



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-2-111-118>  
УДК 621.771.011, 621.039.53

Поступила 24.01.2023  
Received 24.01.2023

## ИЗУЧЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э125 ПОСЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ

*М. К. МАГЖАНОВ, Карагандинский технический университет имени Абылкаса Сагинова, пр. Нурсултана Назарбаева, 56, г. Караганда, Казахстан. E-mail: mr.medet@outlook.com*  
*А. Б. НАЙЗАБЕКОВ, Рудненский индустриальный институт, ул. 50 лет Октября, 38, г. Рудный, Казахстан. E-mail: naizabekov57@mail.ru*  
*А. А. КАВАЛЕК, Ченстоховский политехнический университет, ул. Я. Г. Домбровского, 69, г. Ченстохова, Польша. E-mail: kawalek.anna@wip.pcz.pl*  
*Е. А. ПАНИН, Карагандинский индустриальный университет, пр. Республики, 30, г. Темиртау, Казахстан. E-mail: cooper802@mail.ru*  
*А. С. АРБУЗ, Назарбаев Университет, пр. Кабанбай Батыра, 53, г. Астана, Казахстан. E-mail: alexandr.arbuz@nu.edu.kz*

Проведено исследование реологических свойств сплава Э125 (Zr-2,5% Nb) в диапазоне скоростей деформации  $0,5-15 \text{ с}^{-1}$  и температур  $20-770 \text{ }^\circ\text{C}$ . В указанных температурно-скоростных диапазонах была создана база данных для компьютерного МКЭ-моделирования. В программном пакете DEFORM-3D с использованием полученной базы данных проведено численное моделирование сложного процесса радиально-сдвиговой прокатки. Определены условия, способствующие измельчению структуры сплава в ультрамелкозернистое состояние. По результатам моделирования выполнен натурный эксперимент прокатки прутка из сплава Э125 на стане радиально-сдвиговой прокатки РСР-14/40 за семь проходов с диаметра 37 до 20 мм с общим обжатием по диаметру  $\epsilon = 85\%$ . При этом, согласно моделированию, общая накопленная деформация в наиболее проработанной периферийной зоне составила 27,5 мм/мм. Ввиду сложного вихревого течения металла распределение накопленной деформации по сечению было неравномерным с градиентом к осевой зоне. Это должно влиять и на изменение структуры. Изменения и градиент структуры были изучены методом EBSD-картирования сечения образца с разрешением 2 мкм. Также был исследован градиент микротвердости сечения методом HV. Осевая и центральная зоны образца были изучены на ТЕМ. Структура имеет выраженный градиент от сформированной равноосной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры на нескольких внешних миллиметрах периферийного сечения до вытянутой прокатной текстуры в центре прутка. Показана возможность обработки с формированием градиентной структуры с повышенными свойствами для сплава Э125, а также представлена база данных для МКЭ-расчетов.

**Ключевые слова.** Радиально-сдвиговая прокатка, циркониевый сплав, ультрамелкозернистая структура, интенсивная пластическая деформация, математическое моделирование.

**Для цитирования.** Магжанов, М. К. Изучение изменения структуры циркониевого сплава Э125 после деформирования методом радиально-сдвиговой прокатки / М. К. Магжанов, А. Б. Найзабеков, А. А. Кавалек, Е. А. Панин, А. С. Арбуз // *Литье и металлургия*. 2023. № 2. С. 111–118. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-2-111-118>.

## STUDY OF CHANGES IN THE STRUCTURE OF ZIRCONIUM ALLOY E125 AFTER DEFORMATION BY RADIAL SHEAR ROLLING

*М. К. MAGZHANOV, Karaganda Technical University named after Abylka Saginov, 56, Nursultan Nazarbayev ave., Karaganda, Kazakhstan. E-mail: mr.medet@outlook.com*  
*А. Б. NAIZABEKOV, Rudny Industrial Institute, Rudny, Kazakhstan, 38, 50 let Oktyabrya str. E-mail: naizabekov57@mail.ru*  
*А. А. KAVALEK, Czestochowa University of Technology, 69, Ya. G. Dombrowski str. Czestochowa, Poland. E-mail: kawalek.anna@wip.pcz.pl*  
*Е. А. PANIN, Karaganda Industrial University, 30, Republic Ave., Temirtau, Kazakhstan. E-mail: cooper802@mail.ru*  
*А. С. ARBUZ, Nazarbayev University, 53, Kabanbai Batyr Ave., Astana, Kazakhstan. E-mail: alexandr.arbuz@nu.edu.kz*

