

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ В ОБЪЕМЕ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ

*Ю.А. Перлович, М.М. Грехов, М.Г. Исаенкова, В.В. Фесенко, Б.А. Калинин, В.Л. Якушин
Московский инженерно-физический институт (Государственный университет),
г. Москва, Россия*

При использовании рентгеновских методов изучена послойная неоднородность структуры и текстуры в оболочечных трубах из сплава Zr-1%Nb, подвергнутых обработке высокотемпературной импульсной гелиевой плазмой с энергией ионов не выше нескольких кэВ. В том случае, когда обработка не приводит к расплавлению поверхностного слоя, по всей толщине стенки трубы (0,9 мм) происходит существенное изменение исходной текстуры, свидетельствующее о дальном действии ионного облучения. Плавление поверхностного слоя при увеличении плотности потока энергии ионов подавляет эффект дальнего действия. Структурные изменения в трубе ограничиваются искажением кристаллической решетки, связанным с протеканием $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ -фазовых превращений в слое толщиной до 40 мкм. Наиболее вероятным механизмом, ответственным за эффект дальнего действия ионного облучения, является распространение ударных волн, возникающих при торможении ионов.

ВВЕДЕНИЕ

Уже более 25 лет назад было установлено, что облучение металлических материалов ионами с энергией до 10 кэВ способно вызывать значительные изменения структуры и текстуры этих материалов в слое, толщина которого на несколько порядков величины превышает толщину слоя торможения ионов [1-3]. Тогда как ионы указанной энергии полностью затормаживаются в приповерхностном слое толщиной менее 10 нм, рентгеновская съемка облученной поверхности обнаруживает существенное изменение дифракционных параметров при толщине слоя половинного ослабления рентгеновского излучения в исследуемых материалах, равной обычно нескольким микронам. Поскольку получаемые рентгеновские данные по большей части относятся именно к этому слою, заключаем, что ионное облучение вызывает структурные изменения в слое, толщина которого, по крайней мере, в несколько сот раз превышает толщину слоя торможения ионов. Более того, при рентгеновском изучении металлических фольг толщиной 0,3...0,5 мм было обнаружено, что эффекты ионного облучения, наблюдаемые на противоположных сторонах фольги, взаимно сопоставимы, — следовательно, слой структурных изменений оказывается толще слоя торможения ионов на 4–5 порядков величины. Это явление получило название эффекта дальнего действия ионного облучения.

Хотя существование эффекта дальнего действия в настоящее время сомнений не вызывает, его систематическое экспериментальное исследование до сих пор не проведено, а ответственные за него механизмы остаются дискуссионными. Между тем, в условиях широкого распространения промышленных технологий, использующих ионное облучение для поверхностного легирования, практическая важность сопряженных с ним побочных эффектов очевидна.

В данной работе приводятся результаты послойного рентгеновского изучения структурных и текстурных изменений в объеме оболочечных труб из

сплава Zr-1%Nb под воздействием ионно-плазменной обработки. Стоящая перед атомной энергетикой задача повышения степени выгорания топлива может быть решена лишь при условии продления срока безаварийной эксплуатации оболочечных труб благодаря повышению их коррозионной стойкости. Как один из предполагаемых способов достижения этой цели рассматривалась обработка поверхности трубы высокотемпературной импульсной плазмой (ВТИП-обработка), основным компонентом которой является направленный поток ионов гелия. Изучение эффекта дальнего действия ионного облучения на примере оболочечных труб из циркониевого сплава представляло особый интерес, связанный с тем, что происходящие в этом сплаве при нагреве и последующем охлаждении фазовые превращения $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ сказываются на текстуре поверхностного слоя и играют роль индикатора послойного распределения температуры.

МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

ВТИП-обработку трубчатых образцов проводили на специально сконструированной установке «Десна». Фрагмент трубы располагается в центре цилиндрической камеры, по радиусам которой движется плазменный поток, так что направление бомбардирующих ионов перпендикулярно поверхности трубы в каждой ее точке. Использованные оболочечные трубы из сплава Zr-1%Nb имели диаметр 9,13 мм при толщине стенки 0,9 мм. Режимы применявшейся ВТИП-обработки, включая вид ионов, напряжение зарядки конденсаторов U , плотность энергии потока плазмы Q и количество импульсов N , приведены в таблице. Режим Б отличается от режима А значительно большей плотностью энергии потока плазмы, а также большим числом импульсов, вследствие чего в случае обработки по режиму Б поверхность трубы носит следы интенсивного повсеместного плавления, тогда как в случае обработки по режиму А подобные следы оказываются лишь локальными и

слабо выраженными. Удобства ради режимы А и Б будем называть «мягким» и «жестким» соответственно.

