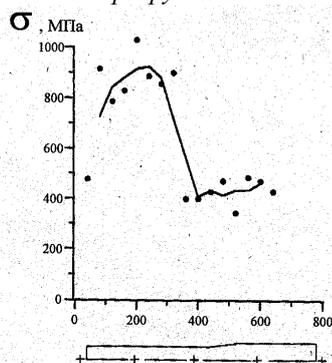


Рис. 5. Распределение остаточных напряжений вдоль заготовки

Серьезной проблемой, определяющей устойчивость технологического процесса изготовления труб из циркониевых сплавов, является распределение внутренних напряжений вдоль заготовки. Традиционные способы определения этих величин рентгенографическим методом [8], очевидно, не удобны в связи с большими габаритами труб. По этому в качестве оперативного экспресс-метода оценки свойств и состояния сплавов, полуфабрикатов и готовых изделий был использован метод измерения скорости распространения ультразвука, основанный на наличии линейной корреляции между уровнем внутренних напряжений и скоростью распространения ультразвука [9]. Особенно удобным он оказался для определения уровня внутренних напряжений, поскольку была обнаружена линейная корреляция между этими величинами. Разработаны специальные ультразвуковые приборы [10], позволяющие измерять скорость звука на полуфабрикате или готовой трубе без специальной подготовки образцов.

На рис.5 представлены примеры определения уровня внутренних макронапряжений вдоль трубы,

полученные указанным способом. Оказалось, что по длине трубы существует скачок внутренних напряжений, отчетливо выявляемый с помощью ультразвуковой методики. Скачок напряжений соответствует зоне опасной концентрации напряжений, по которой возможно разрушение. Изменением режимов деформации при прокатке удалось избежать этого явления. Проведенные исследования позволили в течение последних лет отработать варианты новой технологии производства труб из циркониевого сплава для тепловыделяющих элементов ядерных реакторов. При этом были предложены, обоснованы и проверены новые способы контроля пластичности металла на разных стадиях технологического процесса, позволяющие перейти от интегральных характеристик к локальным.

Исследования, проведенные с использованием рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии (метод тонких фольг), позволили изучить фазовый состав и дислокационную структуру сплавов на каждой стадии изготовления трубы и связать ее с режимами обжатий при прокатке, а также с режимами промежуточных и окончательной термических обработок. Полученные данные послужили базой для оптимизации процессов изготовления труб для тепловыделяющих элементов ядерных реакторов.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.С.Займовский, А.В.Никулина, Н.Г.Решетников *Сплавы циркония для атомной энергетики*. М.: «Энергоатомиздат», 1994.
2. J.Winton, R.A.Murgatroyd, B.Watkins and R.W.Nickels *The strength of Zr-2.5%oNb alloy in the annealed and cold worked condition in Proc. Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*. Tokyo, Senday, 1968, p. 630-636,
3. R.Choubey, S.A.Aldridge, J.R.Theaker, C.D.Calm *Effect of extrusion-billet preheating on the micro structure and properties of Zr-2.5%oNb pressure tube materials in Zirconium in the Nuclear Industry*, Proc. II* Int. Symposium, edited by E.R. Bradley and G.P. Sabol. ASTM, West Conshohocken, 1996, pp.657-675.
4. L.B.Zuev and V.I.Danilov A self-excited wave model of plastic deformation in solids // *Phil. Mag.* 1999, v.A, N79, p.43-57.
5. L.B.Zuev and V.I.Danilov Plastic deformation modelled as a self-excited wave process at the mesa and macro-level // *Theor. and Applied Fracture Mech.* 1998, v.30, p.175-184.
6. L.B.Zuev and S.Yu.Zavodchikov Zirconium alloy mechanical state and its evolution during deformation // *Tech. Mech.* 1999, v.19, p.49-52.
7. L.B.Zuev, V.I.Danilov, S.Yu.Zavodchikov and S.A.-Ba-rannikova. Regular features of the evolutionary behaviour exhibited by plastic flow and fracture in metals and alloys. // *J. Phys.*, VI. France. 1999, v.9, p.165-173.
8. А. Тейлоп. *Рентгеновская металлография*. М.: «Металлургия», 1964.
9. L.B.Zuev, I.M.Poletika, B.S.Semukhm, K.I.Bushme-liova and Kulikova O.A. The ultrasound velocity and

mechanical properties of metals and alloys // *Meta*.
1999, v.Н 53, p.324-327.

10. В.В.Муравьев, Л.Б.Зуев, К.Л.Комаров *Скорость звука и структура сталей и сплавов*. Новосибирск: «Наука», 1996.