

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СПОСОБА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ НА ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ТРУБ ИЗ СПЛАВА *Zr1Nb*

Т.Н.Буряк, В.С.Вахрушева, Н.В.Ярошенко, К.В.Погорелый, И.А.Стороженко
Государственный трубный институт им. Я.Е. Осады, г. Днепрпетровск, Украина

Опрацьовані технологічні параметри отримання гарячедеформованих труб із лиття заготовок сплаву *Zr1Nb* різних засобів виплавки. Здійснена комплексна оцінка якості лиття трубних заготовель та гарячедеформованих (пресованих та катаних) труб. Встановлено ряд переваг труб, які були отримані із металу гарнісажної електронно-променевої плавки з електромагнітним перемішуванням розплаву у порівнянні з трубами, отриманими із металу електронно-променевого переплаву із проміжною ємністю.

Отработаны технологические параметры получения горячедеформированных труб из литых заготовок сплава *Zr1Nb* различных методов выплавки. Проведена комплексная оценка качества литых трубных заготовок и горячедеформированных (пресованных и катаных) труб. Установлен ряд преимуществ труб, полученных из металла гарнисажной электронно-лучевой плавки с электромагнитным перемешиванием расплава в сравнении с трубами, полученными из металла электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью.

Technological parameters of hot-deformed tube production of casting billet of different melting methods alloy *Zr1Nb* are developed. Complex evaluation of cast billet quality and of hot-deformed (compacted and rolled) tubes is carried out. It is established that tubes produced of metal of autocrucible electron-beam melting with melt electromagnet stirring have some advantages in comparison with tubes produced of metal of electron-beam melting with intermediate capacitance.

В мировой практике производство циркониевых труб в большинстве случаев включает получение крупногабаритного слитка методом ВДП, его ковку или поперечно-винтовую прокатку, горячее пресование трубы, высокотемпературную β -закалку горячепрессованной трубы, чередующиеся с операциями механической и химической обработок, после чего следует серия операций холодного передела (деформации, отжига, химической обработки и др.) [1, 2].

Исследованы структура и механические свойства труб, полученных по схеме: выплавка слитка с использованием электронно-лучевых технологий \rightarrow подготовка заготовки к пресованию (механическая обработка и нанесение покрытия) \rightarrow нагрев до β -области \rightarrow горячее пресование со значительной величиной деформации \rightarrow ускоренное охлаждение. Данная схема отличается от традиционно принятых существенным сокращением операций технологического цикла.

Исходной заготовкой служили слитки, полученные электронно-лучевым переплавом кальциетермического циркония с промежуточной ёмкостью (вариант 1), а также гарнисажной электронно-лучевой плавкой с электромагнитным перемешиванием расплава, выплавленные на основе кальциетермического циркония (вариант 2) и с добавлением к кальциетермическому йодидного циркония в количестве 20...30% (вариант 3) с последующей стационарной разливкой в медный водоохлаждаемый кристаллизатор. Кроме того, при выплавке по варианту 3 приме-

няли метод центробежного литья с получением полой заготовки (вариант 4)*.

Основными требованиями, предъявляемыми к металлу передельных горячепрессованных труб, являются: протекание полной фазовой $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha'$ -перекристаллизации по мартенситному механизму с образованием относительно мелкого зерна β -фазы и равномерным дисперсным распределением Nb- β' -фазы. Впоследствии во многом за счет этого в металле труб-оболочек твэл обеспечивается необходимый комплекс технологических и служебных свойств.

Исследование металла горячепрессованных труб, полученных из литых заготовок с большой разовой деформацией ($\epsilon > 90\%$), подтвердило доминирующее влияние химического состава сплава *Zr1Nb* на формирование структуры и механических свойств труб. В сплаве *Zr1Nb*, полученном по варианту 1, содержание кислорода составляет 0,1...0,14% и выше, содержание азота достигает 0,005...0,006 %, а по варианту 3 – содержание кислорода достигает 0,05...0,12% при более низком содержании азота и других примесей (рис. 1).