Использованные режимы ВТИП-обработки

Маркировка режима	Тип ионов	Режим обработки		
		U, кВ	Q, Дж/см ²	N
А	He ⁺	10,8	28,0	3
Б	He ⁺	13,0	50,0	5

В результате заключительной термообработки (580°C, 3 ч), применяемой согласно принятой технологии, оболочечная труба в состоянии поставки оказывается рекристаллизованной. ВТИП-обработке подвергали фрагменты этой трубы длиной 50 мм. Кроме того, «мягкой» ВТИП-обработке подвергался фрагмент оболочечной трубы, находившейся в деформированном состоянии.

Послойное изучение структуры и текстуры оболочечных труб, подвергнутых ВТИП-обработке, проводили при использовании рентгеновских методов, предоставляющих широкие возможности уточнения процессов, протекающих в материале под воздействием ионного облучения. В числе этих методов были следующие.

1. Фазовый анализ.
2. Анализ профиля рентгеновской линии с целью определения ее углового положения $2\theta_{hkl}$, задаваемого межплоскостным расстоянием d_{hkl} в кристаллической решетке отражающих зерен, и угловой полуширины V_{hkl} , характеризующей раздробленность зерен и искаженность их решетки [4].
3. Текстурированный анализ по методу построения прямых полюсных фигур [5].

4. Измерение упругих макронапряжений σ по методу $\sin^2\psi$ [4].

Регистрация дифракционного спектра и профиля рентгеновских линий, а также измерение макронапряжений проводились на дифрактометре ДРОН-3М, съемка текстуры – на дифрактометре ДРОН-3, снабженном автоматической текстурной приставкой. Компьютер, соединенный с дифрактометрами, с помощью комплекса программ осуществлял управление процессом рентгеновской съемки, накопление получаемых данных и их обработку.

Для оценки субструктурного состояния материала и определения макронапряжений использовали рентгеновскую линию (21.3), расположенную в случае излучения Fe K α под углом $2\theta = 117.3^\circ$. Эта линия формируется в результате отражения от пирамидальных плоскостей, наименее чувствительных к структурной анизотропии, которая свойственна кристаллической решетке ГПУ.

При определении остаточных макронапряжений $\sin^2\psi$ -методом применяли поворот трубчатого образца вокруг осевого направления, получая в результате величину макронапряжений, действующих в тангенциальном направлении σ_T . Следует отметить, что в результате стравливания поверхностного слоя в исследуемом образце происходит перераспределение макронапряжений. Величина σ_n' , найденная для n-го слоя, который оказался на поверхности образца после травления, не соответствует величине напряжения σ_n , действовавшего в этом слое до травления. Однако поскольку речь идет о стравливании только тонких слоев толщиной 10...20 мкм, будем считать, что сопряженное с ним перераспределение напряжений принципиально не меняет характера кривых $\sigma_T(t)$ на рис. 1, в и что $\sigma_n' \approx \sigma_n$.

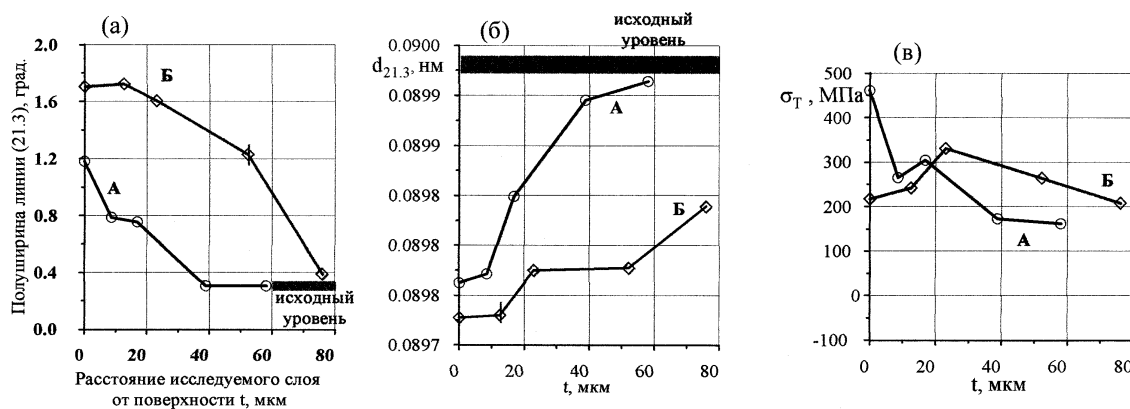


Рис. 1. Послойное изменение угловой полуширины $V_{1/2}$ рентгеновской линии (21.3) – (а), межплоскостного расстояния $d_{21.3}$ – (б) и величины тангенциальных напряжений σ_T – (в) в оболочечных трубах из сплава Zr - 1%Nb, подвергнутых ВТИП-обработке по разным режимам: – режим А, \diamond – режим Б

Для рентгеновского изучения текстуры оболочечной трубы из нее электроискровым методом вырезали образцы размером 3×3 мм. На этих образцах проводили изучение как внешней, так и внутренней поверхностей трубы. Строили текстурированные

фигуры (ПФ) (0001) и {11.0}, изображающие распределение базисных и призматических нормалей соответственно. По ПФ(0001) вычисляли интегральные текстурные параметры Кернса f_R , f_T и f_L [6], используемые в промышленной практике для характе-

ристики текстуры труб из циркониевых сплавов и равные проекция распределения базисных нормалей на радиальное (R), тангенциальное (T) и осевое (L) направления трубы.

