

УДК 548.735

**И. В. АЛЕКСАНДРОВ, В. Д. СИТДИКОВ, Я. Т. БОНАРСКИ****ЭВОЛЮЦИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ  
В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ ТИТАНЕ, ПОДВЕРГНУТОМ  
РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ**

В данной статье представлены результаты экспериментальных исследований и компьютерного моделирования процессов формирования кристаллографической текстуры в технически чистом Тi в ходе 1÷4 проходов равноканально-углового прессования (РКУП) по маршруту В<sub>с</sub>. Целью проведенных исследований было установление действующих механизмов деформации в зависимости от степени деформации, накопленной в процессе РКУП. Исследования проводились методами рентгеноструктурного анализа и компьютерного моделирования. Компьютерное моделирование выполнялось в рамках вязкопластической самосогласованной модели. При этом в качестве возможных действующих систем скольжения рассматривались базисные, призматические, пирамидальные (первого и второго рода) системы скольжения. Кроме того, учитывалась возможность активизации систем двойникования растяжения и сжатия. В результате проведенных экспериментальных исследований были установлены закономерности формирования преимущественных ориентировок. Впервые с помощью компьютерного моделирования было показано, что при РКУП выполненном вплоть до четвертого прохода при температуре 723 К, процессы текстурообразования в Тi могут быть объяснены активизацией базисных, призматических и пирамидальных (первого рода) систем скольжения и систем двойникования сжатия. При этом увеличение числа проходов может приводить к усилению вклада базисных и призматических систем скольжения, а также незначительному ослаблению вклада пирамидальных систем скольжения (первого рода). Вместе с тем, двойникование сжатием может быть заметно лишь при первом проходе РКУП. *Кристаллографическая текстура ; титан ; равноканально-угловое прессование*

**ВВЕДЕНИЕ**

В настоящее время метод интенсивной пластической деформации (ИПД) широко используется для получения объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов со средним размером зерен в несколько десятков–сотен нанометров. Этим материалам присущи уникальные механические и физические свойства [1–3]. При этом в ходе ИПД изменяется микроструктура, в частности, уменьшается размер зерен, растут плотность дислокаций и разориентировки между соседними зернами и т. д. [1–3]. Процесс ИПД сопровождается формированием развитых кристаллографических текстур, характер которых во многом определяет уровень структурно чувствительных свойств. При этом исследования процессов формирования кристаллографических текстур позволяют судить о механизмах,

ответственных за протекание пластической деформации.

Изучение процессов текстурообразования в металлах с ГЦК структурой проводилось во многих работах [4–7]. В частности, в результате исследования эволюции кристаллографической текстуры при РКУП чистой Cu [4, 5] было обнаружено, что первый проход приводит к формированию сильной преимущественной ориентации зерен. При этом увеличение степени накопленной деформации способствовало усилению кристаллографической текстуры. Было показано [4, 5], что несмотря на высокое число эквивалентных систем скольжения в ГЦК решетке характер кристаллографических текстур, формирующихся в результате РКУП, зависит от выбранного маршрута прессования.

Исследования процессов текстурообразования в материалах с ГПУ решеткой очень ограничены [8–11]. При этом трактовка полученных

результатов усложнена, поскольку наряду с ограниченным числом систем скольжения в этих материалах могут быть активными также и системы двойникования.

Результаты экспериментальных исследований Ti с ГПУ решеткой, подвергнутого первому проходу РКУП при 623 К, показали, что в микроструктуре содержится большое количество двойников [8]. Это позволило сделать вывод о том, что Ti при первом проходе РКУП деформируется преимущественно посредством двойникования по плоскостям типа  $\{10\bar{1}1\}$ . В работе [9] представлены результаты микроструктурных исследований образцов Ti после первого прохода РКУП, осуществленного при температурах от 473 К до 873 К. При этом было установлено заметное влияние температуры прессования на действующие механизмы деформации. В частности, в результате ПЭМ исследований было выявлено, что деформация двойникованием заметно активизируется в интервале температур от 473 до 623 К, однако дальнейшее увеличение температуры вплоть до 873 К приводит к ощутимому уменьшению роли двойникования и активизации дислокационного скольжения [9].

В работе [10] кристаллографическая текстура, сформированная в Ti в результате первого прохода РКУП при температуре 723 К, указывает на активизацию дислокационного скольжения по базисным и пирамидальным системам скольжения. Было показано, что тип и интенсивность кристаллографической текстуры, сформированной в результате первого прохода РКУП Ti, практически не изменяются при увеличении числа проходов и изменении маршрута РКУП. Этот факт был объяснен ограниченным числом систем скольжения в ГПУ металлах [10]. Экспериментальные исследования процессов текстурообразования в Ti в ходе 1÷4 проходов РКУП при температуре 673 К по маршруту C, при котором заготовка поворачивается на 180° относительно продольной оси между последовательными проходами, представлены в работе [11]. Было установлено, что увеличение числа проходов РКУП сопровождается ослаблением интенсивности кристаллографической текстуры. В то же время ее тип в целом не изменяется.

