

## Структура и жаростойкость сплавов циркония

Н. П. Бродниковский, Ю. Е. Зубец, Г. Ф. Саржан,  
И. В. Орышич, Н. А. Крапивка, С. А. Фирстов

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
Киев, e-mail: brodnikovsky@ipms.kiev.ua

*На сплавах  $Zr-(1-2,5)Nb-(0-1)Cr-(0-0,5)Fe$  изучено влияние легирования на формирование зеренной структуры при аргонно-дуговой плавке, отжиге и деформации циркония. Установлено, что обработки определяют состояние легирующих элементов в сплавах. Показано, что, используя легирование и изменяя скорость охлаждения в области температур  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения при литье и отжиге, можно варьировать размер пластин  $\alpha$ -фазы. Обнаружено, что легирование влияет на режимы деформации, необходимые для измельчения зерна в результате протекания динамической рекристаллизации. Установлено, что структура, формирующаяся при динамической рекристаллизации, способствует повышению жаростойкости сплавов циркония. Выявлено, что огрубление зеренной структуры сплавов циркония сопровождается образованием и коагуляцией частиц второй фазы на границах зерен. Найдено, что введение железа приводит к стабилизации  $\beta$ -фазы, что выражается в расширении температурного интервала ее существования. Изменение размера зеренной структуры и жаростойкости после различных обработок обусловлено изменением состояния легирующих элементов на границах зерен. Независимо от исходной структуры и легирования найден режим деформирования, который измельчает зерна  $\alpha$ -фазы в сплавах циркония.*

**Ключевые слова:** сплавы циркония, обработка, структура, жаростойкость.

### Введение

Сплавы циркония используются для изготовления деталей горячей зоны тепловых ядерных реакторов. Изготовление труб диаметром 9,15 мм с толщиной стенок 0,8 мм для оболочек твэлов требует высокой технологической пластичности сплава, а для эксплуатации таких изделий необходима высокая коррозионная стойкость и значительный уровень прочности [1—4].

Требуемые свойства сплавов достигаются легированием и созданием мелкозернистой структуры. Измельчение зерна вызывает увеличение как механических свойств, так и радиационной стойкости. Измельчение зеренной структуры металлических материалов является условием получения их однородных свойств, роста статической и усталостной прочности, технологической пластичности и трещиностойкости. Все это необходимо учитывать при выборе оптимальных режимов изготовления изделий, для повышения и обеспечения стабильности рабочих характеристик сплавов [5].

Легирование влияет на выбор способа создания мелкозернистой структуры. Необходимо учитывать распределение легирующих элементов

© Н. П. Бродниковский, Ю. Е. Зубец, Г. Ф. Саржан, И. В. Орышич,  
Н. А. Крапивка, С. А. Фирстов, 2014

после различных обработок (литья, отжига, деформации). Состояние легирующих элементов (твердый раствор, сегрегации на дефектах кристаллической структуры, выделение дисперсных частиц второй фазы) определяет величину зерен при фазовых превращениях, влияет на количество центров зарождения новой фазы, может повышать стабильность мелкозернистой структуры, уменьшая склонность к коагуляции.

Размер зерен и состояние примесей влияют на жаростойкость сплавов. Известно, что холодная пластическая деформация металлов и сплавов способствует понижению жаростойкости в результате ускорения диффузии кислорода из окружающей атмосферы по образовавшимся дефектам кристаллической решетки. При высокотемпературной деформации характер накопления дефектов изменяется вследствие протекания процессов динамического возврата и рекристаллизации [5, 6]. Кроме того, деформация влияет на распределение по фазам примесей и легирующих элементов. Частицы второй фазы могут растворяться при взаимодействии с дислокациями. При насыщении сегрегаций на дислокациях могут выделяться новые частицы второй фазы, которые связывают атомы легирующих элементов и затрудняют их диффузию по дислокациям на поверхность металла. В результате проникновения кислорода будут изменяться состав пленки и ее защитные свойства, что определяет жаростойкость сплава.

В настоящей работе изучено влияние легирования, отжига и деформации на формирование зеренной структуры и уровень жаростойкости сплавов циркония состава  $Zr-(1-2,5)Nb-(0-1)Cr-(0-0,5)Fe$ .

### Материалы и методы исследования

В качестве сырья использовали йодидный цирконий, электролитический хром ЭРХ, высокочистый ниобий марки НБ-1, армо-железо. Сплавы циркония выплавляли в аргонно-дуговой установке с нерасходуемым вольфрамовым электродом в медных луночных тиглях диаметром 50 мм с водяным охлаждением. Поскольку летучесть паров хрома при температуре плавления составляет около  $10^{-1}$  МПа, выплавку сплавов циркония, содержащих хром, проводили при избыточном давлении аргона — 20—40 кПа. Для очистки аргона осуществляли предварительный переплав гетера (Ti—Zr) для поглощения из атмосферы печи примесей кислорода, азота, паров воды и углеродных соединений. Сплавы выплавляли с последовательным разбавлением. Полученный слиток переплавлялся еще 4—5 раз для усреднения состава. Для удаления усадочной раковины поверхность слитка оплавливали дугой малой мощности. Время подогрева верха слитка подбирали таким, чтобы создать и питать жидким металлом фронт кристаллизации, но сохранить максимальную скорость его продвижения. Скорость кристаллизации слитка — ~60 град/мин, скорость охлаждения в области  $\beta \rightarrow \alpha$ -фазового перехода составляла ~130 град/мин. Составы исследованных сплавов приведены в табл. 1.

