

тавки лекарственных препаратов в организме, молекулярные фильтры, мембраны, лекарственные препараты). Однако массового применения фуллеренов и материалов на их основе в изделиях новой техники пока не наблюдается. Промышленность не готова к внедрению изделий, содержащих УНЧ, так как эти материалы дороги, не сертифицированы а отсутствие спроса со стороны промышленности сдерживает разработки про-

мышленных методов производства. К настоящему времени всё же определился ряд направлений, в которых содержащие фуллерены материалы уже сегодня могут выдерживать конкуренцию не только по качеству, а и по стоимости. Это активные элементы сенсоров, устройства нанoeлектроники, нано- и микромеханики (и электромеханики), покрытия (в том числе, биомедицинского назначения).

Литература

1. Трефилов В. И., Щур Д. В., Тарасов Б. П. и др. Фуллерены — основа материалов будущего. Киев: АДЕФ, 2001. — 148 с.
2. Сидоров Л.Н., Юровская М.А. Фуллерены. М.: МГУ, 2004. — 688 с.
3. Дрозд А.С., Матюшков В.Е., Стельмах В.Ф., Шпилевский Э.М. Дуговая установка для производства фуллереносодержащего продукта // Фуллерены и фуллереносодержащие материалы: Сб. науч. тр.— Минск: УП «Технопринт», 2001. — С. 143–149.
4. Углеродные наноструктуры. Минск: ИТМО им. А.В. Лыкова НАН Беларуси. 2006. 381 с
5. Витязь П.А., Шпилевский Э.М., Комарова В.И., Комаров А.И., Жорник В.И. Структура и трибологические свойства модифицированной фуллеренами оксидокерамики. // Фуллерены и фуллереноподобные структуры. Минск: ИТМО им. А.В. Лыкова НАН Беларуси, 2005. — С 15–21.

СТРУКТУРА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОГО СПЛАВА Zr-Nb, МОДИФИЦИРОВАННОГО ИОНАМИ АЗОТА

Белый А.В.¹, Кононов А.Г.², Кукареко В.А.²

¹ Физико-технический институт НАН Беларуси

² Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

Введение

В настоящее время благодаря высокой коррозионной стойкости и биосовместимости с тканями живых организмов сплавы на основе циркония рассматриваются в качестве перспективных материалов для медицинских имплантатов. Тем не менее, проблема повышения прочностных и триботехнических свойств циркониевых сплавов при сохранении ими биологической инертности и коррозионной стойкости весьма актуальна. Эффективным способом повышения прочностных характеристик металлических материалов является их интенсивное пластическое деформирование методом равноканального углового прессования (РКУП) [1, 2]. Одной из перспективных технологий повышения триботехнических и антикоррозионных характеристик металлических материалов является ионно-лучевое азотирование [3].

Целью данной работы являлось изучение струк-

турно-фазового состояния и триботехнических свойств сплава Zr-Nb, подвергнутого комбинированной обработке, включающей пластическое деформирование методом РКУП и ионно-лучевому азотированию при различных режимах.

Методика эксперимента

В качестве материала для исследования выбран сплав Zr-2,5%Nb (Zr-97,25; Nb-2,7; Fe-0,05 вес). Интенсивное пластическое деформирование проводилось методом РКУП по технологии, разработанной в Физико-техническом институте НАН Беларуси. Число проходов РКУП деформации равнялось 4. Степень накопленной логарифмической деформации сплава Zr-Nb после РКУП составляла $e=2,1$.

Ионно-лучевая обработка азотом проводилась в ФТИ НАН Беларуси на установке УВН-2М, оснащенной источником с замкнутым дрейфом электронов [4]. Имплантация проводилась при

энергии ионов 3 кэВ и плотности ионного тока 2 мА/см² в течение трех часов при температурах 670–870 К.

Микротвердость измерялась на приборе ПМТ–3 при нагрузке 0,49 Н. Относительная погрешность измерений микротвердости не превышала 10%.