При послойном рентгеновском изучении структуры и текстуры труб последовательные слои удаляли с помощью химического травления поверхности.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

На рис. 1 изображено послойное изменение угловой полуширины В рентгеновской линии (21.3) (а), межплоскостного расстояния $d_{21.3}$ (б) и величины макронапряжений σ_T , действующих в тангенциальном направлении (в). Там же указан исходный уровень

значений параметров $d_{21.3}$ и В, зафиксированный в оболочечной трубе перед ВТИП-обработкой.

На рис. 2 нанесены ПФ(0001) для ряда последовательных слоев в трубах, обработанных по режимам А (а) и Б (б), включая ПФ для поверхностного слоя трубы в исходном состоянии, а также для того же слоя после ионно-плазменной модификации поверхности по обоим режимам. Угловой радиус построенных ПФ равен 80° . Выбор слоев, ПФ которых приведены на рис.2, таков, что демонстрирует весь спектр текстур, сформировавшихся в трубе при ВТИП-обработке.

На рис. 3 для труб, обработанных по обоим режимам, показано послойное изменение интегральных текстурных параметров Кернса; указаны также уровни, соответствующие значениям этих параметров в исходной трубе.

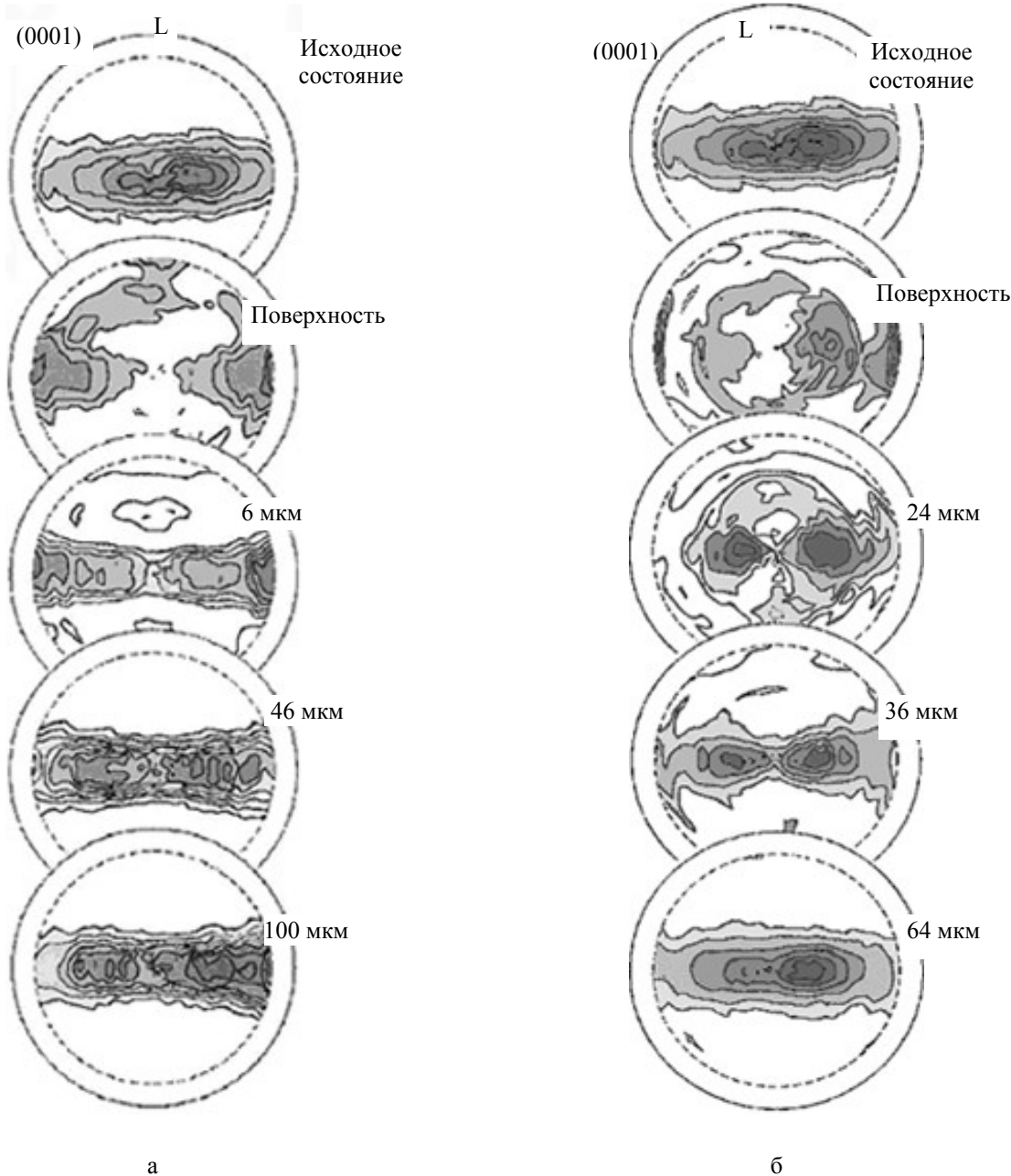


Рис. 2. ПФ(0001) для ряда последовательных слоев оболочечных труб, обработанных по режимам А (а) и Б (б), включая ПФ для поверхностного слоя трубы в исходном состоянии.

Угловой радиус построенных ПФ – 80°

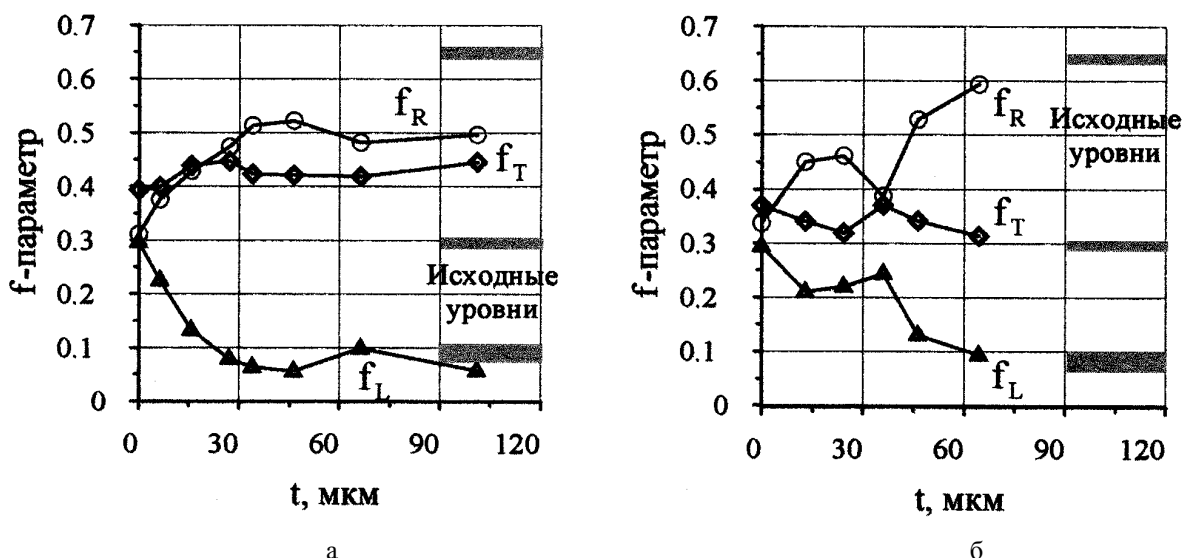


Рис. 3. Послойное изменение интегральных текстурных параметров Кернса для α -Zr в оболочечных трубах, подвергнутых ВТИП-обработке: а – режим А; б – режим Б; о – f_R , \diamond – f_T , Δ – f_L

На рис. 4 показаны ПФ(0001) для внутренней поверхности исходной (а) и обработанных (б, в) труб; рядом с ПФ приведены подсчитанные по ним величины параметров Кернса.

С целью анализа влияния $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ фазового превращения на текстуру α -Zr в оболочечной трубе

была изучена также текстура трубы, подвергнутой ВТИП-обработке по режиму А в прокатанном состоянии. На рис. 5, а приведена ПФ(0001) для поверхностного слоя этой трубы.