Изучали структуру и жаростойкость сплавов в литом состоянии, после отжига и деформации осадкой в вакууме с различными скоростями при постоянных температурах в интервале 650—950 °С. Величина логарифмической деформации составляла  $\varepsilon = 2,5-2,7$ . Металлографические исследования структуры сплавов в различных состояниях проводили

### Составы (% (мас.)) исследованных сплавов

Сплав	Zr	Nb	Cr	Fe
Zr	100			
Zr—1Nb	99	1	0	0
Zr—1Cr	99		1	
Zr—1Nb—1Cr	98	1	1	0
Zr—1Nb—0,5Cr—0,5Fe	98	1	0,5	0,5
Zr—2,5Nb—0,5Cr—0,5Fe	96,5	2,5	0,5	0,5

на световом (МИМ-9) и растровом электронных (Superprob-733) микроскопах. Электронно-микроскопические исследования "на просвет" выполняли с помощью электронного микроскопа JEM-100CX.

Шлифы готовили на бумаге различной зернистости с постепенным переходом от более грубого к более тонкому зерну абразива. Конечную обработку шлифов проводили на фетровых кругах. На один фетр наносили суспензию оксида хрома, а другой был смочен только водой.

Для выявления микроструктуры циркониевых сплавов химическим травлением использовали реактивы из смеси с различным содержанием кислот (плавиковая, азотная и другие) и перекиси водорода.

Гомогенизирующий отжиг сплавов осуществляли в вакууме  $10^{-3}$  Па при 1300 °С, 4 ч. После отжига сплав охлаждали с печью. Скорость охлаждения в области  $\beta \rightarrow \alpha$ -фазового перехода составляла ~10 град/мин.

Жаростойкость определяли по привесу в процессе выдержки 10 ч на воздухе при 600 °С.

### Результаты и их обсуждение

Структура литых сплавов в зависимости от состава представлена на рис. 1. В чистом цирконии в литом состоянии наблюдаются крупные пластины  $\alpha$ -Zr (рис. 1, а). Введение 1% (мас.) хрома (рис. 1, б) приводит к выделению мелких частиц второй фазы, а ниобий (сплав Zr—1Nb) вызывает измельчение пластин. Структура состоит из однородных хаотично расположенных мелких пластин длиной 10—15 мкм и толщиной примерно 1,5 мкм (рис. 1, в).

Дополнительное введение 1% (мас.) хрома в сплав циркония Zr—1Nb практически не изменяет зеренную структуру (рис. 1, г). В структуре сплава Zr—1Nb—0,5Cr—0,5Fe в литом состоянии видны грубые, неоднородные по размеру пластины  $\alpha$ -Zr (рис. 1, д). Длина пластин колеблется в пределах 15—120 мкм, а толщина — в интервале 1,5—6 мкм. Увеличение в сплаве содержания ниобия приводит к устранению огрубления структуры  $\alpha$ -фазы, обусловленного введением железа (рис. 1, е). При этом, как и в сплаве Zr—1Cr (рис. 1, б), видны выделения мелких частиц интерметаллидов хрома.

Можно сделать вывод, что легирование способствует образованию мелких пластин  $\alpha$ -Zr при твердофазном  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении. Для исследованных сплавов циркония в литом состоянии характерно появление зерен большого размера  $\beta$ -фазы. Границы бывших  $\beta$ -зерен хорошо видны на рис. 1, г, д, е. В чистом цирконии пластины  $\alpha$ -зерен прорастают практически на всю величину  $\beta$ -зерен (рис. 1, а). Легирование резко уменьшает размер  $\alpha$ -пластин при сохранении размера  $\beta$ -зерен (рис. 1, в, г, е). Это