Исследование фазового состава исследуемого материала после различных режимов обработки осуществлялось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 в монохроматизированном СоК_α излучении.

Металлографическое исследование материала осуществлялось на микроскопе МИМ-8М, а травление образцов — в реактиве, содержащем 20 мл HF, 10 мл HCl, 60 мл H₂O.

Триботехнические испытания проводились в режиме трения без смазки на автоматизированном трибометре АТВП [5], работающим по схеме возвратно-поступательного перемещения образца (8×4,7×3 мм) по контртелу. В качестве контртела использовалась пластина, изготовленная из закаленной углеродистой стали У8 с твердостью HRC 62. Средняя скорость перемещения образца относительно контртела в процессе трибоиспытаний составляла 0,1 м/с, а номинальное контактное давление — 1 МПа. Испытания проводились на пути трения 250 м. Измерение величины износа образцов осуществлялось по потере веса при испытаниях. Погрешность измерения массы образца не превышала 0,05 мг.

Результаты и обсуждения

В исходном недеформированном состоянии сплав Zr–Nb имеет двухфазную структуру твердых растворов ниобия в низкотемпературном α-Zr (P₆₃mmc, $a=0,3232$ нм, $c=0,515$ нм, $c/a=1,5935$) и высокотемпературном β-Zr (Im3m, $a=0,3532$ нм). Величина физического уширения дифракционных линий 002 и 004 α-Zr невелика и составляет соответственно $2,1 \times 10^{-3}$ рад и $2,95 \times 10^{-3}$ рад, что свидетельствует о малой плотности содержащихся в сплаве дислокаций. При этом величина отношения $\beta_{004}/\beta_{002}=1,4$ приблизительно равная отношению секансов углов дифракции, указывает на то, что уширение дифракционных линий преимущественно обусловлено высокой дисперсностью кристаллитов α-Zr в исследуемом материале. Твердость недеформированного сплава составляет $HV=1650$ МПа ($H_{0,19}=1700$ МПа).

Пластическое деформирование сплава приводит к существенному изменению его структурного состояния и твердости. В частности, твердость сплава после РКУП существенно возрастает и дос-

тигает $HV=2650$ МПа. Данные рентгеноструктурных исследований свидетельствуют о протекании в процессе деформирования фазового превращения β-Zr→α-Zr, в результате чего сплав приобретает однофазную структуру твердого раствора ниобия в α-Zr. При этом параметры решетки α-фазы уменьшаются до значений $a=0,3232$ нм; $c=0,5145$ нм ($c/a=1,592$). Уменьшение параметра c кристаллической решетки α-Zr связано с ее легированием атомами Nb, имеющими меньший радиус. Физическое уширение дифракционных линий матричной α-фазы возрастает в примерно 3,2 раза ($\beta_{004}=9,5 \cdot 10^{-3}$ рад), что свидетельствует о формировании большого количества дислокаций и дислокационных субструктур в процессе РКУП. Соотношение β_{004}/β_{002} в деформированном сплаве при этом пропорционально $\text{tg}\theta_{004}/\text{tg}\theta_{002}$ и указывает на преимущественно хаотическое некоррелированное расположение линейных дефектов в кристаллической решетке α-фазы сплава [6]. Вместе с тем для дифракционных линий, полученных от плоскостей системы {100}, соотношение β_{200}/β_{100} составляет 2,1 и находится между отношениями значений тангенсов ($\text{tg}\theta_{200}/\text{tg}\theta_{100}=2,46$) и секансов ($\text{sec}\theta_{200}/\text{sec}\theta_{100}=1,23$) соответствующих углов дифракции. Указанный факт свидетельствует о формировании в плоскостях системы {100} переходной дислокационной субструктуры, являющейся промежуточным структурным образованием между хаотическим и коррелированным распределением дислокаций [6].

