

эксперимента было подобрано оптимальное значение толщины металлического слоя (никеля и кобальта). Сформированные покрытия из порошков с достаточной толщиной никелевой и кобальтовой пленки (порядка 2 – 5 мкм) показали хорошую адгезию с подложкой и высокую (более 250 кгс/мм²) микротвердость.

Выводы. При плакировании керамической шихты медью и никелем перед ее спеканием происходит ускорения процесса спекания, при этом снижается температура спекания, повышается плотность готовых изделий при сохранении требуемых электрофизических параметров.

Композиционные покрытия на основе порошков оксида алюминия и карбида вольфрама, плакированных металлами методом химического осаждения, обладают высокими механическими свойствами при достаточной толщине металлического слоя на порошке керамики. Такие покрытия могут быть использованы для создания покрытий с увеличенным сроком эксплуатации без термического влияния на заготовку как при ремонте, так и при создании деталей и инструментов.

Литература

1. Перспективные материалы. Структура и методы исследования: учеб. пособие / под ред. Д.Л. Мерсона. – ТГУ «МИСиС», 2006. – 535 с.
2. Каур, И. Диффузия по границам зерен и фаз / И. Каур, В. Густ. – М.: Машиностроение, 1991. – 445 с.

УДК 669.296:621.789:621.785.7

СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ БИОСОВМЕСТИМОГО СПЛАВА ZR-2,5 % Nb ПОСЛЕ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ И ОТПУСКА

А.Г. Кононов

ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси», Минск;

В.И. Копылов

ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», Минск

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 проч-

ностных 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]. В связи с этим целью данной работы является исследование структурно-фазовых превращений и твердости сплава Zr-2,5%Nb, подвергнутого интенсивному пластическому деформированию и отпуску.

Методика эксперимента. В качестве объекта исследования был выбран сплав Zr-2,5%Nb (Zr – 97,40; Nb – 2,55; Fe – 0,05 масс. %). Интенсивное пластическое деформирование заготовок сплава Zr-2,5%Nb проводили по маршруту 4В [1] при температуре 690 К. РКУП проводили на оборудовании и по технологии, разработанной в ФТИ НАН Беларуси. Скорость продавливания заготовки из рабочего в выходной канал составляла 0,4 мм/с.

Твердость по Виккерсу определялась при нагрузке 295 Н. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 при нагрузке 2 Н.

Исследование фазового состава после различных режимов обработки проводилось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 в монохроматизированном CoK α излучении. Съемка образцов – при ускоряющем напряжении на рентгеновской трубке 30 кВ и анодном токе 10 мА.

Результаты и обсуждения. В исходном недеформированном состоянии сплав Zr-2,5%Nb имеет двухфазную структуру твердых растворов ниобия в низкотемпературном α -Zr и высокотемпературном β -Zr ($Im\bar{3}m$, $a = 0,3532$ нм). Величины физического уширения дифракционных линий 002 и 004 α -Zr относительно невелики и составляют соответственно $\beta_{002} = 2,1 \cdot 10^{-3}$ рад и $\beta_{004} = 2,95 \cdot 10^{-3}$ рад, что свидетельствует о малой плотности содержащихся в сплаве дислокаций. При этом величина отношения $\beta_{004}/\beta_{002} = 1,4 \sim \sec\theta_{004}/\sec\theta_{002} = 1,3$, что указывает на то, что уширение дифракционных линий преимущественно обусловлено дисперсностью кристаллитов α -Zr в исследуемом материале. Твердость недеформированного сплава Zr-2,5%Nb составляет $HV = 1650$ МПа.

Интенсивное пластическое деформирование сплава Zr-2,5%Nb приводит к существенному изменению структурного состояния и твердости исследуемого материала. В частности, твердость сплава после РКУ деформирования существенно возрастает и достигает $HV = 2650$ МПа. Данные рентгеноструктурных исследований свидетельствуют о том, что после деформации сплав приобретает однофазную структуру твердого раствора ниобия в α -Zr. При этом параметры решетки α -фазы несколько уменьшаются и со-

ставляют $a = 0,3232$ нм; $c = 0,5145$ нм; $c/a = 1,592$. Снижение значений параметра с кристаллической решетки α -Zr связано с ее легированием атомами Nb, имеющими меньший радиус. Физическое уширение дифракционных линий матричной α -фазы возрастает в $\sim 3,2$ раза ($\beta_{004} = 9,5 \cdot 10^{-3}$ рад), что свидетельствует о формировании большого количества дислокаций и дислокационных субструктур в процессе РКУ-прессования. Соотношение β_{004}/β_{002} в деформированном сплаве при этом пропорционально $\sim \text{tg}\theta_{004}/\text{tg}\theta_{002}$, что указывает на преимущественно хаотическое некоррелированное расположение линейных дефектов в кристаллической решетке α -фазы сплава [3]. Вместе с тем для дифракционных линий, полученных от плоскостей системы $\{100\}$, соотношение β_{200}/β_{100} составляет 2,1. При этом $\text{tg}\theta_{200}/\text{tg}\theta_{100} = 2,46 > \beta_{200}/\beta_{100} > \sec\theta_{200}/\sec\theta_{100} = 1,23$. Указанный факт свидетельствует о формировании в плоскостях системы $\{100\}$ переходной дислокационной субструктуры, являющейся промежуточным структурным образованием между хаотическим распределением дислокаций и их коррелированным расположением [3].

