

ПРЕВРАЩЕНИЕ В ЦИРКОНИИ ПРИ УСКОРЕННОМ ОХЛАЖДЕНИИ

Д.А. Мирзаев, В.М. Счастливец, В.Г. Ульянов, К.Ю. Окишев,
И.Л. Яковлева, Т.И. Табатчикова, В.М. Умова

Изучено влияние скорости охлаждения в диапазоне от 100 до $5 \cdot 10^5$ К/с на температуру начала ОЦК→ГПУ полиморфного превращения в цирконии. Показано, что в цирконии, как и во многих других полиморфных металлах (Ti, Fe), имеются три кинетических ступени превращения, отличающиеся температурой начала (800; 640 и 520 °С), структурой (массивная или корзиночная, дислокационный мартенсит и двойникованный мартенсит) и микротвёрдостью. Такая ступенчатость может быть объяснена на основе теории кинетических ступеней фазовых превращений А.Л. Ройтбурда.

Цирконий является основой большой группы сплавов, упрочняемых при термической обработке, базирующейся на полиморфном $\beta \rightarrow \alpha$ переходе. Высокотемпературная β -фаза имеет объемно-центрированную кубическую решетку, тогда как низкотемпературная α -фаза – гексагональную плотноупакованную решетку с отношением параметров $c/a = 1,593$ немного меньшим, чем 1,633 для идеальной упаковки. В равновесных условиях температура полиморфного $\beta \rightarrow \alpha$ превращения составляет 862 °С [1].

Поскольку охлаждение в ходе термической обработки происходит с различными скоростями, то возникает естественный вопрос о влиянии скорости охлаждения на температуру $\beta \rightarrow \alpha$ превращения и структуру кристаллов α -фазы, тем более, что наше исследование аналогичного превращения в титане [2] выявило существование нескольких кинетико-морфологических ступеней превращения. Ранние исследования закалки циркония были ограничены скоростями охлаждения до 5000 К/с. В табл. 1 представлены результаты измерения $T_n^{\beta \rightarrow \alpha}$ в цирконии по данным нескольких работ.

Таблица 1

Температура $\beta \rightarrow \alpha$ превращения в чистом цирконии

Температура и время выдержки	Среда β -отжига	Тип термопары	Способ присоединения термопары	Температурная остановка		Источник
				малая скорость (~100 К/с)	большая скорость (~3000 К/с)	
Не указана; 5...10 с	Гелий	Хромель-алюмель	Приваривали спай-«сэндвич»	~860	~850	[3]
1000°С; больше 45 с	Гелий	Pt-Pt/Rh	Проволочки приваривали к разным сторонам образца	~845	~790	[4]
990°С; 30...60 с	Вакуум 0,5 мкторр	Хромель-алюмель	Приваривали спай-«сэндвич»	~840	~820	[5]
900...940°С; 5 мин	Вакуум 0,5 мкторр	Хромель-алюмель	Проволочки приваривали к разным сторонам образца	~860	~780	[6]
1000°С; 10 с	Вакуум	Хромель-алюмель	Раздельная приварка на расстоянии 1 мм	~860	~800	Данная работа

Влияние скорости охлаждения на температуру превращения отмечают все авторы, но темп снижения этой температуры при возрастании скорости охлаждения оказался неодинаковым. Существует мнение [7], что на результаты измерения влияют содержания водорода и кислорода, а также метод приварки регистрирующих температуру термопар. Когда термопарные провода приварены раздельно, то тепловая инерция термопары уменьшается, а измеряемые температуры фиксируются выше, чем при использовании приваренного спая («сэндвича»).

В отношении характера полиморфного $\beta \rightarrow \alpha$ перехода в чистом цирконии, как и в титане, нет единого мнения. По-видимому, здесь тоже возможны два механизма превращения: нормальный и мартенситный. Р.И. Гарбер с сотрудниками показали [8], что при медленном охлаждении из β -области в очищенном цирконии образуются равноосные зерна α -фазы. Нормальный механизм превращения наряду со спиральным механизмом бокового роста отмечен этими же авторами в работе [9]. При быстром охлаждении $\beta \rightarrow \alpha$ превращение носит сдвиговый характер, причем ориентационная связь решеток исходной и образующейся фаз выражается соотношениями Бургерса [10–12].