В связи с этим при нагреве перед пресованием заготовок с повышенной степенью газонасыщения

* Литые заготовки получены под руководством Мухачёва А.П., Линдта К.А., Попова В.И., Мочалова Ю.В. (ГНПП "Цирконий, г. Днепродзержинск), Ладохина С.В., Чернявского В.Б., Шмигидина В.Г. (ФТИМС НАНУ, г. Киев) и др.

требовались более высокотемпературные и длительные выдержки.

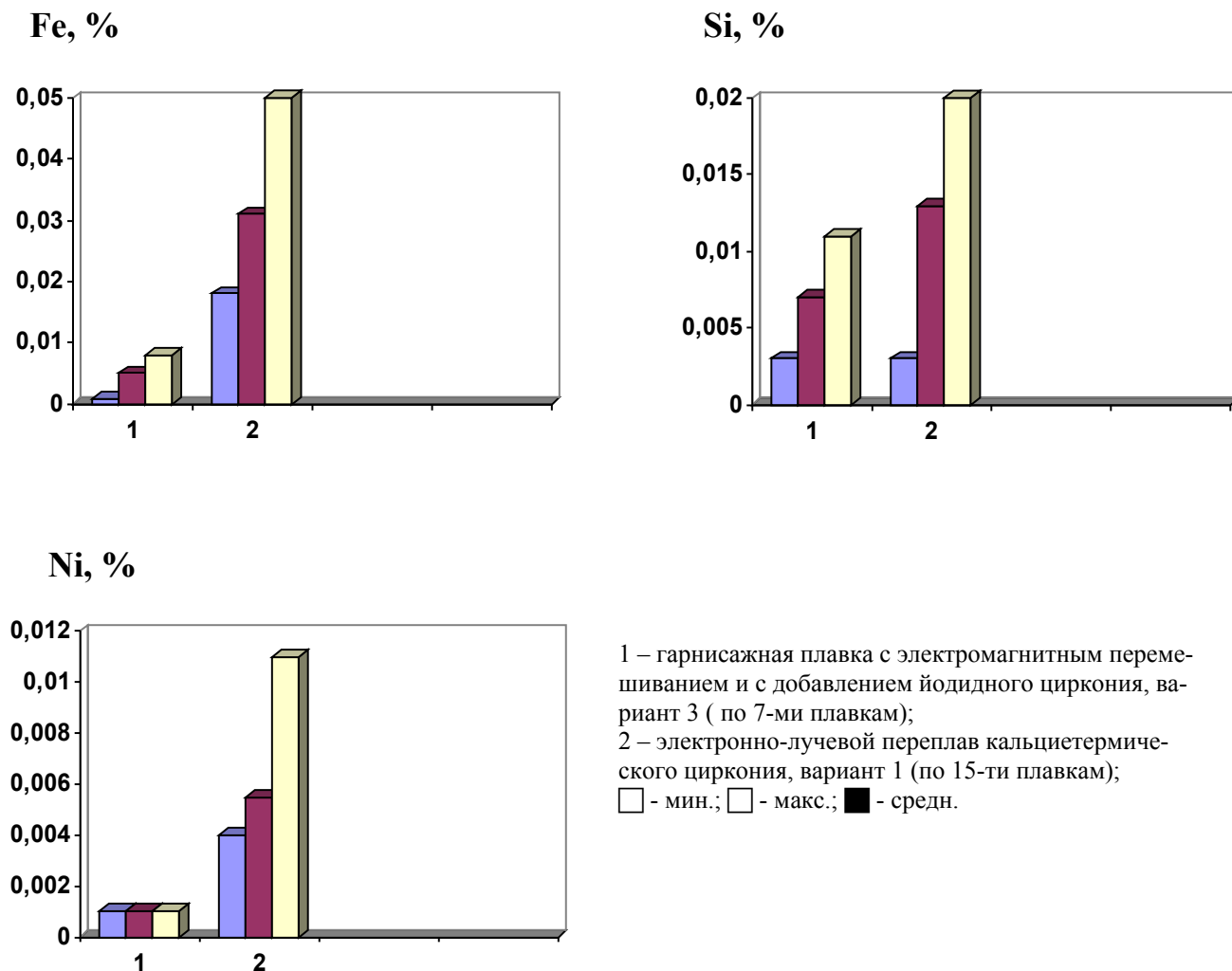


Рис. 1. Влияние метода выплавки на содержание некоторых примесей в сплаве Zr1Nb

Были установлены следующие параметры нагрева: в металле, полученном на основе кальциетермического циркония, отличающимся повышенным содержанием кислорода, температура однофазного β -состояния достигается в интервале 1050...1100°C (вариант 1, 2), в металле с меньшим содержанием кислорода, полученном с добавлением йодидного циркония, этот интервал находится в пределах 950...1000°C (вариант 3, 4). Примеси кислорода и азота расширяют α -область в цирконии, блокируют передвижение дислокаций, тем самым они препятствуют протеканию полиморфного превращения по мартенситному механизму.

В горячепрессованных трубах из металла по варианту 1 на основе кальциетермического циркония в результате прессования при 1100°C с вытяжкой $\mu = 20,4$ и $\mu = 12,5$ формируется структура, в основе состоящая из пластинчатых колоний α' -фазы мар-

тенситного типа. Повышение чистоты сплава Zr1Nb за счёт усовершенствования технологии выплавки и введения йодидного циркония позволило снизить температуру прессования. В горячепрессованных трубах из металла по вариантам 2 и 3, 4 в результате прессования при 1100°C и 1050°C соответственно, с вытяжкой $\mu = 11,9...12,7$ формируется полностью перекристаллизованная структура мартенситного типа α' -фазы. Кроме того, было установлено, что в слитках, полученных гарнисажной плавкой с электромагнитным перемешиванием расплава (вариант 2, 3) формируется наиболее дисперсная микроструктура, где дифференцировка пластин α -фазы составляет ~ 2...4 мкм, а в слитках электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью (вариант 1) ~ 3...6 мкм. Вероятно, уменьшение межпластиночного расстояния в литом металле стимулирует скорость роста новой фазы в горячепрессованных

трубах, поэтому α - β - α' -превращение в данном случае протекает более полно (рис. 2).