Проведенные рентгеноструктурные исследования сплава Zr-2,5%Nb, подвергнутого интенсивному пластическому деформированию с $e = 2,1$ и отпуску в интервале температур 670 – 870 К в атмосфере аргона, свидетельствуют об изменении в структурно-фазовом состоянии материала. По мере увеличения температуры и времени отпуска наблюдается снижение значений физического уширения дифракционных линий (рис. 1, а), вызванное более полным и интенсивным протеканием рекристаллизационных процессов в деформированном сплаве.

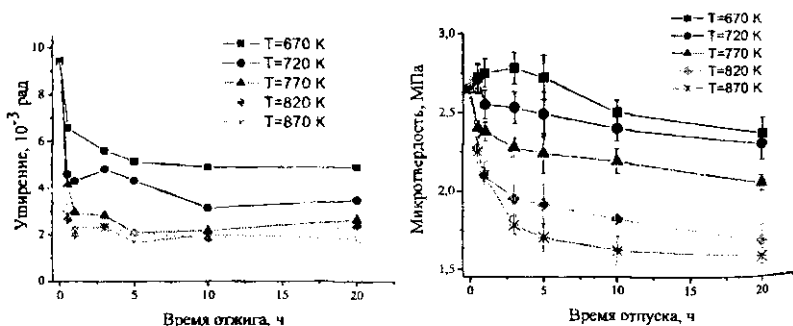


Рис. 1. Влияние температуры отжига на физическое уширение линии 004 α -Zr (а) и микротвердость (б) сплава Zr-2,5%Nb, подвергнутого РКУ-прессованию

При температурах 670 – 820 К фиксируется выделение наноразмерных частиц ниобия (рис. 2, а). После термической обработки при 870 К дисперсных выделений частиц ниобия не наблюдается, а регистрируется образование высокотемпературной β -фазы циркония, имеющей ГЦК решетку (рис. 2, б).

На рис. 1, б представлены зависимости твердости прошедшего РКУ-деформирование сплава Zr-2,5%Nb в зависимости от температуры и времени последующего отжига.

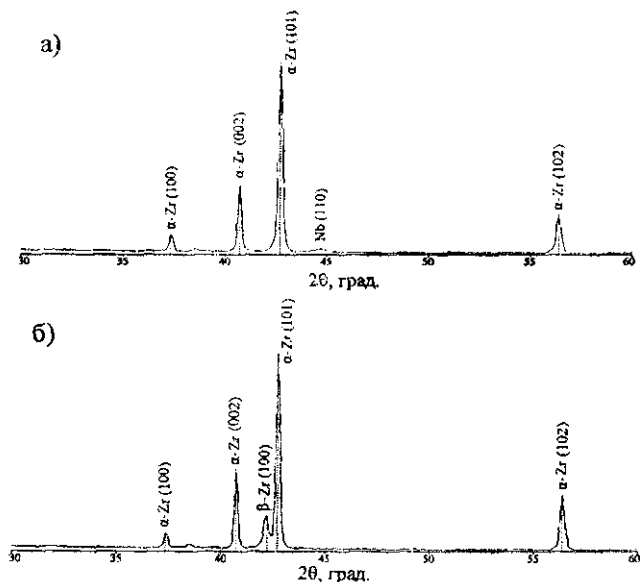


Рис. 2. Фрагменты рентгеновских диффрактограмм (CoK α) сплава Zr- 2,5 % Nb:
 а – РКУ + отжиг при 770 К ($t = 20$ ч); б – РКУ + отжиг при 870 К ($t = 20$ ч)

Из приведенных данных можно заключить, что процессы рекристаллизации и выделения дисперсных частиц по-разному влияют на механические свойства сплава. Рекристаллизация приводит к снижению прочностных характеристик сплава, в то время как выделение частиц сопровождается эффектом дисперсионного упрочнения. В связи с этим после отпуска при 670 К в течение 0,5 – 5 часов фиксируется незначительное увеличение твердости вследствие превалирования влияния дисперсионного упрочнения перед разупрочнением, вызванным процессами рекристаллизации. При увели-