Отметим, что сдвиговое превращение у циркония технической чистоты наблюдалось при всех, в том числе очень малых, скоростях охлаждения [11, 12]. Напротив, в цирконии с очень низкой концентрацией кислорода (0,03%), по данным [4], игольчатая структура не проявилась даже при ускоренном охлаждении. Кристаллы α -циркония имели вид равноосных зерен.

При закалке циркониевых сплавов, как и в сплавах титана, наблюдаются метастабильные фазы α' , α'' , ω и остаточная β -фаза [13]. Наиболее важная для настоящего исследования α' -фаза образуется при закалке из β -области в малолегированных сплавах и представляет собой пересыщенный твердый раствор легирующего элемента в ГПУ решетке циркония. Габитусная плоскость кристаллов мартенсита – $\{334\}_\beta$.

Структура α' -фазы в циркониевых сплавах может быть двух типов: с увеличением содержания легирующих элементов происходит постепенный переход от структуры массивного (реечного) мартенсита, содержащей дислокации, к структуре, состоящей из двойникованных мартенситных пластин [13]. В работах [14, 15] со сплавами Zr + (1...2) ат. %Cr + (0,1...0,16) ат. %Fe установлены два плато температур превращения. Это дает некоторые основания считать, что при закалке чистого циркония возможны изменения морфологии.

Итак, целью исследования являлось выяснение, зависит ли температура $\beta \rightarrow \alpha$ превращения и морфология α -кристаллов от скорости охлаждения при непрерывном изменении последней в интервале от 100 до $3 \cdot 10^5$ К/с.

Материал и методика исследования

Изготовление образцов. Материалом исследования являлся цирконий, изготовленный ионным методом и переплавленный в установке электронно-лучевого нагрева. Слиточки металла разрезали на пластины толщиной 2 мм и прокатывали в ленту толщиной 0,3 мм с промежуточными отжигами в вакууме. Окончательный отжиг после прокатки проводился в вакууме ($3 \cdot 10^{-6}$ мм рт. ст.) при температуре 1000 °С с в течение 10 мин с последующим охлаждением в кварцевой трубке после откачки печи. Из полученной ленты были вырезаны образцы прямоугольной формы длиной 20 мм и шириной 6 мм, которые механически утоняли до толщины 0,15 мм.

Установка для охлаждения. Установка для высокоскоростного охлаждения представляла собой вакуумный пост, где под стеклянным колпаком помещались нагревательное устройство, питающееся переменным током, и сопло, направляющее на образец охлаждающую струю. Для впуска охлаждающей смеси в вакуумную схему был использован электрогидроклапан (ЭГК). К управляющему механизму ЭГК подводили давление, а к выходному клапану была приварена камера, в которую заливали, в зависимости от требуемой скорости охлаждения, спирт, дистиллированную воду, раствор соли в воде, или наполняли объем камеры газом. К этой камере подводили давление от баллона с аргоном и регулировали его редуктором в пределах от 1 до 25 атм.

Охлаждение струей жидкости имеет значительное преимущество в отношении интенсивности теплоотвода перед спокойным охлаждением, что обусловлено, главным образом, устранением стадии пленочного кипения при струйном охлаждении. Благодаря этому коэффициент внешней теплоотдачи увеличивается в 10...70 раз. Заметим, что определенному составу охлаждающей жидкости соответствует свой интервал скоростей охлаждения. Струя аргона, подаваемая на образец толщиной 0,14 мм под давлением от 5 до 25 атм., охлаждает его со скоростями от $5 \cdot 10^3$ до $16 \cdot 10^3$ К/с. Этот интервал скоростей охлаждения в его верхней части перекрывается с интервалом, достигаемым при охлаждении в спирте ($15 \cdot 10^3$... $150 \cdot 10^3$ К/с). Еще более высокие скорости охлаждения достигаются при охлаждении водой, и еще более высокие – при охлаждении 10%-ным раствором NaCl в воде. Например, охлаждение водой под давлением 15 атм дает скорость охлаждения $200 \cdot 10^3$ К/с, а охлаждение 10%-ным раствором NaCl в воде, подаваемым под давлением 22 атм, дает скорость охлаждения $470 \cdot 10^3$ К/с.