The rheological properties of the alloy E125 (Zr-2.5%Nb) were studied in the range of deformation rates  $0.5\text{--}15\text{ s}^{-1}$  and the temperature range  $20\text{--}770\text{ }^{\circ}\text{C}$ . A database for computer FEM modeling was created in the specified temperature and speed ranges. In the DEFORM-3D software package, numerical simulation of a complex radial shear rolling process was carried out using the obtained database. The conditions conducive to the grinding of the alloy structure into an ultrafine-grained state were determined. Based on the simulation results, a full-scale experiment of rolling a bar made of alloy E125 on a radial shear rolling mill RSP-14/40 in 7 passes from a diameter of 37 mm to 20 mm with a total compression in diameter of  $\varepsilon = 85\%$  was carried out. At the same time, according to the modeling, the total accumulated deformation in the most developed peripheral zone was 27,5 mm/mm. Due to the complex vortex flow of the metal, the distribution of accumulated deformation over the cross section was uneven with a gradient to the axial zone. This should also affect the change in the structure. The changes and the gradient of the structure were studied by the method of EBSD mapping of the sample section with a resolution of 2 mm. The microhardness gradient of the cross section was also investigated by the HV method. The axial and central zones of the sample were studied on the. The structure has a pronounced gradient from the formed equiaxed ultrafine-grained (UMZ) structure on several outer millimeters of the peripheral section to an elongated rolling texture in the center of the rod. The work shows the possibility of processing with the formation of a gradient structure with enhanced properties for the E125 alloy, and also presents a database for FEM calculations.

**Keywords.** Radial shear rolling, zirconium alloy, ultra-fine-grained structure, intense plastic deformation, mathematical modeling.

**For citation.** Magzhanov M. K., Naizabekov A. B., Kavalek A. A., Panin E. A., Arbut A. S. Study of changes in the structure of zirconium alloy E125 after deformation by radial shear rolling. Foundry production and metallurgy, 2023, no. 2, pp. 111–118. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-2-111-118>.

## Введение

Развитие атомной энергетики в том числе связывается с продлением ресурсов действующих реакторов канального типа CANDU. При этом за рубежом разрабатываются более энергоёмкие и конкурентоспособные ядерные установки этого типа [1, 2]. Важнейшими элементами конструкции канальных реакторов являются трубы давления [3], от целостности которых зависит нормальная эксплуатация и безопасность АЭС. Проектный ресурс канальных реакторов составляет 30 лет, однако трубы давления из сплавов циркония эксплуатируют меньше проектного срока [4]. Наблюдались случаи разгерметизации для труб давления CANDU [5]. Поэтому задача совершенствования материала труб давления для канальных реакторов является исключительно важной.

Функциональные свойства сплавов циркония определяются их составом и структурой. В активной зоне реактора циркониевые компоненты претерпевают существенные структурно-фазовые изменения, приводящие к изменению механических свойств, коррозии, наводороживанию, формоизменению (радиационные ползучесть и рост) и взаимодействию с продуктами деления топлива [6]. Знание закономерностей таких изменений в зависимости от состава и исходной структуры сплавов циркония облегчает выбор материала для конкретного применения в качестве оболочки ТВЭЛ, трубы давления или деталей каркаса ТВС.

Сплав Э125 (Zr-2,5%Nb) за рубежом используется для труб давления канальных реакторов CANDU [2–4, 6]. Технология изготовления канальных труб включает в себя операции горячейковки, горячего прессования и холодной пильгерной прокатки [6]. Средний размер зерна, определенный вдоль любой линии под прямым углом к поверхности готового изделия, не должен превышать 15 мкм, и не должно быть зерен размером более чем 35 мкм, т.е. средний размер зерна должен быть средним расстоянием между границами зерен. Имеющиеся промышленные технологии изготовления изделий из циркониевых сплавов обеспечивают получение равноосных зерен размером 1–5 мкм [7].

Увеличение топливного цикла тепловыделяющих сборок (ТВС) возможно за счет формирования УМЗ структуры металла конструктивных элементов ТВС. Данная структура позволит повысить эксплуатационные характеристики, в том числе механические характеристики, коррозионную стойкость [8].

В настоящее время большое внимание уделяется изучению структуры и свойств металлических материалов, в том числе из сплавов на основе циркония после интенсивной пластической деформации (ИПД) [9]. Хорошо известны и исследованы режимы влияния на формирование структуры таких процессов ИПД, как кручение под высоким давлением и РКУ прессование. Однако данные процессы являются лабораторными и не могут быть применены для промышленного использования.

УМЗ состояние с размером зерен менее 1000 нм значительно изменяет механические и физические свойства материала. В несколько раз повышается прочность при сохранении достаточно высокого уровня пластичности, что очень выгодно для конструктивных материалов. Эти материалы, их свойства и особенности получения подробно описаны в [10].

Такие материалы вследствие малого размера зерен содержат в структуре большое количество границ зерен, которые играют определяющую роль в формировании их физических и механических свойств.

Основной целью работ по измельчению структуры металлов и сплавов является получение равноосных структур с большими углами кристаллографической разориентировки и размером зерна меньше 1 мкм, близких к показанным в [10].

Несмотря на значительный интерес к циркониевым сплавам для повышения эксплуатационных свойств за счет получения ультрамелкозернистых структур, в публикациях недостаточно данных по способам формирования ультрамелкозернистой или нанокристаллической структуры при обработке изделий из циркониевых сплавов. На сегодняшний день отсутствуют данные по промышленным процессам ИПД и режимам последующих термических обработок, обеспечивающих получение на готовых изделиях структуры с зерном менее 1000 нм. Недостаточно исследованы влияние режимов ИПД и термических обработок на структурообразование (во всем объеме исследуемого образца), механические и коррозионные свойства промышленного сплава Э125.