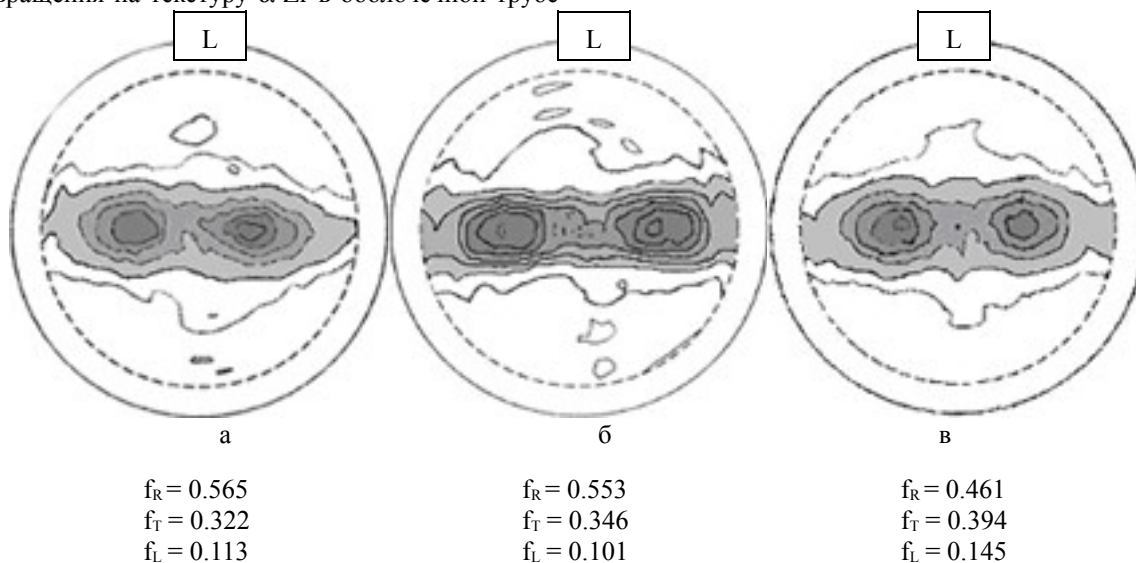


Рис. 4. ПФ(0001) для внутренней поверхности исходной (а) и обработанных труб: (б) – режим А; (в) – режим Б. Рядом с ПФ приведены подсчитанные по ним величины параметров Кернса

Основной экспериментальный результат, явствующий из представленных данных, состоит в том, что в случае «мягкой» ВТИП-обработки, не сопряженной с расплавлением поверхностного слоя трубы, ее текстура претерпевает существенное изменение по всей толщине стенки, т.е. вплоть до слоев, отстоящих от обрабатываемой поверхности на 0,9 мм (см. рис.2,4). При этом, наблюдаемое изменение тексту-

ры, требующее протекания коллективных дислокационных процессов, не связано с искажением кристаллической решетки α -Zr, локализованным при «мягкой» обработке в поверхностном слое толщиной не более 40 мкм. «Жесткая» ВТИП-обработка, вызывающая интенсивное плавление поверхностного слоя, не приводит к изменению текстуры внутренних слоев трубы, хотя сопряжена с большим искаже-

нием кристаллической решетки, чем «мягкая» обработка.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Чтобы понять природу послойной неоднородности, наблюдаемой в трубах после ВТИП-обработки, необходимо уточнить, чем определяются рассматриваемые параметры рентгеновской линии. Повышенная полуширина рентгеновских линий поверхностного слоя свидетельствует о дисперсности элементов его субструктуры и искаженности их кристаллической решетки. Каждый из ионов, тормозящихся в кристаллической решетке, вызывает ее локальное расплавление в зоне термического пика и быструю кристаллизацию, что нарушает целостность исходного фрагмента решетки. При достаточно высокой плотности энергии потока плазмы расплавленным оказывается весь поверхностный слой обрабатываемого образца. Быстрая кристаллизация расплавленного слоя с сопутствующими закалочными эффектами и $\beta \rightarrow \alpha$ -фазовое превращение при дальнейшем охлаждении обуславливают формирование субструктуры, характеризующейся повышенной полушириной рентгеновских линий. В случае обработки по режиму Б, максимальная полуширина линии (21.3) существенно выше, чем в случае обработки по режиму А (см. рис.1,а), что подтверждает определяющее влияние разогрева поверхностных слоев под воздействием ионного облучения на раздробленность и искаженность их структуры после охлаждения. Толщина слоя с искаженной структурой в трубе, обработанной по режиму Б, вдвое больше, чем в трубе, обработанной по режиму А: 80 мкм и 40 мкм соответственно.

Анализ текстурных изменений, вызванных ВТИП-обработкой в поверхностных слоях трубы, позволяет уточнить, в какой мере раздробленность и искаженность их структуры, выявляемая при анализе профиля рентгеновской линии, связана с протеканием в этих слоях $\beta \rightarrow \alpha$ -фазового превращения. Дело в том, что протекание фазовых превращений при нагреве и охлаждении материала вполне определенным образом сказывается на его текстуре и может быть однозначно установлено по особенностям ее изменения. Такая возможность основывается на следующем.