Ионно-лучевая обработка деформированного сплава Zr–Nb оказывает существенное влияние на его структурно-фазовое состояние и триботехнические свойства. На рис. 1 приведены зависимости микротвердости азотированного слоя и глубинных слоев исследуемого материала. Видно, что с увеличением температуры ионной имплантации микротвердость поверхностного слоя растет, а микротвердость объема материала снижается. Обработка ионами азота сплава Zr–Nb при 670–770 К приводит к формированию на его поверхности модифицированного слоя глубиной 5–10 мкм (рис. 2 а), содержащего твердый раствор внедрения азота в ГПУ решетке α-Zr. Кроме того, в результате активации диффузионных процессов при ионной имплантации в модифицированном азотом слое и в объеме материала происходит выделение наноразмерных частиц ниобия из пересыщенного α-твердого раствора (рис. 3 а). В результате твердорастворного и дисперсионного упрочнения микротвердость поверхностного слоя сплава возрастает до $H_{0,19}=3000$ МПа. Повышение

температуры ионного азотирования до 840–870 К приводит к увеличению глубины проникновения ионов азота в поверхностные слои материала до 20–25 мкм (рис. 2 б). При этом микротвердость поверхностного слоя возрастает до $H_{0,19}=3000\text{--}3500$ МПа. Структура поверхностного слоя существенно изменяется по сравнению со случаем низкотемпературной ионной имплантации (рис. 3 б). В частности, параметры кристаллической решетки $\alpha\text{-Zr}$ вследствие легирования азотом возрастают до $a=0,3233$ нм и $c=0,5154$ нм. Отношение c/a увеличивается до 1,594. Следует отметить, что на дифрактограммах образцов, прошедших ионное азотирование при температурах 840–870 К, не регистрируется частиц ниобия. Кроме того, в результате ионной обработки при 840 К регистрируется образование упруго-деформированной метастабильной фазы β' с ОЦК решеткой, имеющей по сравнению с решеткой высокотемпературного $\beta\text{-Zr}$ меньший параметр (0,3517 нм) (рис. 3 в). Это свидетельствует о том, что β' -фаза находится в сжатом состоянии. Микротвердость поверхности возрастает до 3000 МПа. В результате ионно-лучевой обработки сплава Zr–Nb при 870 К метастабильная β' фаза трансформируется в стабильную модификацию $\beta\text{-Zr}$ (рис. 3 г) с параметром 0,3535 нм. Вместе с тем, повышение температуры ионной имплантации приводит к интенсификации процессов рекристаллизации подложки и снижению ее микротвердости до уровня $H_{0,19}=2000$ МПа.

На рис. 4 а приведены зависимости величины накопленного весового износа от пути трения для образцов сплава Zr–Nb после деформации и ионно-лучевого азотирования при различных температурах. В исходном состоянии деформированный циркониевый сплав характеризуется низкой износостойкостью и интенсивность изнашивания составляет 52,7 мкг/м. Коэффициент трения при этом находится на уровне 0,7. Модифицированный азотом при 670–770 К Zr–Nb сплав на начальных стадиях испытаний имеет пониженные значения интенсивности изнашивания и коэффициента трения (рис. 4 б). По мере истирания модифицированного слоя интенсивность изнашивания и коэффициент трения возрастают до значений, характерных для неимплантированного образца. С ростом температуры ионной обработки интенсивность изнашивания образцов существенно уменьшается и достигает своего минимального значения 23,4 мкг/м после азотирования при 840 К.