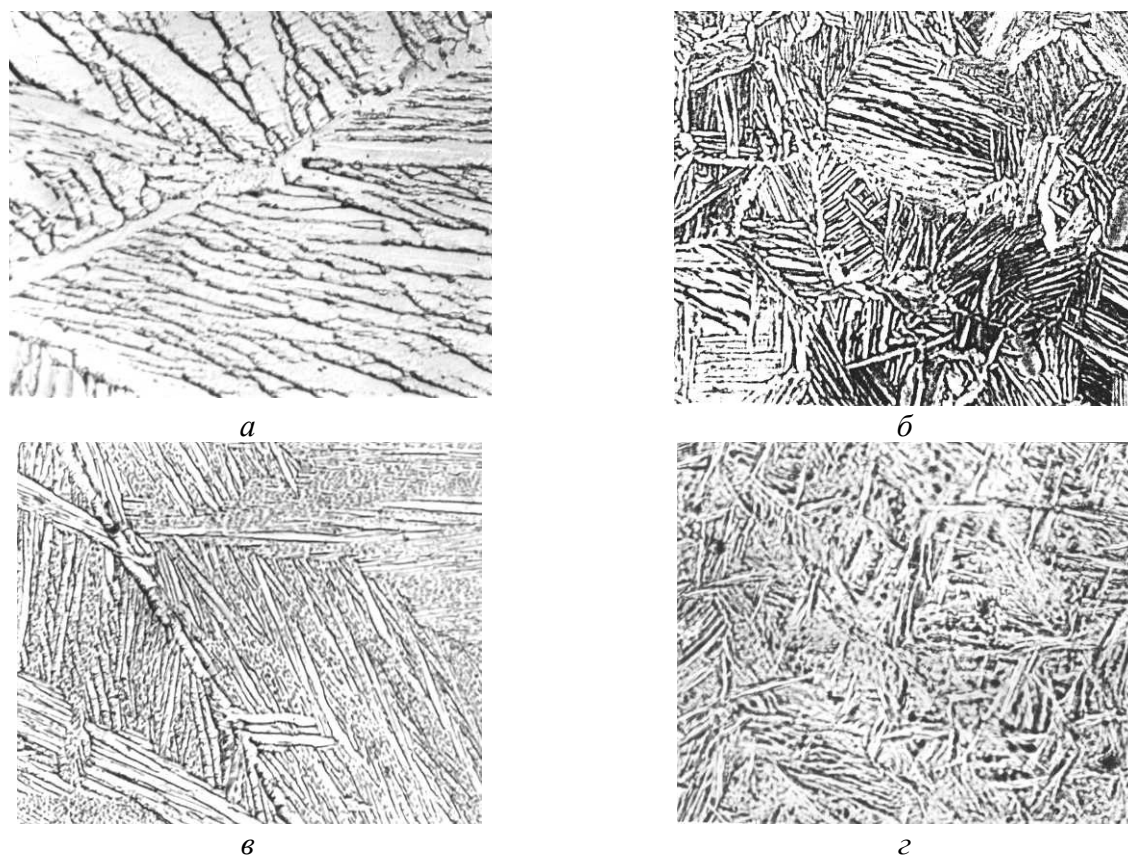


Рис. 2. Микроструктура сплава Zr1Nb в литом (а, в) и горячепрессованном состоянии (б, г), $\times 500$: а, б – электронно-лучевой переплав с промежуточной емкостью (вариант 1); в, г – гарнисажная электронно-лучевая плавка с электромагнитным перемешиванием расплава (вариант 3)

Выполненные с помощью растровой электронной микроскопии фрактографические исследования металла горячепрессованных труб показали, что структура изломов образцов, разрушенных при испытании на ударный изгиб (острый V-надрез), имеет преимущественно чашечный рельеф, т.е. носит вязкий характер разрушения. При этом установлена значительная неоднородность структуры изломов металла труб по варианту 1 в сравнении с более дисперсной и однородной структурой изломов в трубе, полученной из металла с электромагнитным перемешиванием по варианту 2 (рис. 3). Приведенной на рис. 3 структуре изломов соответствуют следующие значения ударной вязкости с острым надрезом в металле горячепрессованных труб: KCV $\sim 37\text{...}43$ Дж/см² (вариант 1) и KCV $\sim 72\text{...}82$ Дж/см² (вариант 2), полученных с вытяжкой $\mu = 11,9\text{...}12,7$ при температурах 1100°C и 1050°C соответственно.