Одним из возможных способов получения УМЗ структуры является прокатка на станах радиально-сдвиговой прокатки [11, 12]. При радиально-сдвиговой прокатке в зоне деформации реализуется схема напряженного состояния, близкая к всестороннему сжатию с большими сдвиговыми деформациями. Особенности метода подробно описаны в [11].

Целью работы является оценка применимости метода радиально-сдвиговой прокатки для измельчения структуры циркониевого сплава Э125 до уровня, теоретически обеспечивающего повышение его эксплуатационных характеристик.

### Материалы и методы исследования

Для исследования был выбран один из наиболее распространенных сплавов на основе циркония – сплав Э125. Данный сплав используется в качестве материала труб давления CANDU, а также в качестве материала оболочек тепловыделяющих элементов и заглушек. Работ по интенсивной пластической деформации этого сплава очень мало, а его радиально-сдвиговая прокатка еще не проводилась вообще.

Для понимания течения металла применительно к температурно-скоростным условиям радиально-сдвиговой прокатки сплава Э125 с учетом теплового эффекта пластической деформации были проведены пластометрические испытания [13, 14]. Пластометрические испытания осуществляли методом одноосного сжатия цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 10 мм в диапазоне скоростей деформации 0,5–15 с<sup>-1</sup> и температуры 20–770 °С. Испытания проводили в условиях непрерывного нагружения на пластометрической установке «Gleeble 3800» с использованием модуля «Pocket Jaw».

Для проведения компьютерного моделирования была выбрана программа Deform-3D (SFTC, США), которая позволяет моделировать процессы обработки давлением любой сложности. Моделирование осуществляли методом конечных элементов (FEM). Для создания базовой модели радиально-сдвиговой прокатки было решено использовать технические параметры действующего стана РСП-14/40, установленного в Ченстоховском политехническом университете. Исходную заготовку диаметром 37 мм и длиной 150 мм прокатывали на стане по маршруту уменьшения диаметра: 37–35–33–31–29–26–23–20 мм. Обжатия определяли на основе предыдущего опыта использования этого стана с другими материалами и компьютерного моделирования [13–15]. Материал заготовки – сплав Э125. Поскольку данный материал отсутствует в базе данных Deform, был проведен импорт результатов пластометрических исследований. В итоге для программы Deform была создана новая библиотека исследуемого материала.

Верификацию результатов компьютерного моделирования осуществляли на стане РСП-14/40 (ЗАО «ИСТОК МЛ», Москва, Россия) в Ченстоховском политехническом университете. Стан был спроектирован в НИТУ МиСИС. Стан и схема разрезки образцов показаны на рис. 1.

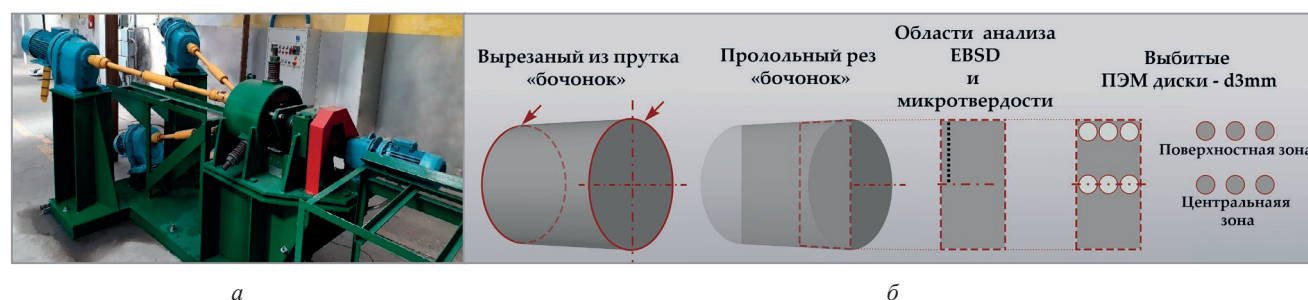


Рис. 1. Стан радиально-сдвиговой прокатки РСП-14/40 (а) и схема разрезки образца после прокатки для характеристики различными методами (б)

Для прокатки был использован пруток из сплава Э125 (Zr-2,5%Nb) исходным диаметром 40 мм, полученный горячим прессованием с вытяжкой  $\mu \approx 25$  при температуре 650 °С. Затем пруток был механически обработан до диаметра 37 мм и в таком виде нагрет и прокатан.

Для оценки механических свойств методом восстановленного отпечатка был использован микротвердомер Shimadzu HNV-G31ST с индентером Виккерса. Микротвердость измеряли с нагрузкой 5 (4,903) Н, время выдержки – 5 с. Замеры проводили с шагом 0,25 мм. Микротвердость измеряли на гладких травленых образцах после EBSD. Каждая точка на графиках микротвердости является средним из пяти измерений. Метод был выбран из-за наличия градиентной структуры, что затрудняет корректное использование испытаний на разрыв.

Схема разрезки прутков для приготовления образцов и места анализа схематично показаны на рис. 1, б. Деформированная микроструктура была исследована методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM-1400 Plus (Jeol Ltd., Japan) при ускоряющем напряжении 120 кВ и увеличении 8000–35000. Градиент структуры исследован с использованием EBSD-анализа (Electron Backscatter Diffraction – дифракция обратно рассеянных электронов) на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) CrossBeam-540 (Carl Zeiss, Germany) при 20 кВ с помощью EBSD-детектора NordlyssNano (Oxford Instruments, UK). Пробоподготовку к ПЭМ осуществляли методом электролитического утонения на установке TenuPol-5 (Struers, Дания). Для СЭМ/EBSD образцы также готовили электролитическим методом на установке LectroPol-5 (Struers, Дания).