чении продолжительности отпуска твердость сплава Zr-2,5%Nb начинает падать из-за дальнейшего углубления процессов рекристаллизации, которое не компенсируется дисперсионным упрочнением. При 700 К процессы рекристаллизации и распада твердого раствора протекают более интенсивно, что приводит к снижению твердости исследуемого сплава. В результате отпуска при 870 К происходит фазовое превращение α -Zr \rightarrow β -Zr, сопровождающееся полной рекристаллизацией деформированного сплава (см. рис. 1, б). При этом выделение частиц ниобия не наблюдается, что позволяет полагать о растворении ниобия в ОЦК-цирконии (ниобий имеет неограниченную растворимость в β -Zr). Твердость сплава уже после трех часов отпуска снижается до значения 1500 – 1800 МПа, которое соответствует твердости недеформированного сплава Zr-2,5%Nb.

Заключение. Показано, что интенсивное пластическое деформирование сплава Zr-2,5%Nb приводит к формированию большого количества дислокаций и дислокационных субструктур и фазовому превращению высокотемпературного β -Zr в α -Zr. Твердость сплава увеличивается при этом на ~50% и достигает 2650 МПа.

Установлено, что в результате отпуска деформированного сплава Zr-2,5%Nb при температурах 670 – 820 К наряду с рекристаллизацией дислокационной субструктуры, сформированной в результате РКУ-прессования, происходит выделение наноразмерных частиц ниобия из пересыщенного α -твердого раствора. После термической обработки при 870 К регистрируется образование β -фазы циркония, имеющей ОЦК решетку. В результате отпуска при 670 К в течение 0,5 – 5 часов фиксируется незначительное увеличение твердости вследствие превалирования дисперсионного упрочнения над разупрочнением, вызванным процессами рекристаллизации. С дальнейшим увеличением температуры и продолжительности термической обработки вследствие более полного протекания рекристаллизационных процессов твердость сплава снижается до значений 1500 – 1800 МПа, которое соответствует твердости крупнозернистого сплава Zr-2,5%Nb.

Литература

1. Сегал, В.М. Процессы пластического структурообразования металлов / В.М. Сегал [и др.]. – Минск: Новые технологии, 1994. – 232 с.
2. Грабовецкая, Г.П. Влияние холодной пластической деформации на структуру и деформационное поведение субмикроструктурного титана, полученного методом равноканального углового прессования / Г.П. Грабовецкая, Ю.Р. Колобов, Н.В. Гирсова // Физика металлов и металловедение. – 2004. – № 6. – С. 90 – 97.
3. Кривоглаз, М.А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах / М.А. Кривоглаз. – Киев: Наукова думка, 1983. – 408 с.

СИНТЕЗ ПОКРЫТИЙ С ЗАДАНЫМИ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

О.П. Штемпель, А.В. Дудан, В.А. Фруцкий

УО «Полоцкий государственный университет», Новополоцк

Как известно, наибольшей теплопроводностью обладают чистые металлы или гомогенные материалы. Однако весьма сложно выделить материал с однородной структурой. В данной работе сделана попытка изучить влияние микроструктуры гетерогенных материалов на их теплопроводность и, как следствие, поведение при эксплуатации. И сделать рекомендации по применению материалов, обладающих определенными структурами, для различных условий эксплуатации.

Цель работы состоит в изучении взаимосвязи между структурой, температуропроводностью и эксплуатационными свойствами гетерогенных покрытий из различных материалов, установлении возможности воздействия на эксплуатационные свойства создаваемых материалов путем регулирования их теплопроводности.

Материалы и методики исследования. Изучались эксплуатационные свойства, в т.ч. и теплопроводность, различных композиционных материалов с гетерогенной структурой. Ряд материалов был получен в результате плазменного напыления из диффузионно легированных порошков на основе металлоотходов.

Сырьем для получения ДЛ-порошков служила измельченная стружка серого чугуна. Диффузионное легирование бором и медью порошка осуществляли по разработанной технологии во вращающемся герметизируемом контейнере [1]. Газогермические покрытия из ДЛ-порошков получали плазменным напылением на стальную подложку на установке УПУ-3Д в струе азотной плазмы. Полученные покрытия изучали традиционными методами: металлографическим (ГОСТ 9.302), дюрOMETрическим (ГОСТ 200017, ГОСТ 299999), микродюрOMETрическим (ГОСТ 9450). Фазовый рентгеноструктурный полуколичественный анализ проводили по методикам БНТУ. Триботехнические свойства покрытий изучали по методикам [2]. Измеряли также объемную температуру в зоне трения контактным методом [2]. Для определения теплопроводности покрытия был разработан метод определения коэффициента температуропроводности, относящийся к классу инверсных задач [2].