Трубы, изготовленные из металла по вариантам 1, 2, 4, характеризуются высокими значениями твердости, пределов прочности и текучести. Превращение по мартенситному типу вызывает повышение прочностных свойств и твердости, являющихся результатом деформации кристаллической решетки пересыщенного твердого раствора циркония [2].

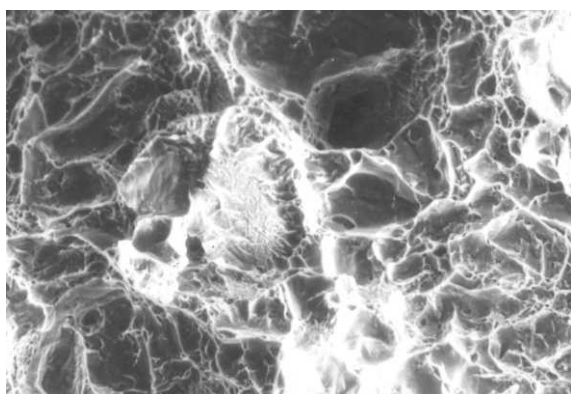
Повышение чистоты сплава Zr1Nb существенно понижает твердость, пределы прочности и текучести в трубах из металла по варианту 3 на фоне удовлетворительных характеристик пластичности. В целом, трубы, полученные из металла по варианту 3, имеют наиболее благоприятный для последующего холодного передела комплекс механических свойств и структурных характеристик в сравнении с другими вариантами (табл. 1).

В трубном производстве не исключение случаи разрушения горячепрессованных труб в процессе первого холодного передела, особенно это актуально для металла, выплавленного по варианту 1. Причиной разрушения может служить структурная неоднородность и загрязненность циркониевого сплава примесями, а также то, что после прессования формируется текстура, усиливающая анизотропию механических свойств. В совокупности это снижает технологическую пластичность металла труб.