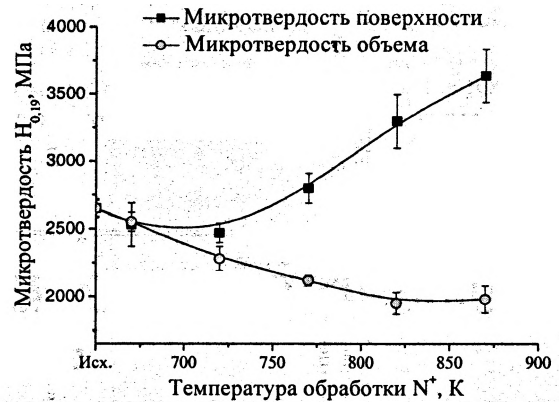


Рис. 1. Зависимость микротвердости ионно-азотированного поверхностного слоя и глубинных слоев сплава Zr–Nb от температуры обработки

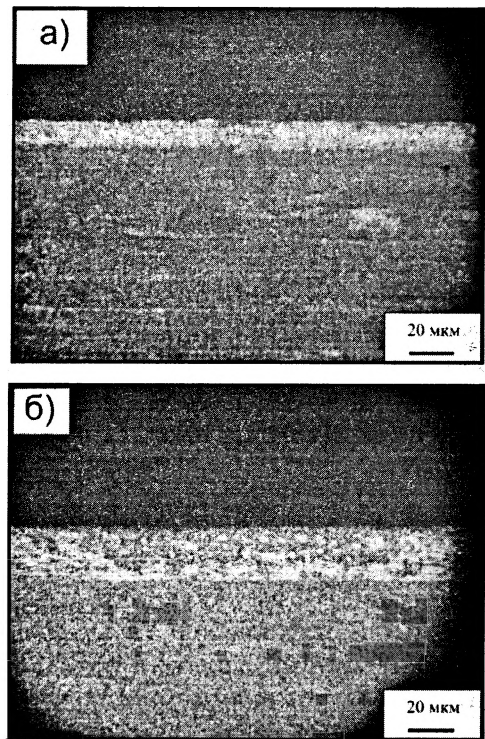


Рис. 2. Микроструктура сплава Zr–Nb, подвергнутого ионно-лучевой обработке азотом при $T=770$ К (а) и $T=840$ К (б)

Ионно-лучевое модифицирование сплава Zr–Nb при 870 К приводит к увеличению интенсивности изнашивания до 35,5 мкг/м (рис. 4 а). Снижение интенсивности изнашивания и коэффициента трения при насыщении азотом поверхностного слоя сплава Zr–Nb связано с образованием твердого раствора азота в ГПУ решетке $\alpha\text{-Zr}$ [7]. Наиболее высокая износостойкость регистрируется при образовании в поверхностном слое метастабильной β' -фазы с упруго-деформированной решеткой.