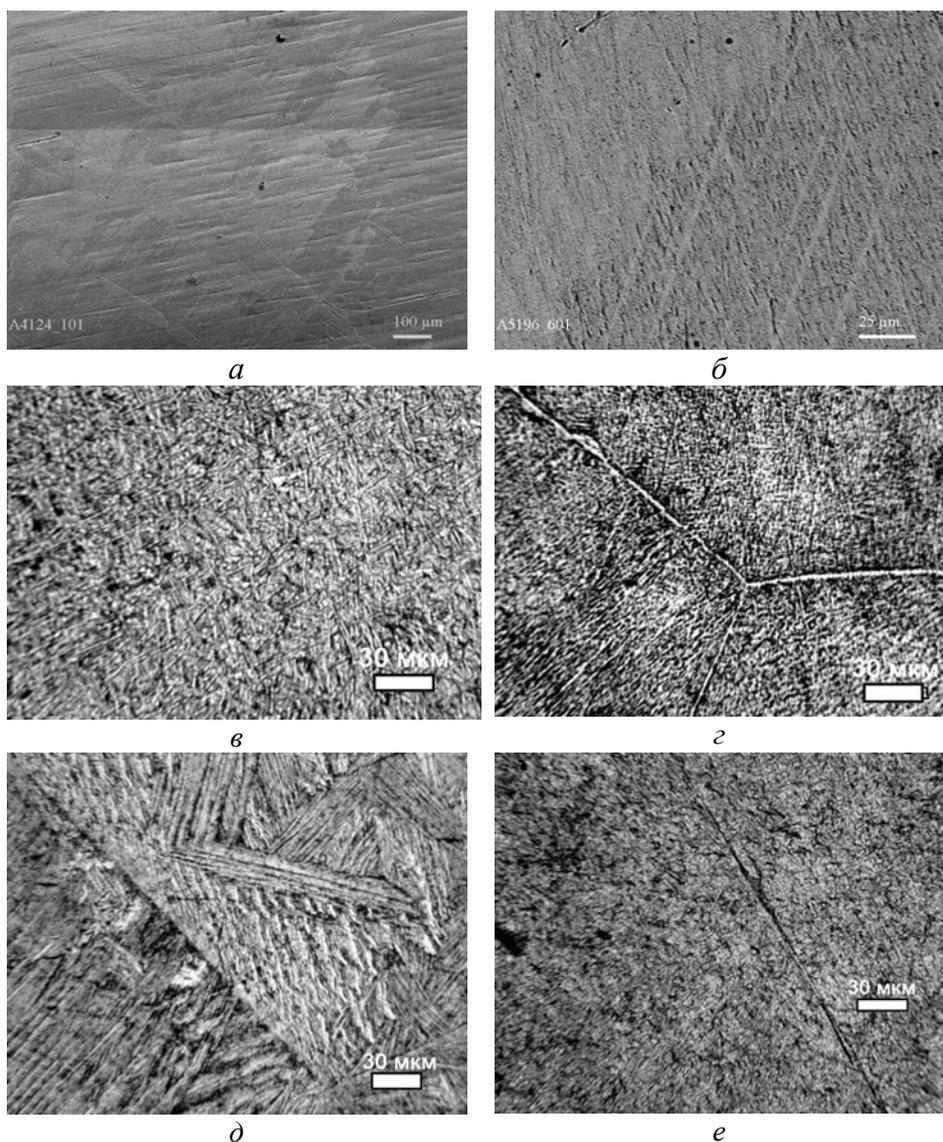


Рис. 1. Микроструктура сплавов циркония в литом состоянии следующих составов (% (мас.)): *a* — Zr; *б* — Zr—1Cr; *в* — Zr—1Nb; *г* — Zr—1Nb—1Cr; *д* — Zr—1Nb—0,5Cr—0,5Fe; *е* — Zr—2,5Nb—0,5Cr—0,5Fe.

свидетельствует о влиянии выделившихся в  $\beta$ -фазе частиц интерметаллидов хрома и железа на увеличение центров зарождения  $\alpha$ -пластин или на ограничение их роста.

Выделение частиц второй фазы по границам пластин  $\alpha$ -фазы происходило в сплаве Zr—1Nb—1Cr после гомогенизирующего отжига и охлаждения с печью (10 град/мин) (рис. 2, *б*). В литом состоянии сплава, при котором охлаждение в области температур  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения происходило относительно быстро (~130 град/мин), наблюдалась мелкозернистая структура без выделений частиц (рис. 2, *а*). В обоих случаях пластины не прорастают на все  $\beta$ -зерно. Значит, центров зарождения пластин в обоих случаях было много. Состояние легирующих элементов на границах пластин изменялось в результате коагуляции сегрегаций при замедлении охлаждения.

Причем движение границ пластин, приводящее к росту пластин, и коагуляция сегрегаций на границах совпали. Согласно данным работы [7], существует оптимальный размер частиц второй фазы, обеспечивающий максимальное торможение движения границ зерен при рекристаллизации.

Изменение размера и формы  $\alpha$ -зерен может происходить и при деформации в температурной области существования  $\alpha$ -фазы в результате динамической рекристаллизации, закономерности протекания которой описаны в работах [5, 6]. Легирование в этом случае тоже будет влиять на формирование зеренной структуры. Анализ представлений о явлении динамической рекристаллизации [5, 6, 8—12] показал, что основным механизмом возникновения новых зерен при динамической рекристаллизации является формирование полигональной структуры с ростом степени разориентации на границах полигонов и "выпучивания" участков большеугловых границ. Легирование в результате растворения частиц выделений на движущихся дислокациях может влиять как на эволюцию дислокационной структуры, так и на подвижность границ зерен.

Растворение выделений второй фазы в ходе деформации при 800 °С наблюдалось в сплаве Zr—1Cr. После гомогенизирующего отжига при 1300 °С сплава в литом состоянии видны выделившиеся частицы второй фазы (рис. 3, а), которые практически полностью растворяются после деформации осадкой ( $\ln(H_n/H_k) = 2,5—2,7$ ). Полное растворение частиц второй фазы происходило в местах, в которых прошла деформация с образованием полигональной структуры (рис. 3, б). Рентгенофазовый анализ позволил идентифицировать выделения как фазу Лавеса  $ZrCr_2$ .