Методика эксперимента. Образец устанавливался в зажимах электронагревателя; к образцу приваривались отдельно на расстоянии примерно 1 мм расплющенные провода диаметром 0,06 мм хромель-алюмелевой термопары, которая присоединялась к схеме с включавшимся в нее шлейфовым осциллографом Н-102.

Образец быстро нагревался электротоком до температуры 1000 °С, выдерживался при этой температуре около 10 с, после чего нагрев отключали, и одновременно включали схему ЭГК, выплескивающего на образец струю газа или жидкости. В этот же момент осциллограф Н-102 подключался к схеме и на фотопленке в нем происходила запись температуры образца в зависимости от времени. Температура превращения определялась как точка перегиба на термической кривой, обусловленного тепловым эффектом фазового перехода. Инерционность установки была вымерена раньше [2] по смещению точки Кюри железа, положение которой не должно зависеть от скорости охлаждения.

При скоростях охлаждения $\sim 300 \cdot 10^3$ К/с смещение точки Кюри составляло около 40 °С. Соответствующие поправки были внесены в экспериментальные данные. Случайная ошибка, оцененная как среднеквадратичное отклонение от среднего для 40 измерений, составляла ± 10 °С.

Металлографические исследования ставили целью анализ структуры и морфологии α -фазы циркония. Для приготовления шлифов циркония использована механическая полировка с применением алмазной пасты. Для выявления структуры шлифы протравливали в реактиве: 20 мл HF, 20 мл HNO₃, 20 мл H₂O.

Измерение микротвердости охлажденных образцов проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

Рентгеновский фазовый анализ закаленных образцов проводился на дифрактометре ДРОН-2 в кобальтовом излучении при скорости вращения образца 0,5 град/с с записью кривых интенсивности на диаграммную ленту потенциометра. Фазовый анализ проводили сопоставлением межплоскостных расстояний, рассчитанных по дифрактограмме, со стандартными табличными данными.

Результаты исследования и их обсуждение

Влияние скорости охлаждения на температуру начала полиморфного ОЦК→ГПУ превращения в цирконии показано на рис. 1. График этой зависимости разделен на три участка, причем оба нижних выражаются горизонтальными отрезками. Можно сказать, что у циркония наблюдается несколько температурных ступеней $\beta \rightarrow \alpha$ превращения, подобно тому, как это обнаружено ранее для железа [16] и титана [2].

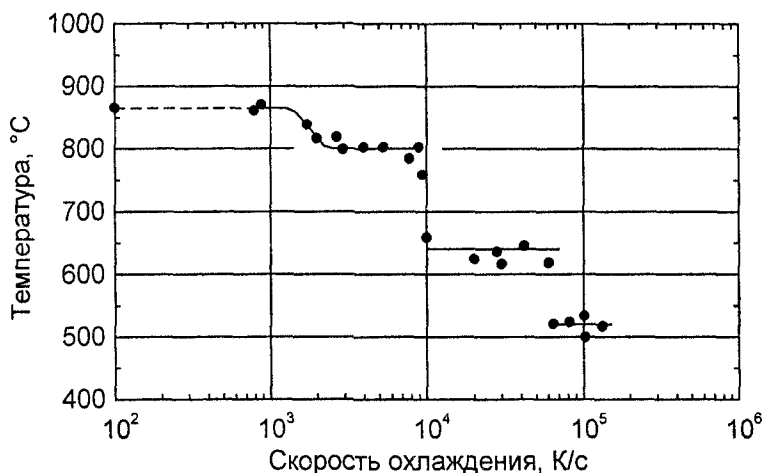


Рис. 1. Зависимость температуры начала $\beta \rightarrow \alpha$ превращения в цирконии от скорости охлаждения

Первая ступень у циркония, как и у титана, имеет наклонный, ниспадающий участок температуры превращения, который при использовании логарифмического масштаба для скорости охлаждения оказывается на рис. 1 сильно сжатым. При скорости охлаждения, приблизительно равной $4 \cdot 10^3$ К/с, ниспадающий участок переходит в горизонтальный (плато) и заканчивается при скорости охлаждения порядка 10^4 К/с. Эту скорость можно считать критической, то есть скоро-

стью, при которой подавляется первая ступень превращения.. Заметим, что несколько экспериментальных точек, расположенных ниже 800°C, свидетельствуют, вероятно, о том, что спуск вниз по температуре со ступени I на ступень II является хотя и крутым, но не дискретным.