### Полученные результаты и их обсуждение

По результатам пластометрических испытаний были построены графики кривых течения «напряжение-деформация» для сплава Э125, полученные в диапазоне скоростей деформации 0,5–15 с<sup>-1</sup> и температуры 20–770 °С на пластометре «Gleeble 3800». Для построения каждой кривой было проведено по три испытания. Всего было проведено 30 испытаний. Кривые течения показаны на рис. 2. Из рисунка видно, что с повышением температуры от 20 до 770 °С сопротивление деформации уменьшается примерно на 80%. Повышение скорости деформации от 0,5 до 15 с<sup>-1</sup> приводит к увеличению сопротивления деформации. Так, при температуре 20 °С увеличение сопротивления деформации составляет не более 5%, а при 770 °С – примерно 10%. Такое отличие влияния скорости деформации можно объяснить тепловым эффектом пластической деформации. При температурах, близких к комнатной, он выше, чем при более высоких температурах деформации.

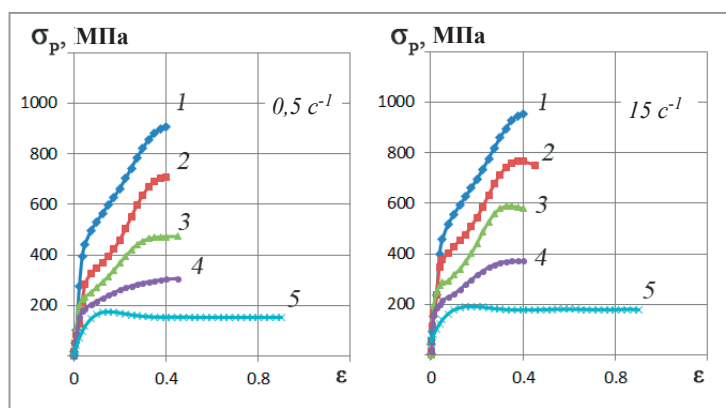


Рис. 2. Кривые течения для сплава Э125, полученные с использованием пластометра «Gleeble 3800» методом сжатия в диапазоне скоростей деформации 0,5–15 с<sup>-1</sup> при температурах: 1 – 20 °С; 2 – 200; 3 – 350; 4 – 500; 5 – 770 °С

Для моделирования МКЭ использовали программное обеспечение Deform-3D (SFTC, США). Для модели прокатки с радиальным сдвигом были использованы параметры стана РСП-14/40 в Ченстоховском политехническом университете. Для этого исследования на основе результатов пластометрии была создана новая библиотека материала для Deform.

Температура нагрева 530 °С для прокатки была выбрана в соответствии с результатами работы [12]; скорость вращения валков была равна 100 об/мин как номинальное значение на стане РСП -14/40. Коэффициент трения при контакте заготовки и валков был принят равным 0,7, что является рекомендуемым значением для горячей прокатки в Deform. При прокатке валки принимались как абсолютно жесткие тела, а материал заготовки – как эластично-пластичным. Результаты моделирования показаны на рис. 3.