Типы структур, формирующихся в сплаве Zr—1Nb в литом состоянии (см. рис. 1, б) в зависимости от температуры деформации со скоростью 0,001 с<sup>-1</sup>,

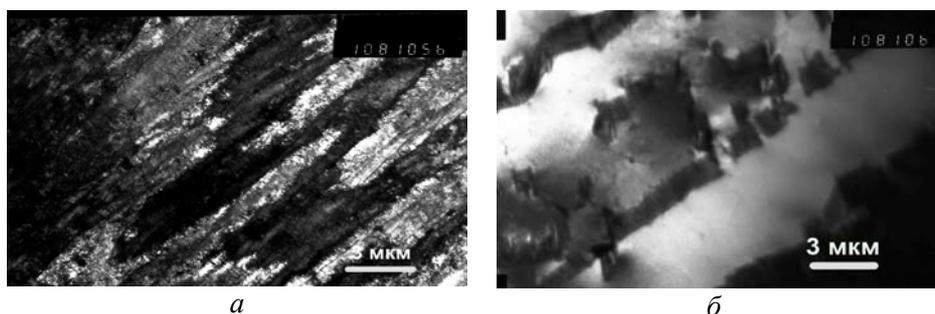


Рис. 2. Микроструктура сплава Zr—1Nb—1Cr до (а) и после отжига при 1300 °С, 4 ч (б).

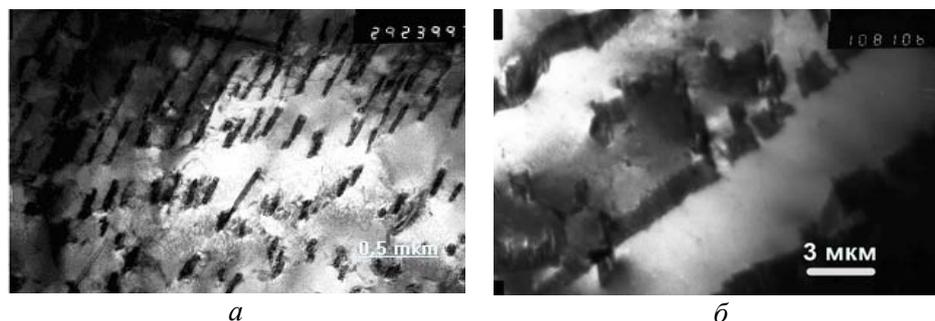
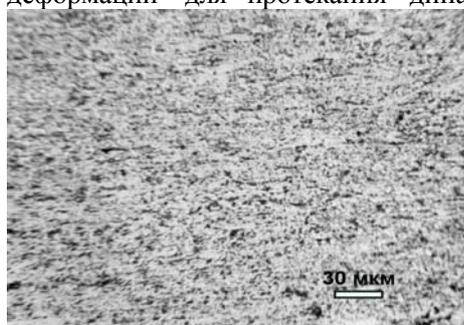


Рис. 3. Микроструктура сплава Zr—1Cr после отжига в литом состоянии при 1300 °С, 4 ч (а) и деформации осадкой при 800 °С — в отожженном (б).

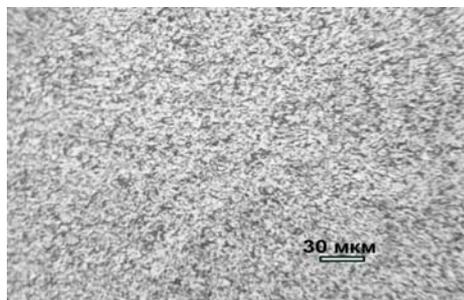
представлены на рис. 4. Деформация при 700 °С приводит к образованию равноосной зеренной структуры с размером зерна 1,5—2 мкм (рис. 4, *а*). Это свидетельствует о протекании динамической рекристаллизации при деформации в  $\alpha$ -области. Повышение температуры деформирования до 800 °С вызывает рост равноосных зерен до 3—4 мкм (рис. 4, *б*). Деформирование при 900 °С сопровождается частичным  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращением (рис. 4, *в*). В результате динамической рекристаллизации, протекающей в обеих фазах, формируется структура из смеси равноосных зерен  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. На появление  $\beta$ -фазы указывает наличие зерен с полосчатой внутренней структурой, которая образуется в результате обратного  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении от температуры деформирования. Зерна  $\beta$ -фазы растут быстрее и более неоднородно, чем зерна оставшейся  $\alpha$ -фазы. Так, размер  $\beta$ -зерен колеблется в пределах 16—27 мкм, тогда как размер зерен оставшейся  $\alpha$ -фазы составляет 6,3—7,2 мкм.