Основной фазой в сплаве Zr-1%Nb является α -Zr с кристаллической решеткой ГПУ, начинающий переходить при нагреве выше 610°C в β -Zr с ОЦК-решеткой. Фазовые превращения $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ протекают при наблюдении следующего ориентационного соотношения: $(0001)_\alpha \parallel \{011\}_\beta, [11.0]_\alpha \parallel \langle 111 \rangle_\beta$ [7]. Поскольку в ГПУ-элементарной ячейке только одна базисная плоскость (0001), а в ОЦК 6 плоскостей $\{011\}$, прохождение цикла фазовых превращений $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ должно быть сопряжено с «размножением» ориентаций зерен α -Zr. Это означает, что в объеме, претерпевшем нагрев выше температуры фазового превращения и последующее охлаждение, каждой исходной ориентации базисной плоскости отвечают их 24 производных ориентации [8]. На рис.5 показано рассчитанное расположение на ПФ(0001) производных ориентаций, отвечающих исходной ориентации базисной нормали в центре ПФ для случаев прокатанного α -Zr, когда с НП совпадает ось $\langle 10.0 \rangle$ (б) и рекристаллизованный α -Zr, когда с НП совпадает ось $\langle 11.0 \rangle$ (в).

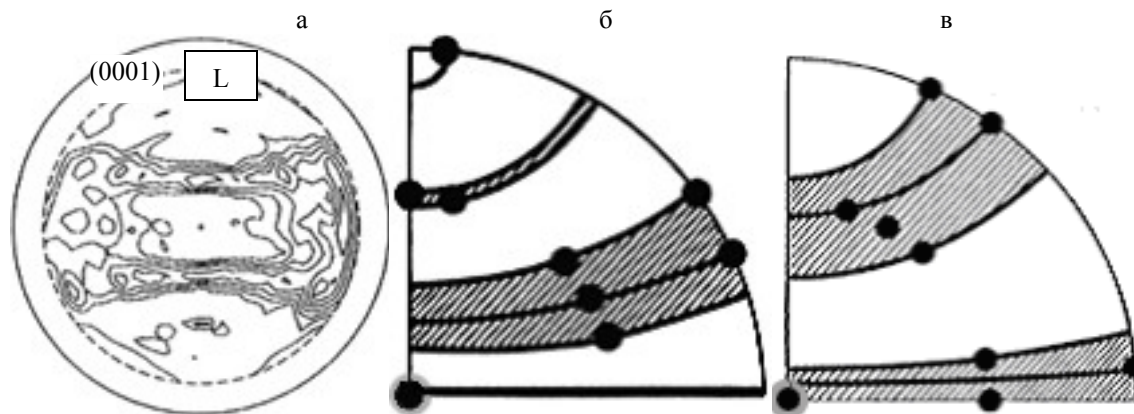


Рис. 5. К анализу текстурных изменений в трубе в результате фазовых превращений;
а – ПФ(0001) для поверхностного слоя трубы, подвергнутой ВТИП-обработке в прокатанном состоянии;
б, в – рассчитанные производные положения базисной нормали, отвечающие ее исходной ориентации
в центре ПФ(0001): б – прокатанный α -Zr, НП $\parallel \langle 10.0 \rangle$; в – рекристаллизованный α -Zr, НП $\parallel \langle 11.0 \rangle$

Заштрихованные области отвечают размытию исходной ориентации вдоль диаметра ПФ. Сопоставляя реально наблюдаемую текстуру поверхностных слоев в трубах, подвергнутых ВТИП-обработке (см. рис. 2,а,б и 5,а), с текстурами, прогнозируемыми для случая протекания фазовых превращений (см.

рис.5,б,в), можем более обоснованно судить о роли фазовых превращений в формировании структуры этих слоев. Однако следует учитывать, что некоторые производные ориентации базисных нормалей, соответствующие действующему ориентационному соотношению, могут оказаться запрещенными

вследствие неблагоприятного для них поля напряжений, возникающего в трубе в условиях радиационного нагрева или последующего охлаждения.

На основе сравнения указанных выше ПФ заключаем, что:

текстуры поверхностного слоя труб, облученных по режиму А в прокатанном (см. рис. 5,а) и рекристаллизованном состояниях (см. рис. 2,а), резко различаются между собой расположением вновь возникших дополнительных текстурных максимумов, как это и прогнозируется на рис. 5,б,в;

хотя полного соответствия между реальными текстурами и прогнозируемыми не наблюдается, сходство в расположении текстурных максимумов после сдвига прогнозируемых ориентировок вдоль параллелей ПФ согласно характеру исходного максимума свидетельствует о доминирующей роли фазовых превращений в изменении исходной текстуры поверхностного слоя при его обработке по режиму А;

ВТИП-обработка по режиму Б, сопряженная с расплавлением поверхностного слоя трубы, формирует в этом слое текстуру с сильной аксиальной компонентой, ось которой совпадает с радиальным направлением, тем самым свидетельствуя о действии в процессе охлаждения трубы радиального сжатия, ответственного за отбор разрешенных ориентаций при фазовом превращении;

пониженная полюсная плотность в центре всех реальных ПФ поверхностного слоя указывает на наличие механизма, «выметающего» базисные нормали из окрестностей радиального направления; согласно теории пластической деформации α -Zr, таким механизмом является двойникование по плоскостям $\{11\cdot2\}$, активизируемое сжатием вдоль базисного направления [7];

поскольку отмеченные выше эффекты с удалением от поверхности трубы исчезают при обработке А значительно быстрее, чем при обработке Б, очевидна их зависимость от толщины расплавленного слоя.