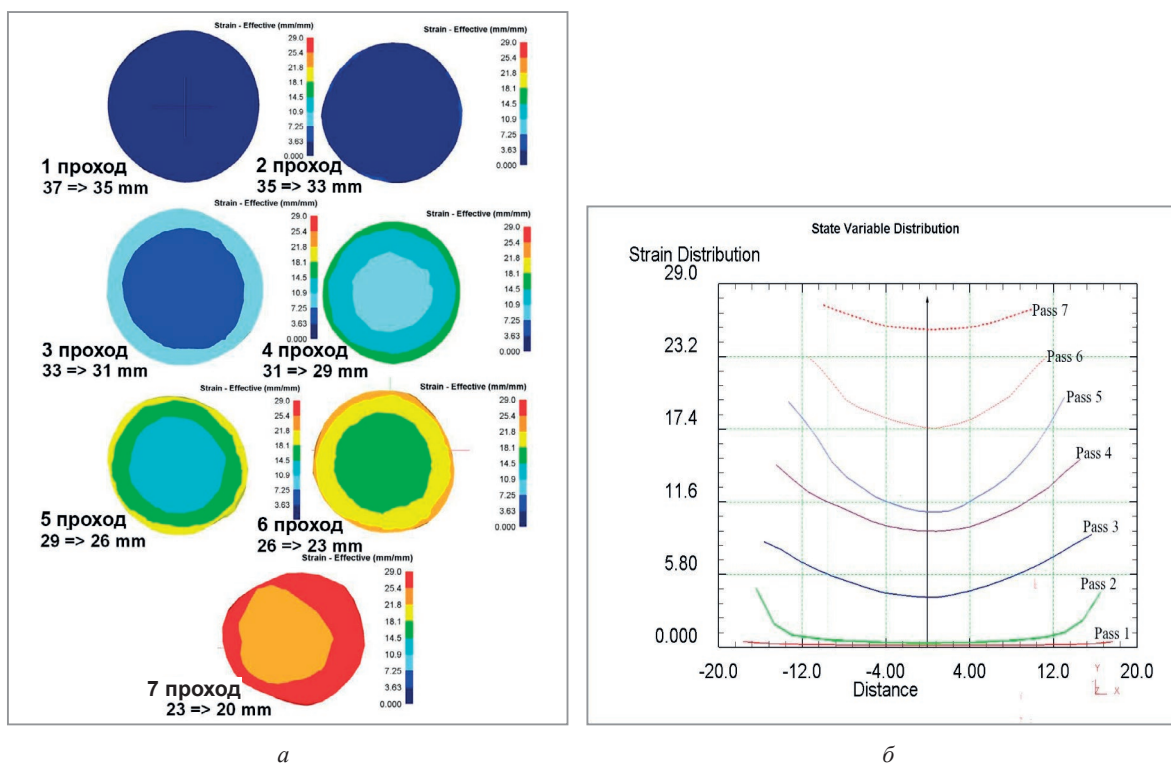


Рис. 3. МКЭ-моделирование эквивалентной деформации после семи проходов радиально-сдвиговой прокатки сдвигом на РСП-14/40 (а) и распределение эквивалентной деформации по поперечному сечению заготовки (б)

При анализе эквивалентной деформации было установлено, что распределение этого параметра имеет кольцевой тип – во всех поперечных сечениях имеются четкие кольцевые зоны развития деформации. При первых проходах, когда сжатие составляло 2 мм за проход, разница значений деформации между центром и поверхностью имеет плавный градиентный вид. После последнего прохода со сжатием 2 мм (проход 4) в осевой зоне уровень деформации составляет приблизительно 9,3, в поверхностной зоне, где наблюдается максимальный эффект сдвиговой деформации, – приблизительно 15. На основе результатов компьютерного моделирования были разработаны рекомендации по прокатке прутков из сплава Э125 для обеспечения высокой проработки структуры без нарушения сплошности металла.

Прокатку на стане РСП-14/40 в Ченстоховском политехническом университете проводили на предельных механико-технологических режимах стана и было несколько случаев заклинивания валков. После прохода прокатки пруток оперативно извлекали и помещали в печь для подогрева до исходной температуры, что фиксировали тепловизором. Прокатка продолжалась с шагом 1,5–3,0 мм до достижения диаметра 20 мм. Было зафиксировано кратковременное повышение температуры от 50 до 150 °С в результате теплового эффекта пластической деформации, что при малых абсолютных обжатиях говорит о протекании интенсивных сдвиговых деформаций. Прокатанный пруток был охлажден на воздухе, от него из центральной части был проведен отбор проб в виде двух отрезков (длиной 10 и 30 мм) для изучения изменения микроструктуры. Остаток был поделен на три равные части для дальнейшего определения условий (режим термической обработки, температура прокатки) радиально-сдвиговой прокатки в размер диаметром 14–15 мм.

Результаты исследования микроструктуры на ПЭМ приведены на рис. 4. ПЭМ-снимки периферийной зоны (рис. 4, а) показывают равноосные насыщенные дислокациями мелкие зерна размерами от 700 до 1100 нм. Электронная дифракция подтвердила отсутствие ориентированной текстуры и показала наличие высокоугловых межзеренных границ. Такой тип структуры наиболее оптимален для достижения высоких свойств.

Структура центральной области (рис. 4, б) также претерпела изменения. Вместо крупных зерен без явной ориентации в центре после радиально-сдвиговой прокатки образовалась смесь из длинных узких вытянутых сильнодеформированных зерен, характерных для сильной одноосной деформации (шириной от 100 нм и средней длиной 5–10 мкм) и отдельных зерен размером на уровне 5–10 мкм. Четко видны резкие почти прямые ножевые границы между зернами, что отличается от имевшейся ранее волокнистой структуры. При этом явно видно направление прокатки и преимущественная ориентация зерен ему соответствует, о чем говорят немного вытянутые слипшиеся дифракционные рефлексы на электронограмме.