В настоящей статье представлены результаты экспериментальных исследований и компьютерного моделирования процессов формирования кристаллографической текстуры в Ti в ходе 1÷4 проходов РКУП по маршруту B<sub>c</sub> (поворот заготовки вокруг продольной оси на угол 90° по часовой стрелке между последующими прохо-

дами). Целью этих исследований было установление взаимосвязи между сформировавшимися преимущественными кристаллографическими ориентировками и механизмами деформации, а также выявление действующих систем скольжения и двойникования.

## 1. МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТА И КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Технически чистый Ti (0,12 вес. % O, 0,01 вес. % H, 0,04 вес. % N, 0,07 вес. % C и 0,18 вес. % Fe) со средним размером зерен 10 мкм был выбран в качестве исследуемого материала. Размеры заготовок для РКУП составляли 60×8×8 мм<sup>3</sup>. РКУП было проведено при температуре 723 К с углом пересечения каналов  $\Phi = 90^\circ$ . Скорость прессования равнялась 6 мм/с. Степень накопленной деформации при одном проходе РКУП соответствовала  $e = 1,15$  [1]. Экспериментальные исследования кристаллографической текстуры проводились методом рентгеноструктурного анализа в Институте металлов и материаловедения им. Крупковского Польской академии наук (г. Краков). Анализ кристаллографической текстуры после 1÷4 проходов РКУП по маршруту B<sub>c</sub> проводился в геометрическом центре плоскости поперечного сечения заготовки (рис. 1, а). Съемка полюсных фигур (ПФ) проводилась методом рентгеноструктурного анализа с помощью дифрактометра системы Philips X'Pert, оснащенного текстурным гониометром АТС-3. Радиальный угол изменялся от 0° до 75°, а азимутальный угол – в интервале от 0° до 360° с шагом 5°. Диаметр облучаемой области соответствовал 0,6 мм. Результаты экспериментальных исследований и моделирования представлялись в виде функций распределения ориентировок (ФРО), рассчитанных с использованием пакета программы Labo-TEX [12]. Моделирование процессов текстурообразования проводилось в рамках вязкопластической самосогласованной (ВПСС) модели [13]. В качестве исходной текстуры использовалась экспериментальная текстура Ti образца (рис. 1, б), представленная в виде 800 отдельных ориентировок. Учет влияния двойникования на кристаллографическую текстуру проводился по схеме преобладающей переориентации двойникованием, предложенной Tomé [14]. Деформационное упрочнение процессов текстурообразования соответствовало модели Voce [15]. При моделировании температура деформации соответствовала 723 К, что совпадало с температурой экспериментальных исследований.

В качестве возможных плоскостей скольжения и двойникового рассматривались базисные  $\{0001\} \langle \bar{1}\bar{1}20 \rangle$ , призматические  $\{10\bar{1}0\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ , пирамидальные первого рода  $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$  с вектором Бюргера  $a = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$ , пирамидальные первого рода  $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$  и второго рода  $\{2\bar{1}\bar{1}2\} \langle 2\bar{1}\bar{1}3 \rangle$  с вектором Бюргера  $c + a = 1/3 \langle 11\bar{2}3 \rangle$  системы скольжения, а также системы двойникового растяжения  $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}011 \rangle$  и сжатия  $\{2\bar{1}\bar{1}2\} \langle 2\bar{1}\bar{1}3 \rangle$ . Каждому семейству плоскостей скольжения и двойникового задавалось значение относительного критического скалывающего напряжения сдвига (КСНС). На основе расчета минимальной работы, затраченной на деформацию, производился выбор активных систем скольже-

ния и двойникового. Варьирование значения КСНС вышеуказанных систем скольжения и двойникового проводилось исходя из сопоставления смоделированных функций распределения ориентировок (ФРО) с экспериментальными ФРО.

## 2. ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Экспериментальные исследования показали, что исходная кристаллографическая текстура носит черты текстуры прокатки, формирующейся в Тi при комнатной температуре [16] (рис. 1, б). В связи с этим, до моделирования эволюции кристаллографической текстуры в Тi при РКУП было проведено моделирование процессов текстурообразования при прокатке со степенью обжатия 50 % при комнатной температуре.