Легирование хромом сплава Zr—1Nb делает игольчатую структуру более стабильной. Становится необходимым повышение температуры деформации для протекания динамической перекристаллизации. Так,

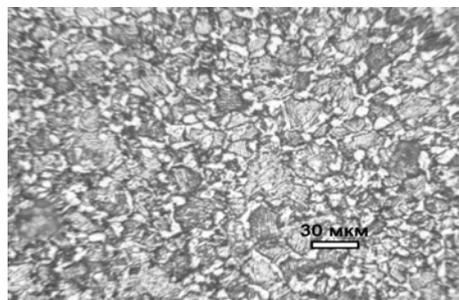
формирование равноосной зеренной структуры происходит только частично при росте температуры деформации до 800 °С (рис. 5, *а*). Увеличение температуры до 850 °С



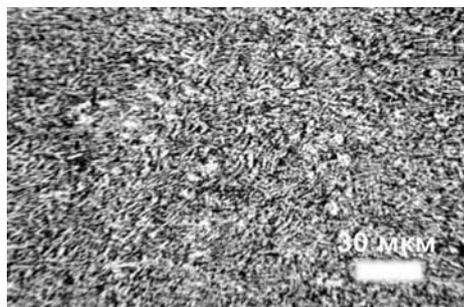
*а*



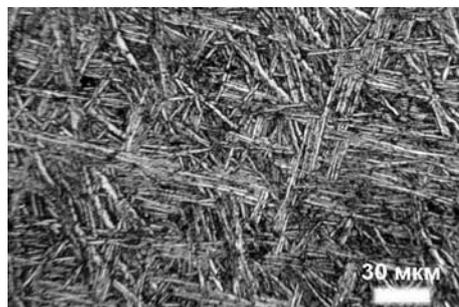
*б*



*в*



*а*



*б*

Рис. 5. Микроструктура литого сплава Zr—1Nb—1Cr в зависимости от температуры и скорости деформации: *а* — 800 °С,  $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ с}^{-1}$ ; *б* — 850 °С,  $\dot{\epsilon} = 0,02 \text{ с}^{-1}$ .

при скорости деформации даже  $0,02 \text{ с}^{-1}$  тоже не обеспечивает достаточного накопления деформационных дефектов для динамической рекристаллизации. Идет рост размера пластин (рис. 5, б), которые существовали (см. рис. 1, в) вследствие диффузионного процесса растворения-осаждения, как при простом отжиге. Это свидетельствует об устойчивости выделений к коагуляции и эффективном торможении ими границ зерен.

Ранее рассмотрено влияние деформации в  $\alpha$ -области на формирование структуры, когда в литом состоянии  $\alpha$ -фаза мелкозернистая. Далее приведены результаты исследования влияния деформации в  $\alpha$ -области на формирование структуры, когда после литья образуются грубые пластины  $\alpha$ -фазы. Как уже установлено, различие структуры после литья определяется влиянием легирования на образование пластин при  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении. Увеличение пластин  $\alpha$ -фазы свидетельствует об изменении состояния примесей на границах пластин. Отличие условий деформации с ростом размера зерен, кроме изменения химического состава на границах пластин, обусловлено тем, что плотность дислокаций, остающихся в зернах при увеличении их размера, снижается [13]. В работе [6] снижение плотности дислокаций с ростом зерна объясняют уменьшением необходимой подстройки кристаллической структуры зерен друг к другу в ходе деформации. Изменение состояния легирующих элементов и уменьшение скорости накопления дислокаций влияет на протекание динамической рекристаллизации.

На рис. 6 представлены особенности трансформации грубой, неоднородной пластинчатой структуры сплава  $\text{Zr—1Nb—0,5Cr—0,5Fe}$  в литом состоянии при деформации со скоростью  $0,001 \text{ с}^{-1}$  в зависимости от температуры. Исходные длинные пластины (рис. 6, а) после деформации при  $700^\circ\text{C}$  искривляются и начинают разбиваться на цепочки равноосных зерен

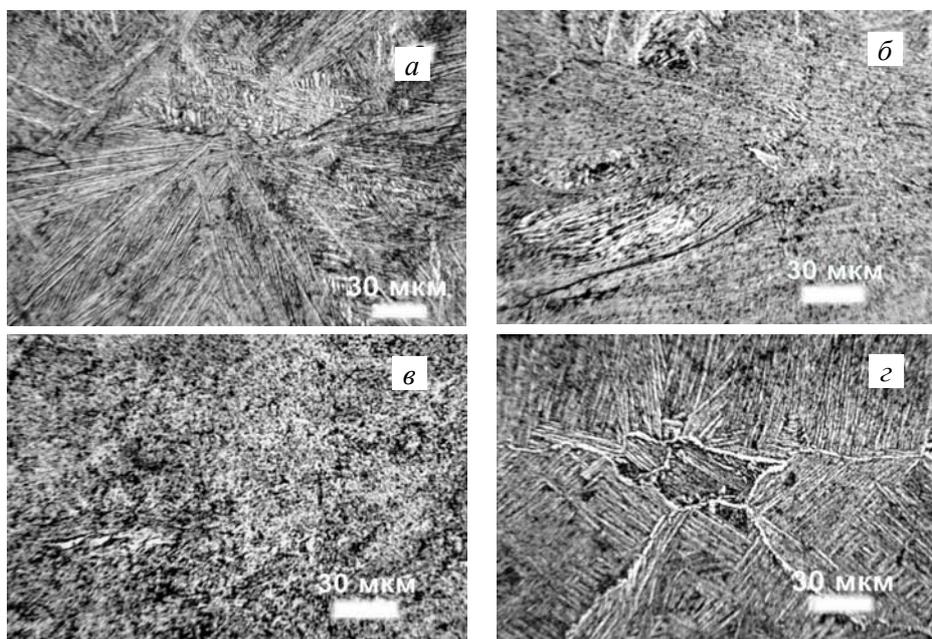


Рис. 6. Микроструктура литого сплава  $\text{Zr—1Nb—0,5Cr—0,5Fe}$  в зависимости от температуры деформирования со скоростью  $0,001 \text{ с}^{-1}$ : а — литой исходный; б — деформированный при  $700^\circ\text{C}$ ; в — при  $750^\circ\text{C}$ ; з — при  $850^\circ\text{C}$ .