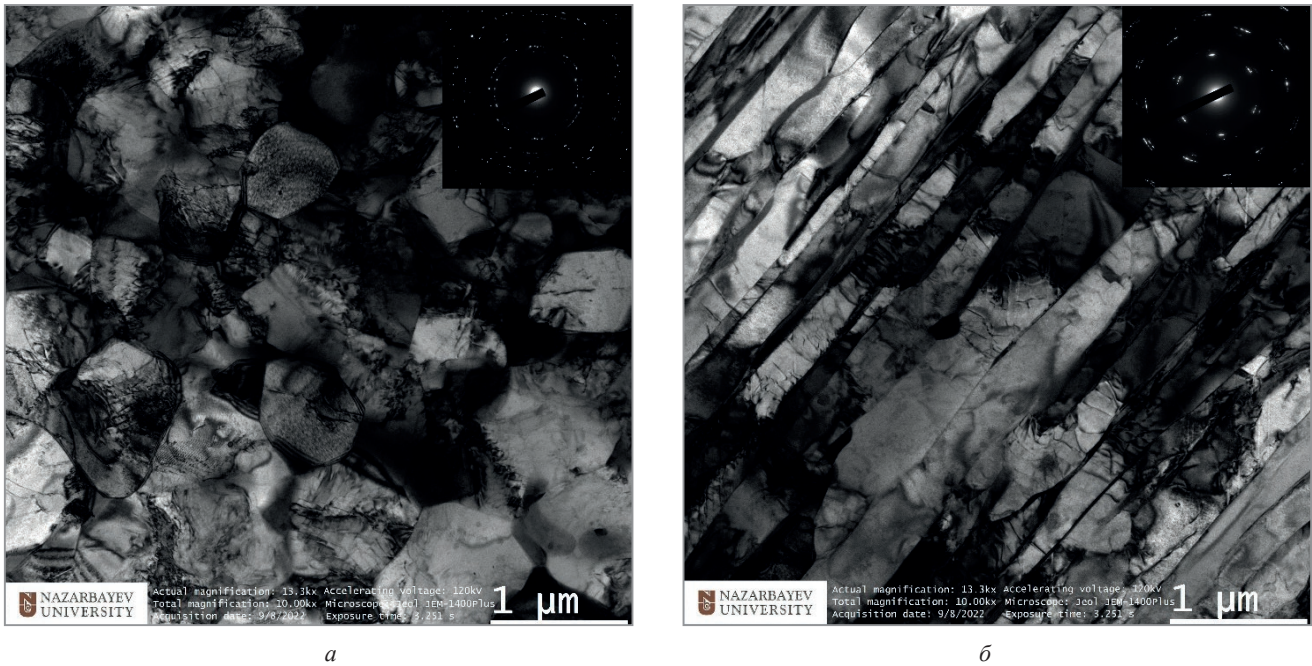


Рис. 4. ПЭМ-характеристика тонкой структуры периферийной зоны (а) и осевой зоны (б) конечного образца

Для исследования градиента наблюдаемой на ПЭМ структуры было применено EBSD-картирование с шагом 2 мкм. Отснятые карты были распознаны и статистически обработаны. Основные показатели, взятые из карт, – средний размер зерен (столбцы) и среднее соотношение размеров (красный график). Средний размер зерен недостаточно характеризует градиент структуры, в то время как гораздо больше информации об этом дает соотношение размеров зерен. Среднее значение меняется с 0,5 в периферийной зоне до 0,3 в осевой. Можно отметить, что внешние 2–3 мм из 10 мм радиуса прутка имеют равноосную УМЗ структуру с большеугловыми границами. Затем по мере приближения к центру прутка изменяется преобладающая ориентация зерен, а форма становится все более вытянутой. При этом на больших картах зоны текстуры, подобной на рис. 4, б, перемежаются с отдельными крупными зернами, выглядящими как рекристаллизованные или небольшими кластерами мелких относительно равноосных зерен. Это видно по EBSD-миниатюрам (рис. 5, а).

Также можно сделать вывод о том, что в условиях формирования неравновесной градиентной структуры основным методом исследования следует рассматривать подробное EBSD-картирование в разных масштабах.

Другим методом характеристики градиентной структуры является измерение микротвердости по сечению (рис. 5, б). Анализ результатов подтверждает градиентный характер формирования структуры по

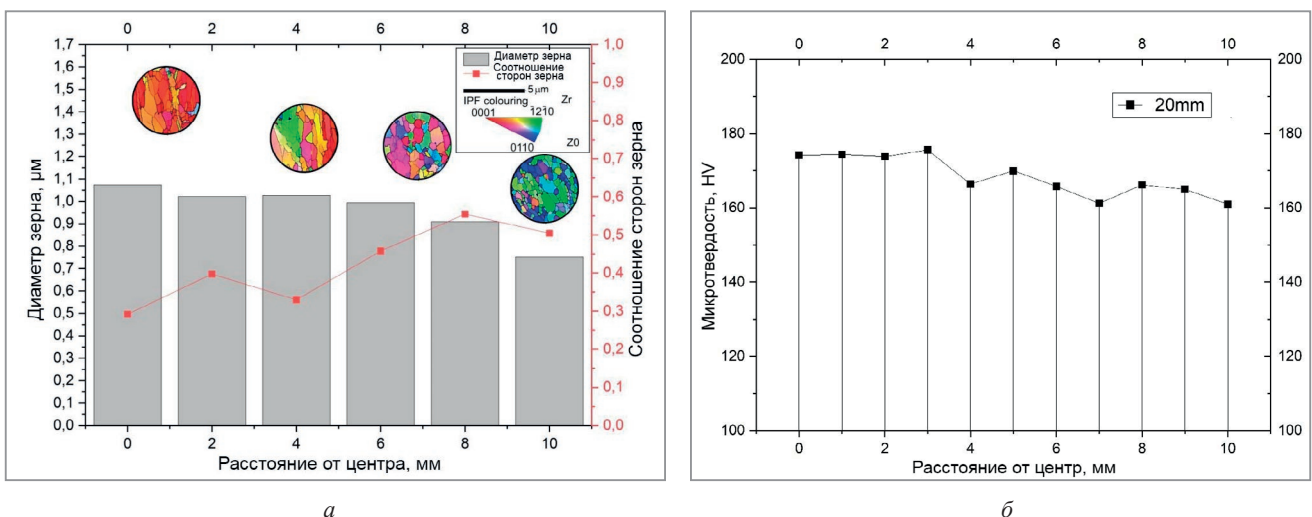


Рис. 5. Диаграмма эволюции структуры от периферии к центру прутка из сплава Э125 после прокатки на стане РСН-14/40 (а) и микротвердости (б)