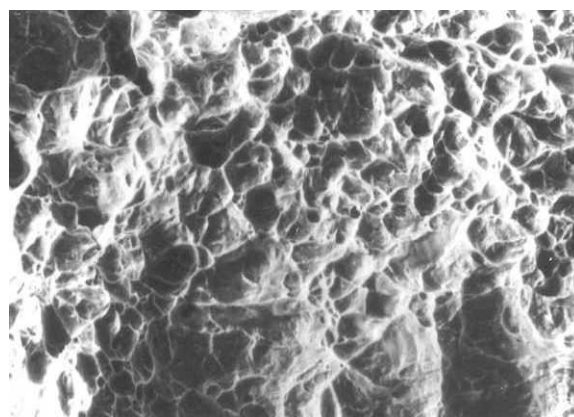
Для повышения технологической пластичности передельных циркониевых труб, полученных из металла по варианту 1, применили двойную схему горячей деформации: литая заготовка \rightarrow прессование \rightarrow поперечно-винтовая прокатка. В результате прес-

сования при 1100°C с вытяжкой $\mu = 5,6$ в металле трубы формируется неоднородная по толщине стен-

ки структура, состоящая из колоний α' -фазы и неперекристаллизовавшейся α -фазы (рис. 4).



а



б

Рис. 3. Структура изломов образцов горячепрессованных труб, разрушенных при испытании на ударный изгиб (V-надрез), $\times 700$: а – металл плавки по варианту 1; б – металл плавки по варианту 2

Механические характеристики горячепрессованных труб диам. 48 мм из сплава *Zr1Nb*

Таблица 1

Режим прессования (вариант выплавки)	Механические свойства при растяжении ($T_{исп} 20^\circ\text{C} / 380^\circ\text{C}$)				Твёрдость, HRB, ед.	% кислорода
	σ_B , Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %		
1100°C, $\mu = 20,4$ (вариант 1)	667/298	600/220	30,0/44,0	57,5/60,7	93,8	0,11
1100°C, $\mu = 12,5$ (вариант 1)	649/263	576/224	20,1/30,7	48,2/72,2	93,7	0,11
1100°C, $\mu = 11,9$ (вариант 2)	600/327	561/254	30,6/26,7	63,0/75,5	93,2	0,11
1050°C, $\mu = 12,7$ (вариант 3)	500/315	451/274	20,7/20,0	64,7/76,0	89,1	0,10
1050°C, $\mu = 12,7$ (вариант 3)	480/291	438/255	19,7/20,0	64/76,8	84,7	0,06
1050°C, $\mu = 11,9$ (вариант 4)	599/330	562/281	18,3/22,7	66,5/83,8	93,5	-

Полученная труба имела повышенный уровень прочностных характеристик, обусловленный довольно высоким содержанием в металле кислорода и примесей, а также упрочнением, связанным с наклёпом в результате деформации и ускоренного охлаждения. Последующая поперечно-винтовая прокатка с вытяжкой $\mu=1,12$ при температурах существования $\alpha+\beta \leftrightarrow \alpha$ -фаз приводит к выравниванию структуры труб по толщине стенки, некоторому разупрочнению и снижению анизотропии механических свойств (табл. 2), что обусловлено схемой напряжённо-деформированного состояния при поперечно-винтовой прокатке.

Влияние различных схем горячей деформации (прессование в β -области и поперечно-винтовой прокатки в $\alpha+\beta$ -области) на текстурообразование в металле передельных труб исследовали методами рентгеноструктурного анализа. На рис. 5 представлены обратные полюсные фигуры L-сечения труб, из чего следует, что в результате прессования при 1050°C преобладает базисная компонента текстуры, а поперечно-винтовая прокатка при 800°C облегчает формирование многокомпонентной текстуры.

Передельные горячедеформированные трубы (прессованные и катаные) по всем исследуемым вариантам были подвергнуты холодной деформации без проведения предварительного отпуска. Каких-

либо осложнений (разрушения или налипания металла на инструмент) не произошло.