(рис. 6, б). Полная перекристаллизация наблюдается после деформации при 750 °С (рис. 6, в). Полный  $\alpha \rightarrow \beta$ -переход происходит уже в процессе деформации при 850 °С (рис. 6, з). Все зерна сильно выросли и имеют полосчатую структуру, что свидетельствует о происшедших  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращениях. В сплаве Zr—1Nb—1Cr после деформации при тех же условиях превращения не произошло (рис. 5, б), а в сплаве Zr—1Nb оно было неполным после деформации при 900 °С (рис. 4, в). Снижение температуры фазового превращения при добавлении железа в сплав циркония указывает на значительное влияние железа на стабилизацию  $\beta$ -фазы, которая может иметь место, если железо находится в твердом растворе.

На рис. 7 приведены микроструктуры сплава Zr—1Nb—0,5Cr—0,5Fe, который в литом состоянии имеет грубую структуру (см. рис. 1, д; 6, а), после деформации в  $\alpha$ -области в зависимости от скорости деформации.

В исходной литой структуре (рис. 6, а) низкая скорость деформации при 800 °С приводит к ломке грубых пластин. У части пластин увеличивается толщина (рис. 7, а). Заданная скорость деформирования не обеспечивает достаточного накопления дефектов для динамической рекристаллизации. Идет рост размера существовавших пластин вследствие диффузионного процесса растворения-осаждения, как при простом отжиге. При увеличении скорости деформирования обломки пластин перестают расти, наблюдаются участки рекристаллизации с измельчением зерна (рис. 7, б). Если при этой скорости деформации температура деформации уменьшается до 750 °С, протекание динамической рекристаллизации облегчается (ср. рис. 6, в и 7, б). Если при 800 °С увеличить скорости деформации до  $\dot{\epsilon} = 0,02 \text{ с}^{-1}$ , образуется однородная мелкозернистая структура с равноосными зёрнами, свидетельствующая о полной динамической перекристаллизации исходной структуры (рис. 7, в).

Таким образом, для динамической рекристаллизации в сплавах на основе циркония необходимо определенное соотношение скорости появления дефектов, обусловленной скоростью деформации, и скорости их отжига, регулируемой

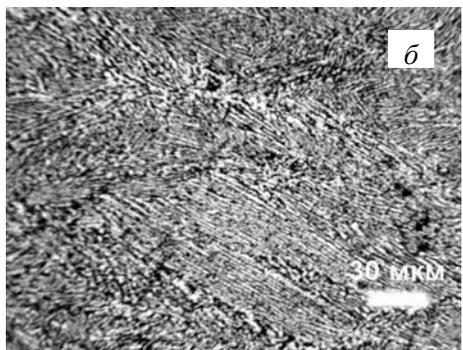
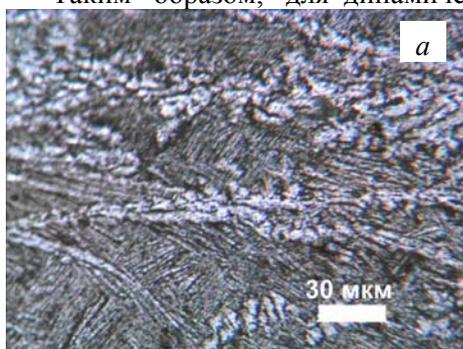
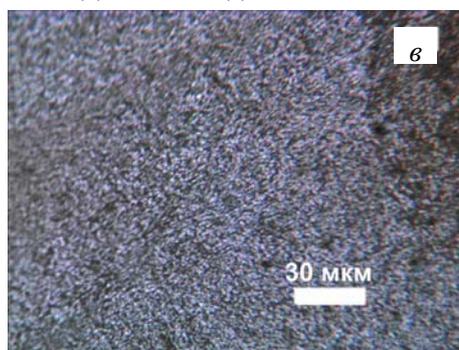


Рис. 7. Микроструктура сплава Zr—1Nb—0,5Cr—0,5Fe после деформации при 800 °С со скоростями  $\dot{\epsilon} = 0,0001$  (а), 0,001 (б) и  $0,02 \text{ с}^{-1}$  (в).