сечению прутка. В периферийных областях значения микротвердости ниже, чем в центре. Вид кривой очень близок к кривой соотношения размеров зерен (рис. 5, а). Это связано с прохождением в металле процессов разупрочнения в температурных условиях прокатки. Причем степень активации этих процессов тем выше, чем интенсивнее проходит деформация, что косвенно свидетельствует о высоком деформационном разогреве периферийных зон, хотя зерна имеют высокую плотность дислокаций. Судя по всему, после такой прокатки металлу требуется дополнительная термообработка.

### Выводы

На основе результатов пластометрических исследований были проведены расчеты с использованием компьютерного моделирования для обоснования термомеханических параметров радиально-сдвиговой прокатки прутков из циркониевого сплава Э125. По результатам компьютерного моделирования была проведена верификация, которая показала высокую сходимость результатов моделирования и лабораторного эксперимента.

В процессе радиально-сдвиговой прокатки прутков по маршруту 37 мм → 20 мм при суммарной деформации  $\epsilon \approx 70\%$  в металле была получена равноосная ультрамелкозернистая микроструктура (0,7–0,8 мкм). Сформировавшаяся структура по сечению образца носит градиентный характер. Зона, занимаемая УМЗ структурой, образовалась на периферии образца, в то время как в центре получилась ориентированная прокатная текстура с примесью зерен (1,0–1,5 мкм). Здесь необходимо отметить именно равноосный характер микроструктуры с преимущественно высокоугловыми границами и большой кристаллографической разориентировкой зерен. Такая структура должна обеспечивать повышение эксплуатационных свойств.

Отмечена применимость радиально-сдвиговой прокатки при деформации прутков из сплава на основе циркония Э125 для получения УМЗ структуры.

Работа выполнена в рамках финансируемой из государственного бюджета темы № АР08052429 «Разработка технологии получения и исследование перспектив применения ультрамелкозернистого циркония с улучшенными механическими свойствами и повышенной радиационной стойкостью в ядерной энергетике» программы «Грантовое финансирование молодых ученых по научным и (или) научно-техническим проектам на 2020–2022 годы» (Заказчик – Министерство образования и науки Республики Казахстан).

### ЛИТЕРАТУРА

1. **Бронников В. А.** Ежегодный обзор мирового состояния ядерной промышленности // Атомная техника за рубежом. 2003. № 9. С. 17–25.
2. **Millard J. W. F., Dimitrov L., Bajwa D.** ACR-1000 Fuel Channel Developments. Presented at: International Conference on Advances in Nuclear Materials: Processing, Performance and Phenomena – ANM-2006. December 12–16, 2006.
3. **Абрамов М. А., Авдеев В. И., Адамов Е. О. и др.** Канальный ядерный энергетический реактор РБМК. М.: ГУП НИКИ-ЭТ, 2006. С. 632.
4. **Coleman C. E., Cheadle B. A., Cann C. D., Theaker J. R.** Development of Pressure Tubes with Service Life Greater Than 30 Years. Zirconium in the Nuclear Industry // Eleventh International Symposium, ASTM STP 1295. 1996. P. 884–898.
5. **Некрасова Г. Ф.** Опыт эксплуатации канальных труб в реакторах CANDU. Цирконий в атомной промышленности. М.: ЦНИИ Атоминформ, 1985. № 14. С. 36.
6. **Зажмовский А. С., Никулина А. В. и др.** Циркониевые сплавы в ядерной энергетике. М.: Энергоатомиздат, 1994. 256 с.
7. **Mozzani N., Auzoux Q., Le Boulch D. et al.** Mechanical behavior of recrystallized Zircaloy-4 under monotonic loading at room temperature: Tests and simplified anisotropic modeling // Journal of Nuclear Materials. 2014. № 447. P. 94–106.
8. **Кудряшов С. И., Колобов Ю. Р., Иванов М. Б., Голосов Е. В.** Перспективы разработки коррозионно-устойчивых наноструктурных и субмикроструктурных материалов на базе титановых и циркониевых сплавов, нержавеющей стали с модифицированной поверхностью // Инноватика и экспертиза. 2013. № 1(10). С. 82–91.
9. **Никулин С. А., Рогачев С. О., Рожнов А. Б., Копылов В. И., Добаткин С. В.** Коррозионная повреждаемость при КРН-испытаниях сплава Zr-2,5Nb, подвергнутого равноканальному угловому прессованию // Физика и химия обработки материалов. 2012. № 1. С. 74–79.
10. **Valiev R. Z., Islamgaliev R. K., Alexandrov I. V.** Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Prog. Mater. Sci. 2000. № 45. P. 103–189.
11. **Galkin S. P.** Radial shear rolling as an optimal technology for lean production // Steel in Translation. 2014. № 44. P. 61–64.
12. **Arbuz A., Kawalek A., Ozhmegov K., Sultanbekov S., Shamenova R.** Using of radial-shear rolling to improve the structure and radiation resistance of zirconium-based alloys // Materials. 2020. Vol. 13(19). № 4306. P. 1–15.
13. **Kawalek A., Dyja H., Galkin A. M., Ozhmegov K. V., Sawicki S.** Physical modelling of the plastic working processes of zirconium alloy bars and tubes in thermomechanical conditions // Archives of Metallurgy and Materials. 2014. № 59(3). P. 935–940.
14. **Kawalek A., Galkin A., Dyja H., Knapinski M. J., Koczurkiewicz B.** Plastometric modelling of the E635M zirconium alloy multistage forging process // Solid State Phenomena. 2015. № 220–221. P. 808–812.
15. **Banerjee S., Mukhopadhyay P.** Phase Transformations // Examples from Titanium and Zirconium Alloys. Elsevier Ltd. 2007. P. 359–374.