Измерение межплоскостных расстояний и остаточных макронапряжений подтверждает, что поверхностные слои трубы претерпели значительное сжатие и их остаточная упругая деформация близка к предельно возможной. Будем считать, что межплоскостные расстояния вдоль нормали к поверхности образца определяются, в первую очередь, действующими в нем упругими напряжениями. Поэтому пониженное по сравнению с исходным межплоскостное расстояние $d_{21.3}$ (см. рис. 1,б), измеренное вдоль нормали к поверхности трубы, указывает на действие в этом направлении сжимающих напряжений. О том же свидетельствует обнаруженное $\sin^2\psi$ -методом упругое растяжение в плоскости поверхности трубы (см. рис. 1,в), сопряженное со сжатием по нормали к этой плоскости в силу постоянства объема материала при упругой деформации. Причем, в случае облучения по режиму Б, упругое сжатие решетки по мере удаления от поверхности

трубы спадает медленнее, чем в случае облучения по режиму А.

К факторам, способным вызвать сжатие решетки поверхностного слоя трубы по радиальному направлению, относятся следующие:

увеличение объема поверхностного слоя вследствие его насыщения ионами гелия;

сила поверхностного натяжения, возникающая в расплавленном слое;

увеличение объема поверхностного слоя вследствие дробления его структуры и повышения дефектности кристаллической решетки при фазовом превращении в условиях быстрого охлаждения.

Необходимо отметить, что хотя обработка трубы по режиму А вызывает повышение дефектности кристаллической решетки и остаточных напряжений в более тонком слое, чем обработка по режиму Б (см. рис.1), исходная текстура под воздействием обработки по режиму А оказывается существенно измененной по всей толщине стенки трубы, тогда как в случае обработки по режиму Б уже на глубине 60 мкм ее влияние на текстуру становится незаметным (см. рис. 2-4). Наблюдаемое изменение текстуры трубы при обработке по режиму А состоит в значительном усилении ее аксиальной компоненты с осью L, что проявляется в увеличении числа контуров, идущих вдоль параллелей ПФ(0001), и в их уплотнении (см. рис. 2,а).

Изменение текстуры материала означает, что в нем происходят направленные повороты решетки зерен вследствие активизации механизмов скольжения или двойникования в зависимости от направления приложенных усилий, инициирующих протекание в материале коллективных дислокационных процессов. Очевидно, для активизации этих процессов недостаточно поля напряжений, возникающих в поверхностном слое трубы при ВТИП-обработке в условиях его расплавления, кристаллизации и последующего фазового превращения, – в противном случае обработка по режиму Б приводила бы к большему изменению текстуры внутренних слоев трубы, чем более «мягкая» обработка по режиму А, тогда как на самом деле наблюдается обратная ситуация. Следовательно, текстурные изменения в толще трубы обусловлены действием какого-то другого механизма, активизации которого препятствует наличие на поверхности трубы расплавленного слоя.

Таким механизмом, обеспечивающим передачу воздействия ионного облучения на большое расстояние, может являться возбуждение в трубе ударных волн, связанных с торможением в ее поверхностном слое каждого из ионов. Ударная волна распространяется в толще твердого тела, но затухает в слое расплава. Формирование в трубе аксиальной текстурной компоненты в результате ВТИП-обработки по режиму А подобно происходящему в проволоке при волочении, когда материал претерпевает всестороннее радиальное сжатие и результирующее осевое растяжение. По-видимому, распространение ударных волн в цилиндрическом образце приводит к аналогичным деформационным эффектам с той разли-

цей, що вони реалізуються в результаті імпульсного, а не постійного нагрівання. Так як елементарні акти пластичної деформації мають дискретну дислокаційну природу, оказується можливим їх стимулювання з допомогою імпульсного впливу з боку іонів, що гальмуються в поверхневому шарі.

ВИВОДИ

1. В результаті обробки високотемпературної імпульсної гелієвої плазми в оболочкових трубах зі сплаву Zr-1%Nb розвивається послійна структурна і текстурна неоднорідність, залежна від режиму обробки і обумовлена рядом взаємодіючих факторів, в числі яких: розплавлення поверхнього шару; протікання $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ -фазових перетворень; вплив макронапружень, пов'язаних з об'ємними змінами поверхнього шару, а також виникнення ударних хвиль при гальмуванні іонів.
2. Дроблення субструктури α -Zr і спотворення її кристалічної решітки, а також пружне тангенціальне розтягнення і радіальне стиснення спостерігаються в межах поверхнього шару, товщина якого зростає з інтенсифікацією його плавлення і корелює з товщиною шару, претерплюючого фазові перетворення.
3. В разі «м'якої» ВТИП-обробки, не супроводженої помітним оплавленням поверхності труби, в її внутрішніх шарах по всій товщині стінки розвивається однорідна текстура аксиального типу, різко відмінна від початкової, тоді як в разі «жорсткої» обробки, що призводить до плавлення поверхнього шару, її вплив на текстуру не сказується вже на відстані 60 мкм від поверхності.
4. Текстурні зміни в оболочкових трубах при ВТИП-обробці без розплавлення поверх-