При скоростях охлаждения, превышающих 10^4 К/с, температура превращения опускается до 640 °С. Начинается реализация второй ступени превращения, но сама температура превращения от скорости не зависит. Графически это отражается горизонталью, то есть плато температур. На термограммах охлаждения образцов для этой ступени часто обнаруживаются два перегиба. Если нанести точки повторного перегиба на график, то они оказываются расположенными на одной горизонтали под вторым плато. На этой же горизонтали располагаются и точки температур $\beta \rightarrow \alpha$ превращения для скоростей превращения, превышающих $V_{кр} = 60 \cdot 10^3$ К/с. Следовательно, вторая и третья ступени довольно сильно перекрываются по скоростям охлаждения. Для титана $V_{кр} = 75 \cdot 10^3$ К/с.

Положение третьего плато по шкале температур для циркония 520 °С, для титана – 560 °С.

Следует отметить, что несколько экспериментальных точек для $T_n^{\beta \rightarrow \alpha}$ расположены при 430 °С. Возможно, что у циркония имеется еще одна низкотемпературная ступень перехода. Но она фиксируется в основном по вторым перегибам термических кривых, тогда как первые соответствуют температуре 520 °С (ступень III). Мы полагаем, что для надежного выявления нижней ступени нужны дополнительные исследования. Соответственно далее мы не будем учитывать эту ступень.

Из теории фазовых превращений [17] известно, что чем больше скорость зарождения фазы и больше скорость роста ее зародышей, тем больше должна быть скорость охлаждения для подавления этих процессов при переохлаждении материнской фазы. Поэтому можно считать, что объемная скорость превращения увеличивается при переходе от одной ступени к другой (I→II→III). Поскольку третью ступень, как будто, переохладить не удастся, то можно принять, что $\beta \rightarrow \alpha$ превращение на этой ступени является атермическим, в то время, как для верхних ступеней оно должно быть классифицировано как быстрая изотермическая реакция, то есть как превращение, для реализации которого необходимо время.

Ниже будут рассмотрены морфологии α -фазы, возникающие у этих металлов. Отметим только, что превращение по третьей и второй ступени, а также по первой ступени при скоростях охлаждения, больших 0,1 К/с, создает мартенситоподобную структуру. В этом смысле можно сказать, что у циркония имеются три мартенситные точки. Существует очень большое сходство во влиянии скорости охлаждения на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в железе с влиянием ее на $\beta \rightarrow \alpha$ превращение в цирконии и титане. Несмотря на различия атомной структуры ее изменение при полиморфном переходе в железе, титане и цирконии обладает целым рядом сходных черт (табл. 2).

Таблица 2

Некоторые физические свойства титана, циркония и железа [18]

Металл	Ti	Zr	Fe
Параметры кристаллической решетки, Å	α (ГПУ) $a = 2,9564; c = 4,6933$ β (ОЦК) $a = 3,3132$	α (ГПУ) $a = 3,2377; c = 5,1581$ β (ОЦК) $a = 3,6163$	α (ОЦК) $a = 2,8664$ γ (ГЦК) $a = 3,6468$
Температура полиморфного превращения, °С	882	862	911
Объемный эффект превращения, %	-0,17	-0,60	1
Модуль нормальной упругости, ГПа	112	84	210

Прежде всего, эти металлы имеют близкие температуры превращения в равновесных условиях (вблизи 900 °С), во-вторых, наблюдается однотипное изменение этой температуры при увеличении скорости охлаждения, которое сводится к появлению трех (цирконий и титан) или четырех (железо) кинетических ступеней, лежащих при довольно близких температурах. Напомним, что для

железа первая ступень располагается при 820 °С, вторая – при 720 °С, третья – при 540 °С, четвертая – при 420 °С. Напрашивается вывод, что температуры ступеней в этих металлах в значительной мере определяются положением равновесных температур превращения. Иначе трудно понять, почему у этих металлов, имеющих совершенно разные объемные эффекты превращения, разные модули упругости, различные атомные механизмы превращения, должны быть близкими температуры ступеней. Пока трудно предложить строгое объяснение не только расположению ступеней по шкале температур, но и даже указать причины появления такой ступенчатости. В литературе обсуждаются две точки зрения. В работах [16, 19] высказано предположение о том, что появление ступенчатости в сплавах железа связано с зарождением на дефектах разной мощности. Поскольку с понижением температуры критический размер зародыша уменьшается, то центрами зарождения могут быть все более мелкие структурные дефекты. Если бы эта гипотеза была справедлива, то, несомненно, выявилось бы влияние модуля сдвига на понижение температуры. Однако из данных табл. 2 видно, что цирконий имеет по сравнению с железом модуль упругости в два с половиной раза меньший, но это почти не повлияло на положение температуры превращения.