## REFERENCES

1. **Bronnikov V.A.** Ezhegodnyj obzor mirovogo sostojanija jadernoj promyshlennosti [Annual review of the world state of the nuclear industry]. *Atomnaja tehnika za rubezhom = Nuclear technology abroad*, 2003, no. 9, pp. 17–25.
2. **Millard J.W.F., Dimitrov L., Bajwa D.** ACR-1000 Fuel Channel Developments. Presented at: International Conference on Advances in Nuclear Materials: Processing, Performance and Phenomena – ANM-2006. December 12–16, 2006.
3. **Abramov M.A., Avdeev V.I., Adamov E.O.** *Kanal'nyj jadernyj jenergeticheskij reaktor RBMK* [Channel nuclear power reactor RBMK]. Moscow, GUP NIKIJeT Publ., 2006, 632 p.
4. **Coleman C.E., Cheadle B.A., Cann C.D., Theaker J.R.** Development of Pressure Tubes with Service Life Greater Than 30 Years. Zirconium in the Nuclear Industry: Eleventh International Symposium, ASTM STP 1295, 1996, pp. 884–898.
5. **Nekrasova G.F.** *Opyt jekspluatacii kanal'nyh trub v reaktorah CANDU. Cirkonij v atomnoj promyshlennosti* [Experience in the operation of channel pipes in CANDU reactors. Zirconium in the nuclear industry]. Moscow, CNII Atominform Publ., 1985, no. 14, 36 p.
6. **Zazhmovskij A.S., Nikulina A.V. i dr.** *Cirkonievye splavy v jadernoj jenergetike* [Zirconium alloys in nuclear power]. Moscow, Jenergoatomizdat Publ., 1994, 256 p.
7. **Mozzani N., Auzoux Q., Le Boulch D., Andrieu E., Blanc C., Scott C.P., Barnel N.** Mechanical behavior of recrystallized Zircaloy-4 under monotonic loading at room temperature: Tests and simplified anisotropic modeling. *Journal of Nuclear Materials*, 2014, no. 447, pp. 94–106.
8. **Kudrjashov S.I., Kolobov Ju.R., Ivanov M.B., Golosov E.V.** Perspektivy razrabotki korrozionno-ustojchivyh nanostrukturnyh i submikrokristallicheskih materialov na baze titanovyh i cirkonievych splavov, nerzhavejushhej stali, s modifirovannoj poverhnost'ju [Prospects for the development of corrosion-resistant nanostructured and submicrocrystalline materials based on titanium and zirconium alloys, stainless steel, with a modified surface]. *Innovatika i jekspertiza = Innovation and expertise*, 2013, no. 1(10), pp. 82–91.
9. **Nikulina S.A., Rogachev S.O., Rozhnov A.B., Kopylov V.I., Dobatkin S.V.** Korrozionnaja povrezhdaemost' pri KRN-ispytaniyah splava Zr-2,5Nb, podvergnutogo ravnokanal'nomu uglovomu pressovaniju [Corrosion damage during SCC tests of Zr-2.5Nb alloy subjected to equal-channel angular pressing]. *Fizika i himija obrabotki materialov = Physics and chemistry of material processing*, 2012, no. 1, pp. 74–79.
10. **Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V.** Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Prog. Mater. Sci.*, 2000, no. 45, pp. 103–189.
11. **Galkin S.P.** Radial shear rolling as an optimal technology for lean production. *Steel in Translation*, 2014, no. 44, pp. 61–64.
12. **Arbuz A., Kawalek A., Ozhmegov K., Sultanbekov S., Shamenova R.** Using of radial-shear rolling to improve the structure and radiation resistance of zirconium-based alloys. *Materials*, 2020, vol. 13(19), no. 4306, pp. 1–15.
13. **Kawalek A., Dyja H., Galkin A.M., Ozhmegov K.V., Sawicki S.** Physical modelling of the plastic working processes of zirconium alloy bars and tubes in thermomechanical conditions. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2014, no. 59(3), pp. 935–940.
14. **Kawalek A., Galkin A., Dyja H., Knapiński M.J., Koczurkiewicz B.** Plastometric modelling of the E635M zirconium alloy multistage forging process. *Solid State Phenomena*, 2015, no. 220–221, pp. 808–812.
15. **Banerjee S., Mukhopadhyay P.** Phase Transformations: Examples from Titanium and Zirconium Alloys. Elsevier Ltd., 2007, pp. 359–374.