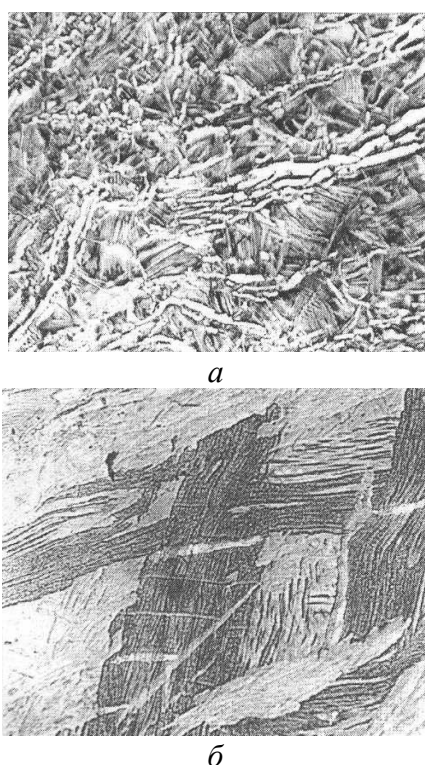


Рис. 4. Микроструктура передельных труб, полученных двухступенчатой горячей деформацией из сплава Zr1Nb, выплавленного по варианту 1, $\times 500$: а – горячее прессование, 1100°C (1-я стадия); б – поперечно-винтовая прокатка, 650°C (2-я стадия)

Таблица 2
Влияние температуры и схемы горячей деформации на механические свойства труб диаметром 80...83 мм из сплава Zr1Nb, выплавленного по варианту 1 (Тисп. = Ткомн.)

Схема и параметры деформации	σ_b , Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %
1100°C, $\mu = 5,6$, 1-я стадия	662	606	28,6	64,3
	683	665	20,5	53,8
800°C, $\mu = 1,12$, 2-я стадия	668	620	28,6	52,0
	657	587	22,0	50,6
650°C, $\mu = 1,12$, 2-я стадия	647	595	22,2	52,6
	618	575	20,2	52,2

Примечание: В числителе механические свойства в продольном направлении, в знаменателе – в поперечном.

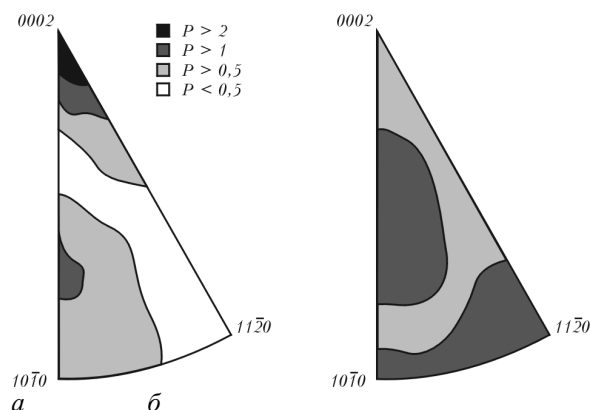


Рис. 5. Обратные полюсные фигуры металла передельных горячедеформированных труб из сплава Zr1Nb: а – прессование при 1050°C; б – поперечно-винтовая прокатка при 800°C

Установлено, что в условиях соответствующего качества литых трубных заготовок, прежде всего по химическому составу, возможно получение в металле горячепрессованных труб структуры, претерпевшей полную фазовую α - β - α' -перекристаллизацию путём проведения высокотемпературного прессования литых заготовок в β -области со значительной величиной деформации и последующего ускоренного охлаждения. По результатам проведенного анализа установлено, что передельные горячепрессованные трубы, изготовленные из литых заготовок гарнисажной электронно-лучевой плавки с электромагнитным перемешиванием расплава и с добавлением йодидного циркония, в комплексе по химическому составу, структуре и механическим характеристикам превосходят трубы, полученные из сплава Zr1Nb других исследованных методов выплавки.

Перспективной следует рассматривать схему двухступенчатой горячей деформации (прессование \rightarrow поперечно-винтовая прокатка), как повышающую технологическую пластичность металла передельных труб из сплава Zr1Nb.

ЛИТЕРАТУРА

1. Е.Н.Актуганова., С.Ю.Заводчиков, В.А.Котрехов и др. Совершенствование изделий повышенного качества из циркониевых сплавов //Труды конференции Проблемы циркония и гафния в атомной энергетике. Вопросы атомной науки и техники. Серия: “Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение”, 1999, с.7–8.
2. Д.Дуглас. Металловедение циркония. М.: Атомиздат, 1975, 360 с.