Следовательно, роль модуля упругости, а значит, и упругой энергии дефекта, на котором происходит зарождение, оказывается несущественной. Другой теорией [20, 21] предполагается, что появление кинетических ступеней связано с различным механизмом релаксации упругих напряжений вблизи идеально когерентного зародыша. Представим себе, что зародыш α -фазы сопрягается с матрицей по плоскостям с близкой атомной структурой. Однако если атомные объемы фаз неодинаковы, то возникнут упругие напряжения, которые будут увеличиваться по мере роста зародыша. Это соответствие характеризуется очень малой величиной поверхностного натяжения и большим уровнем внутренней упругой энергии. Чтобы понизить внутреннюю упругую энергию при когерентном зарождении, необходимо внутреннее скольжение, которое должно уменьшить упругие напряжения. Однако при этом на поверхности возникнут кольца межфазных дислокаций, обусловленных этим скольжением. Происходит своеобразная перекачка упругой энергии в поверхностную. Ройтбурд [20] предполагает, что внутренняя добавочная деформация может происходить скольжением по одной или нескольким системам либо двойникованием. Все эти варианты различаются величиной межфазного натяжения и упругой энергии. Чем больше степень релаксации напряжений, тем больше барьер зарождения и больше величина термической активации, которая должна этот барьер преодолеть. Поэтому в соответствии с этой теорией первая ступень должна представлять собой случай полной релаксации, когда пластическая деформация столь велика, что когерентность сопряжения полностью нарушается. Неупорядоченный рост может быть легко подавлен при увеличении темпа охлаждения, поскольку энергия активации движения некогерентной границы велика и достигает энергии активации самодиффузии. Следующая кинетическая ступень должна быть связана с внутренним скольжением по одной или нескольким системам, третья ступень – с двойникованием совместно со скольжением или без него.

Эта теория объясняет ступенчатость полиморфных превращений, но предполагает, что морфология низкотемпературной фазы должна изменяться от ступени к ступени, поскольку меняется характер внутренней деформации. В железе и его сплавах в то же время не обнаруживается резкого изменения морфологии α -фазы при переходе от второй ступени к четвертой. Можно сделать вывод, что ни одна из существующих теорий не дает строгого объяснения всех закономерностей. Необходимо дополнительное накопление экспериментальных данных, которые бы позволили более четко выяснить роль внутренних дефектов и релаксаций в формировании продуктов превращения на разных ступенях.

Структура α -циркония. В работе [8] показано, что при очень малых скоростях охлаждения в цирконии наблюдается неупорядоченный рост α -фазы. Такие очень малые скорости охлаждения для циркония в нашей работе не изучались. Микроструктура, приведённая на рис. 2а, относится к скорости охлаждения 1 К/с. Она напоминает структуру массивного, неупорядоченного роста. Однако в сплошных полях заметны параллельные полосы, свидетельствующие о том, что рост этих полей α -циркония шёл последовательным образованием рейкообразных кристаллов, но границы между ними проявились нерезко. Структура другого образца (рис. 2б), охлаждённого с такой же скоростью, представлена короткими рейкообразными кристаллами, имеющими по крайней мере шесть различных ориентировок. Заметна тенденция к образованию пакетов из 3...7 реек. Некоторые рейки явно переплетены. Видимо, эту структуру всё же можно охарактеризовать

как структуру «корзиночного плетения», часто встречающуюся в сплавах циркония и титана [13]. Микротвёрдость α -циркония, охлаждённого со скоростью 1 К/с, составляет 1300 МПа.