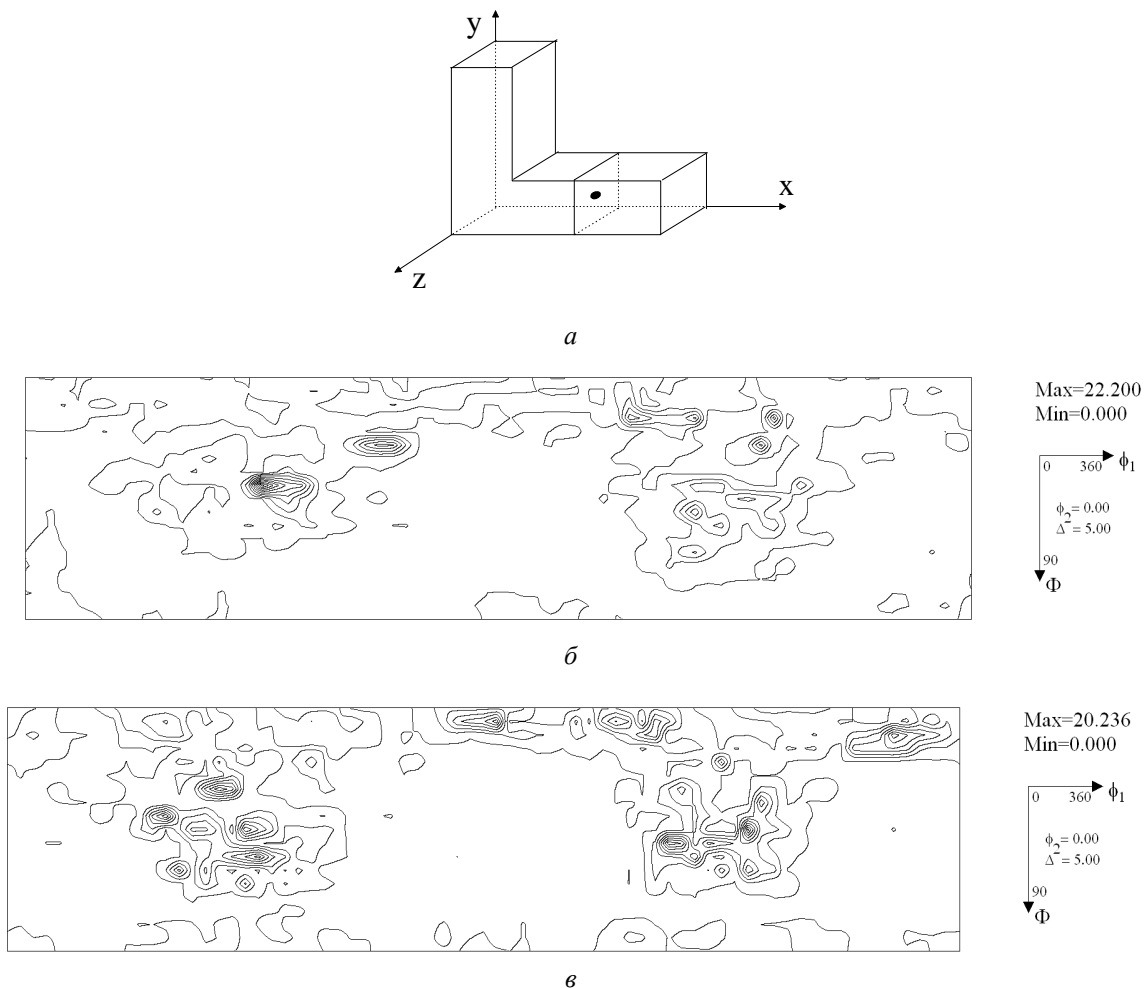


Рис. 1. Система отсчета, связанная с заготовкой (а), экспериментальная (б) и модельная (в) ФРО Тi в исходном состоянии