нього шару обумовлені ефектом дальнього впливу ударних хвиль, які гасяться при наявності розплавленого шару.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.И. Евстюхин, Ю.А. Перлович, А.А. Писарев, А.Ф. Басков, В.А. Фесенко. Рентгеновское исследование воздействия ионной бомбардировки на структуру деформированных молибдена и ниобия // В кн.: *Взаимодействие атомных частиц с твердым телом. Материалы V Всесоюзной конференции*. Ч. I. Минск, 1978, с. 87 – 90.
2. А.И. Евстюхин, Ю.А. Перлович, А.А. Писарев, В.Г. Тельковский, В.А. Фесенко. Рентгеновское изучение структурных изменений в объеме деформированных металлов под воздействием ионного облучения // *Известия АН СССР. Металлы*. 1984, № 4, с. 139 – 144.
3. Б.А. Калинин, Ю.А. Перлович, В.А. Фесенко, В.Л. Якушин, М.И. Гусева, А.Н. Мансурова. Рентгенографическое исследование структурных изменений в молибдене, облученном ионами гелия // *Поверхность. Физика, химия, механика*. 1984, №3, с. 140 – 147.
4. А.А. Русаков. *Рентгенография металлов*. М.: «Атомиздат», 1977, 479 с.
5. М.М. Бородкина, Э.Н. Спектор. *Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов*. М.: «Металлургия», 1981, 272 с.
6. P.A. Tempest Preferred orientation and its effect on bulk physical properties of hexagonal polycrystalline materials // *Journal of Nuclear Materials*. 1980, v. 92, p. 191 – 200.
7. Д. Дуглас. *Металловедение циркония*. М.: «Атомиздат», 1975, 360 с.
8. В.А. Cheadle, С.Е. Ells The effect of heat treatment on the texture of fabricated Zr-rich alloys // *Electrochemical Technology*. 1966, July-August, p. 329 – 336.

ЗМІНА СТРУКТУРИ ТА ТЕКСТУРИ В ОБ'ЄМІ ОБОЛОЧКОВИХ ТРУБ З СПЛАВІВ НА БАЗІ ЦИРКОНІЮ ПРИ ІОННО-ПЛАЗМОВІЙ ОБРОБЦІ ПОВЕРХНІ

Ю.О. Перлович, М.М. Грехов, М.Г. Ісаєнкова, В.В. Фесенко, Б.О. Калін, В.Л. Якушин

При використанні рентгеновських методів вивчена поширена неоднорідність структури та текстури в оболочкових трубах зі сплаву Zr-1% Ni, підданих обробці високотемпературною імпульсною гелієвою плазмою з енергією іонів не вище декількох кеВ. У випадку, коли обробка не призводить до розплавлення поверхнього шару по всій товщині стінки труби (0,9 мм) має місце суттєва зміна вихідної текстури, що вказує на дальню дію іонного проміння. Розплавлення поверхнього шару при збільшенні щільності потоку енергії іонів пригнічує ефект дальньої дії. Структурні зміни в трубі обмежуються викривленням кристалічної ґратки, пов'язаним із протіканням $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ фазових перетворень у шарі товщиною до 40 мкм. Найбільш вірогідним механізмом, який відповідає за ефект дальньої дії іонного опромінення, є розповсюдження ударних хвиль, які виникають при гальмуванні іонів.

BULK STRUCTURE AND TEXTURE CHANGES IN CLADDING TUBES FROM Zr-BASED ALLOYS UNDER ION-PLASMA SURFACE TREATMENT

Yu. Perlovich, M. Grekhov, M. Isaenkov, V. Fesenko, B. Kalin, V. Yakushin

Moscow Engineering Physics Institute (State University), Moscow, Russia

A layer-by-layer structure and texture inhomogeneity of Zr-1%Nb cladding tubes, treated by the high-temperature pulse He plasma, was studied by use of X-ray methods. An energy of ions did not exceed several keV. When the treatment does not cause melting of the surface layer, essential changes of the initial texture take place over the whole thickness of the tube wall (0.9 mm), testifying in such a way about a long-range action of ion irradiation. Melting of the surface layer by an increase of the ion energy flow density represses the long-range effect, so that structure changes in the tube are restricted by distortion of the crystalline lattice due to development of $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ phase transformations within the layer of 40 μm thick. The most probable mechanism, responsible for the long-range effect of ion irradiation, is spreading of blast waves, arising by braking of ions.