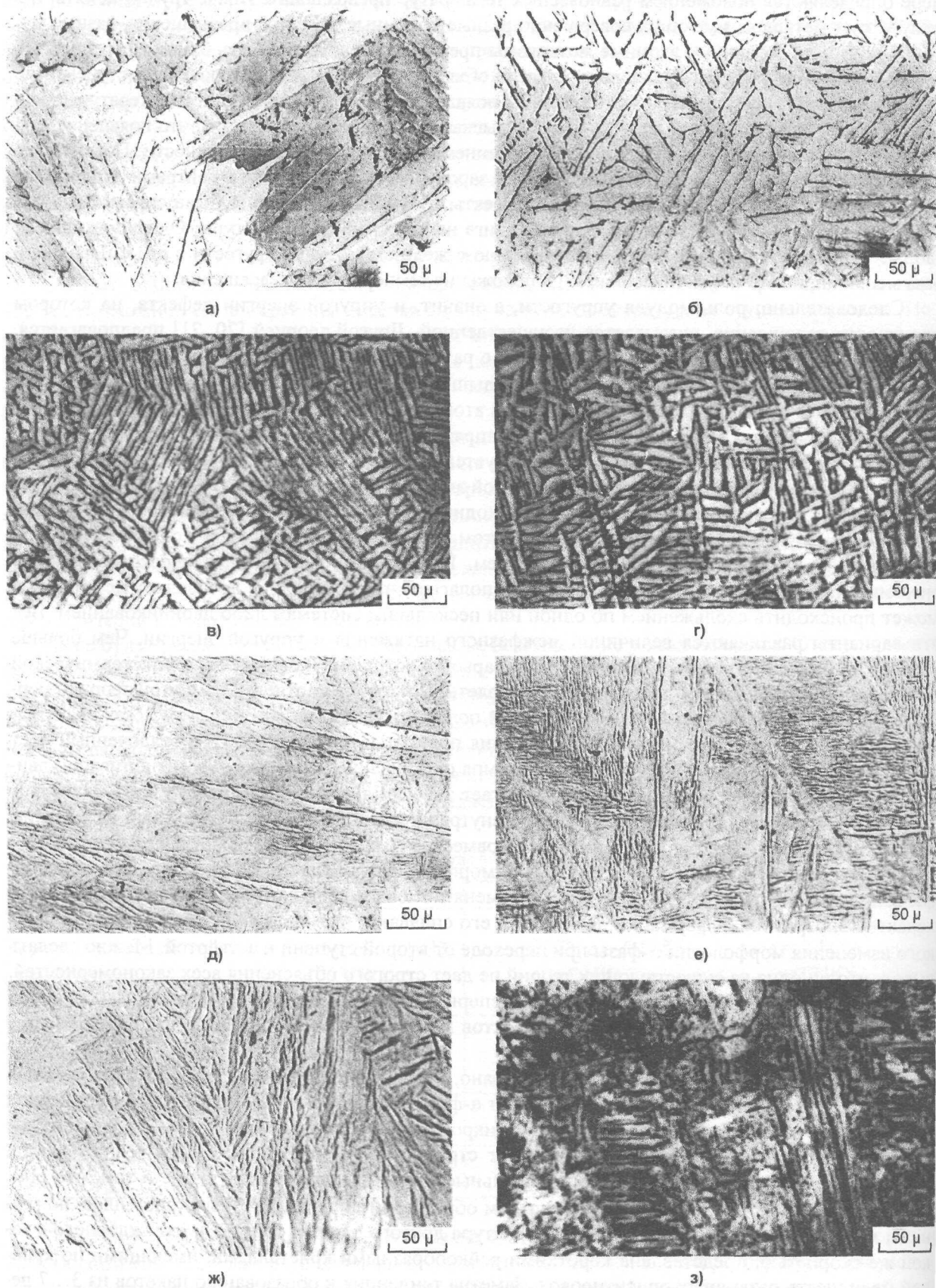


Рис. 2. Микроструктура циркония после охлаждения с различными скоростями: а), б) 1 К/с; в), г) 1000 К/с; д), е) $18 \cdot 10^3$ К/с; ж) $70 \cdot 10^3$ К/с; з) $130 \cdot 10^3$ К/с