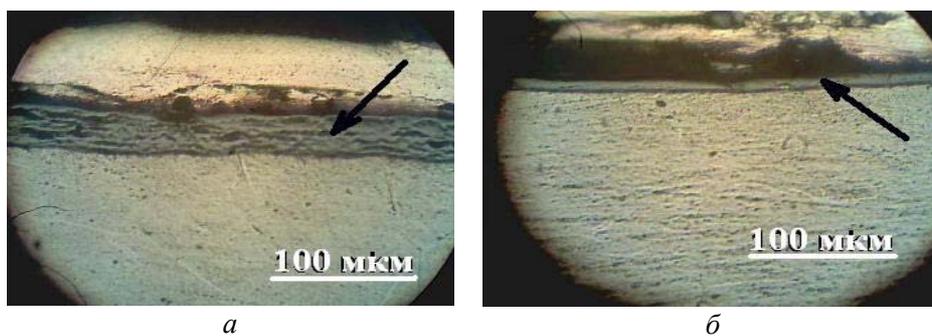


Рис. 8. Поперечный шлиф образцов сплава Zr—1Nb—1Cr после окисления на воздухе при 600 °С, 10 ч: *а* — литой; *б* — деформированный со скоростью 0,001 с<sup>-1</sup> при 800 °С.

температурой деформации. Альтернативным процессом для динамической рекристаллизации является наблюдавшееся огрубление существующей пластинчатой структуры. Это свидетельствует о том, что при недостаточной дефектности структуры, возникающей в процессе деформации, динамическая рекристаллизация не происходит, а идут диффузионные процессы растворения-осаждения между мелкими и крупными пластинами, характерные для отжига без деформации.

Для участия атомов легирующих элементов в создании защитной оксидной пленки, которая будет повышать жаростойкость сплава, необходимо обеспечить возможность диффузии атомов примеси к поверхности. Диффузия по границам зерен и по дефектам внутри зерен значительно ускоряют диффузию легирующих элементов. Динамическая рекристаллизация позволяет управлять размером зеренной структуры и дефектностью зерен. В связи с этим возникает вопрос, как динамическая рекристаллизация влияет на жаростойкость сплавов.

Влияние динамической рекристаллизации на жаростойкость сплавов циркония изучали на сплаве Zr—1Nb—1Cr. В ходе деформации со скоростью 0,001 с<sup>-1</sup> при 800 °С происходит переход от литой структуры сплава (см. рис. 1, *з*) к рекристаллизованной (рис. 5, *а*). В результате снижается прирост массы при окислении на воздухе (600 °С, 10 ч) с 3,04 до 1,65 мг/см<sup>2</sup>. Оксидная пленка при этом становится более плотной и ее толщина уменьшается в ~3 раза (рис. 8). Пленка в обоих случаях плотно прилегала к поверхности и не осыпалась с образцов. Основой оксидной пленки является диоксид ZrO<sub>2</sub>. Уменьшение толщины пленки свидетельствует о затруднении ее образования. Это означает, что диффузия кислорода и циркония навстречу друг другу через пленку после динамической рекристаллизации затрудняется. Объяснить это можно изменением химического состава пленки вследствие облегчения диффузии хрома к поверхности сплава после динамической рекристаллизации. Атомы хрома участвуют в образовании пленки из смеси оксидов, обладающей более высокими защитными свойствами.

Можно сделать вывод, что образование мелкозернистой структуры в результате динамической рекристаллизации в исследованном сплаве циркония приводит к повышению жаростойкости.

### Выводы

При изучении сплавов Zr—(1—2,5)Nb—(0—1)Cr—(0—1)Fe, полученных аргоно-дуговой плавкой, установлено, что легирование циркония

ниобием измельчает видимую на шлифе игольчатую структуру циркония с  $\sim 300 \times 40$  до  $\sim 10 \times 2$  мкм<sup>2</sup>. Дополнительное добавление хрома до 1% (мас.) практически не влияет на размер игл, а замена 0,5% (мас.) хрома железом огрубляет иглы до  $\sim 100 \times 8$  мкм<sup>2</sup>.

Независимо от исходной литой структуры и состава изученных сплавов определены режимы деформирования, которые измельчают  $\alpha$ -зерно в них в результате динамической рекристаллизации до размера  $\sim 4 \times 5$  мкм<sup>2</sup>.

Для протекания динамической рекристаллизации необходимо, чтобы температура была достаточно высокой, но возникающие при деформации дефекты не успевали отжигаться. Так, установлено, что при постоянной скорости деформации с ростом температуры перекристаллизация пластин  $\alpha$ -фазы с формированием равноосных зерен сначала появляется, а затем исчезает. Наблюдается рост исходных пластин в результате процесса растворения-осаждения, как при простом отжиге.

Выявлено, что структура сплава Zr—1Nb—1Cr, формирующаяся при динамической рекристаллизации во время деформации со скоростью  $0,001 \text{ с}^{-1}$  при  $800 \text{ }^\circ\text{C}$ , способствует повышению жаростойкости сплава при  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Показано, что введение 0,5% (мас.) железа вызывает снижение стабильности  $\alpha$ -фазы при деформации, что выражается в уменьшении температуры  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения на  $\sim 50 \text{ }^\circ\text{C}$ .