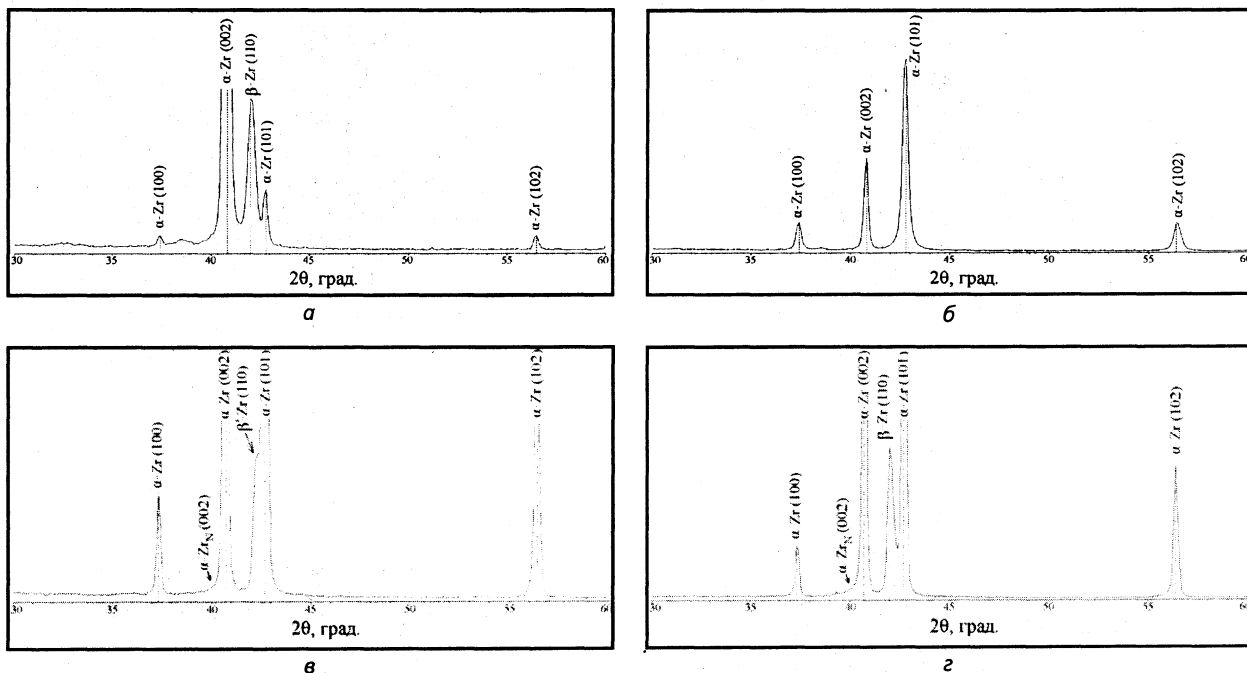


Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) от поверхностных слоев сплава Zr–Nb, обработанного по различным режимам: а — исходное состояние; б — РКУП; в — имплантация при 840 К; з — имплантация при 870 К

Заключение

Показано, что КРУП сплава Zr–2,5%Nb приводит к формированию дислокационных субструктур и фазовому превращению $\beta\text{-Zr} \rightarrow \alpha\text{-Zr}$. Твердость сплава при деформации увеличивается примерно на 60% и достигает 2650 МПа.

При низкотемпературном ионно-лучевом азотировании ($T=670\text{--}770\text{ К}$) сплава Zr–Nb на его поверхности формируется модифицированный слой глубиной 5–10 мкм, состоящий из твердого раствора азота в ГПУ решетке $\alpha\text{-Zr}$ и включений наноразмерных частиц ниобия. Увеличение температуры ионно-лучевого азотирования до 820 К приводит к образованию насыщенного азотом твердого раствора на основе $\alpha\text{-Zr}$ и появлению переходной метастабильной β' -фазы, имеющей ОЦК решетку с параметром $a=0,3517\text{ нм}$. Ионная

имплантация при 870 К приводит к образованию в поверхностном слое твердых растворов азота в α - и β -Zr.

Низкотемпературное ионно-лучевое азотирование сплава приводит к увеличению микротвердости поверхностного слоя до 3000 МПа. При этом износостойкость сплава возрастает примерно в 1,5 раза, а коэффициент трения снижается 40%. Максимальная износостойкость сплава достигается после обработки при 840 К, приводящей к образованию метастабильной β' -фазы. Обработки при 870 К приводит к росту микротвердости поверхности до 3650 МПа, однако интенсивность изнашивания при этом несколько возрастает.

Авторы выражают признательность в.н.с., к.т.н. Копылову В.И. за помощь в проведении КРУП исследованных образцов.

Литература

1. Сегал В.М., Резников В.М., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Новые технологии, (1994), 232 с.
2. Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р., Гирсова Н.В. Влияние холодной пластической деформации на структуру и деформационное поведение субмикроструктурного титана, полученного методом равноканального углового прессования // Физика металлов и металловедение, 98, (2004), №6, 90–97.
3. Белый А.В., Кукареко В.А., Лободаева О.В., Таран И.И., Ших С.К. Ионно-лучевая обработка металлов, сплавов и керамических материалов. – Минск: Физико-технический институт, (1998). – 220 с.
4. Белый А.В. Высокоинтенсивная низкоэнергетическая имплантация ионов азота // Физическая мезомеханика, 5, (2002), №1, 95–102.
5. Караваев М.Г., Кукареко В.А. Автоматизированный трибометр с возвратно-поступательным движением // Материалы международной научно-технической конференции «Надежность машин и технических систем». –

Минск, 16–17 окт. (2001), Т.1. – С. 37–39.