Отчётливо выраженная «корзиночная» структура наблюдалась при скоростях охлаждения от 100 до 10^4 К/с, относящихся к ступени I. При увеличении скорости охлаждения рейки становятся тоньше (рис. 2в), и проявляется тенденция к образованию пакетов параллельных реек (рис. 2г). Микротвёрдость составляет 1900 МПа. До конца первой ступени структура α -циркония не изменяется, а при скоростях охлаждения, превышающих $V_{кр}^1$, когда температура превращения понижается до 650 °С, возникает новый тип кристаллов – длинные пластины мартенсита (рис. 2д, е), рассекающие β -зерно на полосы, а между ними возникают более мелкие пластины, заполняющие пространство между крупными. При скоростях охлаждения менее $40 \cdot 10^3$ К/с большие пластины не имеют двойников. Можно говорить о дислокационном α -мартенсите. Но при охлаждении из β -области со скоростями выше $50 \cdot 10^3$ К/с на кристаллах появляются поперечные полосы, свидетельствующие о двойниковании. Кристаллы α -циркония, образующиеся на третьей ступени, содержат двойники (рис. 2ж), а иногда пакеты коротких параллельных двойниково связанных кристаллов (рис. 2з), описанные в [13]. Микротвёрдость такой структуры достигает 3000 МПа.

Кривая зависимости микротвёрдости циркония от скорости охлаждения (рис. 3) показывает, что переход от первой ступени ко второй даёт резкое увеличение микротвёрдости, в то время как переходы от второй к третьей ступеням не вызывает скачкообразного повышения микротвёрдости, что, вероятно, связано с перекрытием ступеней и образованием смешанных структур циркония.

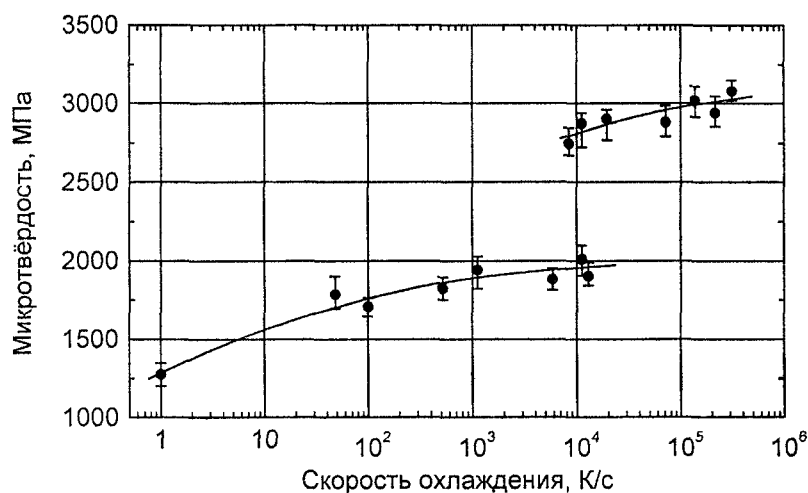


Рис. 3. Зависимость микротвёрдости циркония от скорости охлаждения

Вся совокупность экспериментальных результатов данного исследования, по-видимому, может быть объяснена теорией А.Л. Ройтбурда, которая показывает, что температурная область превращения должна делиться на ряд участков (ступеней), различающихся по степени релаксации, а поэтому по скорости превращения и морфологии. И все же нельзя пока исключить иные причины ступенчатости (например, зарождение на разных дефектах и их ансамблях, релаксационные процессы, обусловленные примесями, вакансиями и т.д.). Изменение морфологии в этих вариантах может оказаться следствием понижения температуры, но не будет выступать в роли спускового механизма зарождения.

Выводы

1. Превращение $\beta \rightarrow \alpha$ в цирконии имеет три различающихся по температуре и морфологии кристаллов α -циркония кинетические ступени превращения.

2. Удовлетворительное, но качественное объяснение экспериментальных результатов даёт теория кинетической ступенчатости А.Л. Ройтбурда.

Электронно-микроскопическое исследование выполнено в центре коллективного пользования ИФМ УрО РАН.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 01-02-16872 и НШ-778.2003.3.