1. *Займовский А. С.* Циркониевые сплавы в ядерной энергетике / А. С. Займовский, А. В. Никулина, Н. Г. Решетников. — М.: Энергоатомиздат, 1994. — 254 с.
2. *Никулина А. В.* Конструкционные материалы для элементов активных зон атомных реакторов // Механ. и термич. обработка металлов. — 2004. — № 11. — С. 8—12.
3. *Никулина А. В.* Циркониевые сплавы для элементов активных зон реакторов с водой под давлением // Там же. — 2003. — № 8. — С. 7—12.
4. *Бродниковский Н. П.* Легирование хромом и железом сплавов системы Zr—Nb / [Н. П. Бродниковский, Ю. Е. Зубец, Н. А. Крапивка и др.] // XIX Междунар. конф. по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, Крым, 2010.
5. *Бернштейн М. Л.* Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей. — М.: Металлургия, 1989. — 544 с.
6. *Пуарье Ж.-П.* Ползучесть кристаллов. Механизмы деформации металлов, керамики и минералов при высоких температурах. — М.: Мир, 1988. — 287 с.
7. *Мильман Ю. В.* Развитие представлений о рекристаллизации дисперсно-упрочненных металлов на основе теории диффузионного движения включений М. А. Кривоглаза // Металлофизика и новейшие технологии. — 2005. — № 1. — С. 59—74.
8. *Беляев С. П.* Динамическая рекристаллизация алюминия / [С. П. Беляев, В. А. Лихачев, М. М. Мышляев и др.] // Физика металлов и материаловедение. — 1981. — 52, № 3. — С. 617—626.
9. *Bellier S. P.* The structure of deformed aluminium and its recrystallization – investigations with transmission Kossel diffraction / S. P. Bellier, R. D. Doherty // Acta Metallurgica. — 1977. — 25, No. 5. — P. 521—538.
10. *Gottstein G.* Dynamic recrystallization and dynamic recovery in  $\langle 111 \rangle$  single crystals of nickel and copper / G. Gottstein, U. F. Kocks // Ibid. — 1983. — 31, No. 2. — P. 175—188.
11. *Montheillet F.* Dynamic recrystallization of low stacking fault energy metals / F. Montheillet, J. Thomas // Proc. of the NATO Advanced Research Working on

Metallic Materials with High Structural Efficiency. — Kyiv, Ukraine, 7—13 September 2003. — 146. — P. 357—368.

12. Urai J. Water assisted dynamic recrystallization and weakening in polycrystalline bishofite // Tectonophysics. — 1983. — 96. — P. 125—157.
13. Трефилов В. И. Физические основы прочности тугоплавких металлов / В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов. — К. : Наук. думка, 1975. — 316 с.

### Структура та жаростійкість сплавів цирконію

М. П. Бродніковський, Ю. Ю. Зубець, Г. Ф. Саржан, І. В. Оришич,  
М. О. Крапівка, С. О. Фірстов

*На сплавах  $Zr-(1-2,5)Nb-(0-1)Cr-(0-0,5)Fe$  вивчено вплив легування на формування зеренної структури при аргонно-дуговій плавці, відпалі та деформації цирконію. Встановлено, що обробки визначають стан легуючих елементів в сплавах. Показано, що, використовуючі легування і змінюючи швидкість охолодження в області температур  $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення при литті та відпалі, можна варіювати розмір пластин  $\alpha$ -фази. Виявлено, що легування впливає на режими деформації, необхідні для подрібнення зерна в результаті протікання динамічної рекристалізації. Встановлено, що структура, яка формується при динамічній рекристалізації, сприяє підвищенню жаростійкості сплавів цирконію. Виявлено, що огрубіння зерен структури сплавів цирконію супроводжується утворенням і коагуляцією частинок другої фази на границях зерен. Знайдено, що введення заліза приводить до стабілізації  $\beta$ -фази. Це виражається в розширенні температурного інтервалу її існування. Зміна розміру зеренної структури та жаростійкості після різних обробок обумовлена зміною стану легуючих елементів на границях зерен. Незалежно від вихідної структури і легування знайдено режим деформування, який подрібнює зерна  $\alpha$ -фази в сплавах цирконію.*

**Ключові слова:** сплави цирконію, обробка, структура, жаростійкість.

### Structure and heat resistance of zirconium alloys

N. Brodnikovsky, J. Zubets, G. Sarzhan, I Oryshich,  
N. Krapivka, S. Firstov

*The effect of doping on the formation of the grain structure at argon melting, annealing and deformation of zirconium was studied on  $Zr-(0-2,5)Nb-(0-1)Cr-(0-0,5)Fe$  alloys. It was established that the processing determine condition of alloying elements in alloys. It is shown that the alloying and the cooling rate in the temperature range  $\beta \rightarrow \alpha$ -transformation can control the size of  $\alpha$ -phase plates during casting and annealing. It was found that alloying effect on the deformation modes required for grain refinement as a result of dynamic recrystallization. It was found that the structure that is formed by dynamic recrystallization results in an increase of heat resistance of zirconium alloys. It was revealed that the coarsening of the grain structure of zirconium alloys is accompanied by formation and coagulation of particles of the second phase at the grain boundaries. It was found that the introduction of iron leads to stabilization of  $\beta$ -phase, it become apparent as the expansion of the temperature range of  $\beta$ -phase existence. Changing the size of the grain structure and the heat resistance after various treatments associated with the state of the alloying elements at grain boundaries. Deformation mode which crushes  $\alpha$ -grain in zirconium alloys found regardless of the initial structure and alloying.*

**Keywords:** zirconium alloys, processing, structure, heat resistance.