6. Кривоглаз М.А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах. Киев: Наукова думка, (1983), 408.
7. Белый А.В., Кукарко В.А., Кононов А.Г., Копылов В.И., Шаркеев Ю.П. Структура и триботехнические свойства субмикроструктурного титана, модифицированного ионами азота // Трение и износ. – 2008. – Т. 29. – № 6. – С. 571–577.

УДК621.923.6.

ЧИСТОВАЯ ОБРАБОТКА ЛЕПЕСТКОВЫМИ КРУГАМИ

П.А. Гриценко, П.А. Козлович

Мозырский государственный педагогический университет им. И.П. Шамякина

Шлифование и полирование — это чистовая обработка поверхностей деталей абразивными материалами и инструментами при шлифовании поверхность получается ровной и гладкой, при полировании — зеркальной. Ясно, что четкой границы между этими двумя операциями нет.

При шлифовании сначала используют грубые, а далее все более мелкие абразивы. Осуществляют этот процесс с помощью специальных станков, шлифую закрепленными (абразивные камни, бруски, наждачная бумага) и свободными (какое-либо приспособление-носитель абразивных частиц, не связанных жестко с носителем) абразивами. При полировании используют только свободные абразивные круги, щетки и полировщики. Лепестковые круги для полировальных и зачистных операций появились в промышленности недавно. Рабочие органы таких кругов — абразивные лепестки, вырубаемые из шлифовальной шкурки. Ценным качеством лепестковых кругов является то, что они удачно сочетают сравнительно жесткие крепления абразива и высокую эластичность в радиальном и тангенциальном направлениях.

В настоящее время в Российской Федерации налажено серийное производство и реализация широкого диапазона лепестковых кругов различного назначения (ОАО «Лужский абразивный завод»; ОАО «Клингспор» и др. см. рис. 1–3).

Круги КЛТ-1 работают под углом 0–15° к поверхности. Качество обрабатываемой поверхности лучше при использовании круга КЛТ-1, т.к. возможны рабочие углы 0°. Меньшие углы работы кругом требуют больших усилий прижима, что приводит к преждевременному износу инструмента. Поэтому, круги данного типа целесообразно применять для обычного и тонкого шлифования.

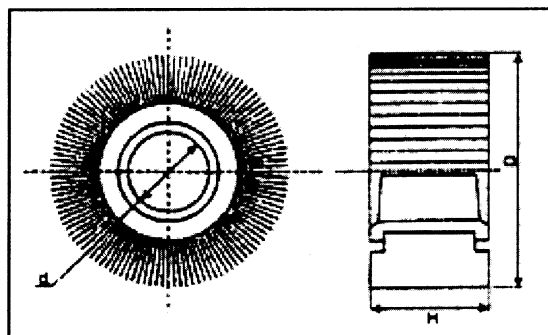


Рис. 1. Круги лепестковые радиальные КЛ (без оправки)

D, мм	H, мм	d, мм
60	10/20/30	8/12
80	20/30/50	8/12
90	25/30/50	12
120	25/30/50	12/22/32
130	25/30	32
140	40	32
150	25/30/50	32
200	50	32
350	50/100/140	44,5/127
400	100	44,5/127
600	50	305

Круги КЛТ-2 работают под углом 15–25° к поверхности, поэтому их целесообразно применять для обычной и грубой обработки.

Круги КЛТ-4 — это новые возможности при обработке изделий из металлов. Новая структура расположения лепестков увеличивает гибкость круга, что позволяет производить обработку контурных поверхностей. Зона взаимодействия рабочей части круга и изделия на 40% больше, чем при использовании кругов КЛТ-1 или КЛТ-2. Круг КЛТ-4 производит качественную обработку быстрее, чем фибровый диск. Дополнительным преимуществом этих кругов является увеличен-