Литература

1. Дуглас Д. *Металловедение циркония*. – М.: Атомиздат, 1975. – 360 с.
2. Мирзаев Д.А., Ульянов В.Г., Штейнберг М.М., Протопопов В.А. Структурно-кинетические ступени $\beta \rightarrow \alpha$ превращения в титане // *Физика металлов и металловедение*. – 1981. – Т. 51. – Вып. 1. – С. 115–122.
3. Duwez P. Effect of Rate of Cooling on the α - β Transformation in Titanium and Titanium Alloys // *Trans. Met. Soc. AIME*. – 1951. – V. 191. – P. 765–771.
4. Hayes E.E., Kaufman A.R. Observations on the Alpha-Beta Transformation in Zirconium // *Zirconium and Zirconium Alloys: Trans. ASM*, 1953. – P. 241.
5. McMullen A.G., Parr J.G. Transformations in Zr-Nb Alloys // *Can. Met. Quart.* – 1965. – № 4. – P. 117.
6. Steward D., Hatt B.A., Roberts J.A. Speed Thermal Analyses of Zr-Nb Alloys // *Brit. J. Appl. Phys.* – 1965. – V. 16. – № 8. – P. 1081–1088.
7. Higgins G.T., Bank E.E., Steward D. The Martensite Start Temperature in Dilute Zirconium-Niobium Alloys // *Brit. J. Appl. Phys.* – 1966. – V. 17. – P. 283–285.
8. Гарбер Р.И., Харитоновна Ж.Ф., Ажажа В.М., Вьюгов П.Н., Великодная О.А. Влияние многократного $\alpha \leftrightarrow \beta$ превращения на микроструктуру циркония // *Физика металлов и металловедение*. – 1973. – Т. 36. – Вып. 4. – С. 870–873.
9. Гарбер Р.И., Харитоновна Ж.Ф. Исследование фазовых превращений по данным о поглощении энергии упругих колебаний // *Аналитические возможности метода внутреннего трения*. – М.: Наука, 1973. – С. 129–136.
10. Gaunt P., Christian J.W. The Crystallography of the Alpha-Beta Transformation in Zirconium and Two Titanium-Molybdenum Alloys // *Acta Met.* – 1959. – V. 7. – P. 534.
11. Комар А.П., Шредник В.Н. Изучение аллотропического превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$ Zr при помощи электронного проектора // *ЖЭТФ*. – 1957. – Т. 32. – № 1. – С. 184.
12. Langeron J.P., Lehr P. Étude de la transformation allotropique $\alpha \leftrightarrow \beta$ du zirconium // *Mém. scient. Rev. métallurgie*. – 1958. – V. 56. – № 3. – P. 307–315.
13. Добромислов А.В., Талуц Н.И. Структура циркония и его сплавов. – Екатеринбург: УрО РАН, 1997. – 228 с.
14. Slattery G.F. The Effect of Cooling on the Beta-Alpha Transformation in Zr-2 at. %Cr-0.16 at. %Fe Alloys // *J. Less-Common Metals*. – 1968. – V. 16. – № 2. – P. 91–101.
15. Rumball W.M. Massive and Martensitic Transformation in a Zr-1.25 wt. %Cr-0.1 wt. %Fe Alloys // *J. Less-Common Metals*. – 1974. – V. 38. – № 2–3. – P. 233–237.
16. Мирзаев Д.А., Морозов О.П., Штейнберг М.М. О связи $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений в железе и его сплавах // *Физика металлов и металловедение*. – 1973. – Т. 36. – Вып. 3. – С. 560–567.
17. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Часть 1. Термодинамика и общая кинетика. – М.: Мир, 1978. – 808 с.
18. *Металловедение и термическая обработка стали: Справочник*. / Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. – М.: Металлургиздат, 1961. – Т. 1. – 752 с.
19. Морозов О.П., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М. О некоторых закономерностях превращения в железе при охлаждении с высокими скоростями // *Физика металлов и металловедение*. – 1971. – Т. 32. – Вып. 6. – С. 1290–1296.
20. Ройтбурд А.Л., Сафонов Э.В., Шалимова А.В. О структурно-кинетических типах полиморфных превращений // *Проблемы металловедения и физики металлов: Сб. науч. тр. № 3*. – М.: Металлургия, 1976. – С. 316–318.
21. Roitburd A.L., Kurdjumov G.V. The Nature of Martensitic Transformation // *Mat. Sci. Eng.* – 1979. – V. 39. – P. 141–167.

Поступила в редакцию 5 апреля 2003 года