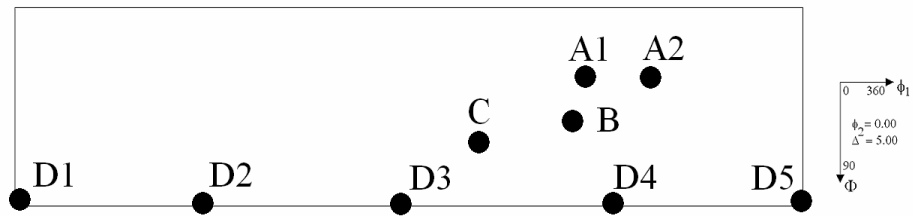


Рис. 2. Позиции наблюдаемых ориентировок для Ti при РКУП

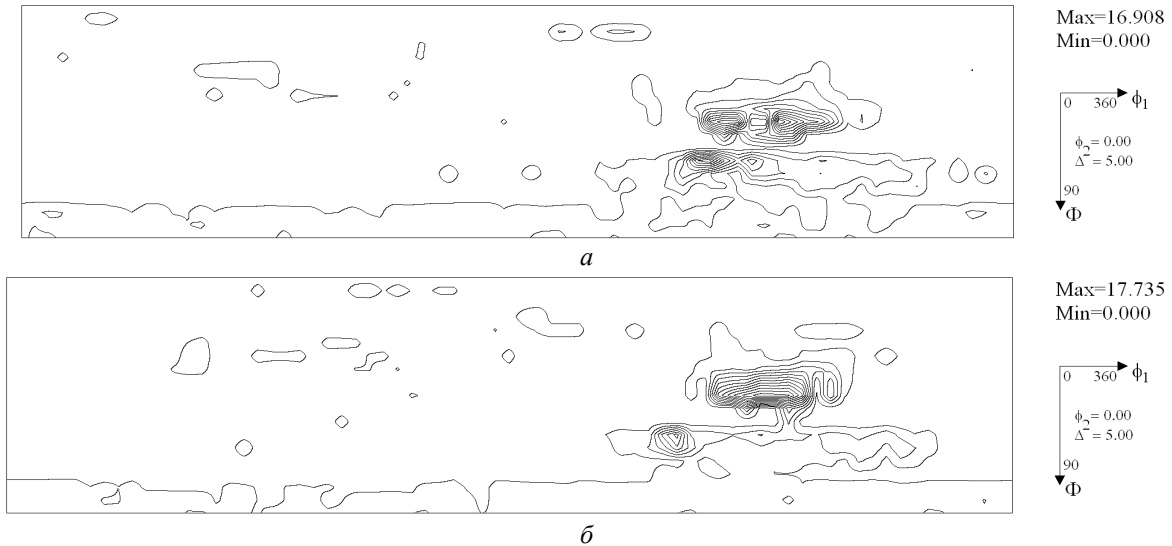


Рис. 3. Экспериментальная (а) и модельная (б) ФРО Ti для сечения  $\phi_2 = 0^\circ$  после первого прохода РКУП

Смоделированная ФРО прокатанного Ti представлена на рис. 1, в. Оказалось, что она в целом подобна соответствующей экспериментальной ФРО (рис. 1, б). При этом результаты моделирования оказались похожими на экспериментальные результаты при рассмотрении в качестве возможных действующих систем скольжения призматических, базисных и пирамидальных (первого рода) систем скольжения и двойникования растяжения и сжатия с относительными КСНС:  $\tau_{\text{призм}} = 0,85$ ,  $\tau_{\text{базис}} = 2,5$ ,  $\tau_{\text{пирам}} = 2,5$ ,  $\tau_{\text{двр}} = 1,2$  и  $\tau_{\text{двс}} = 1,7$  соответственно [16]. Для наиболее наглядного представления и интерпретации ФРО, на рис. 2 и в таблице собраны идеальные ориентировки, соответствующие текстурным максимумам РКУП Ti.

Полученный файл с объемными долями ориентировок модельной текстуры прокатанного Ti использовался в качестве входного файла при моделировании процессов текстурообразования при РКУП.

Экспериментальная ФРО Ti после первого прохода РКУП характеризуется тремя главными максимумами, соответствующим ориентировкам A1, A2 и B (рис. 3).

Наблюдаемые ориентировки в Ti. Сечение  $\phi_2 = 0^\circ$

	$\{hkl\} \langle uvw \rangle$	$\phi_1$	$\Phi$
A1	$(\bar{2}113)[12\bar{3}0]$	270	45
A2	$(\bar{2}112)[\bar{1}01\bar{1}]$	255	45
B	$(\bar{2}111)[\bar{2}\bar{1}3\bar{3}]$	240	60
C	$(\bar{2}112)[\bar{2}\bar{2}4\bar{1}]$	210	66
D1	$(\bar{1}2\bar{1}0)[21\bar{3}0]$	0	90
D2	$(\bar{1}2\bar{1}0)[0001]$	90	90
D3	$(\bar{2}111)[\bar{1}\bar{2}30]$	180	90
D4	$(\bar{1}2\bar{1}0)[000\bar{1}]$	270	90

В работе [11] также экспериментально наблюдались характерные текстурные максимумы. Подобное расположение текстурных максимумов наблюдается при моделировании, когда базисные  $\{0001\} \langle \bar{1}\bar{1}20 \rangle$ , призматические  $\{10\bar{1}0\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ , пирамидальные первого рода  $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$  системы скольжения и двойникование сжатия  $\{2\bar{1}\bar{1}2\} \langle 2\bar{1}\bar{1}\bar{3} \rangle$

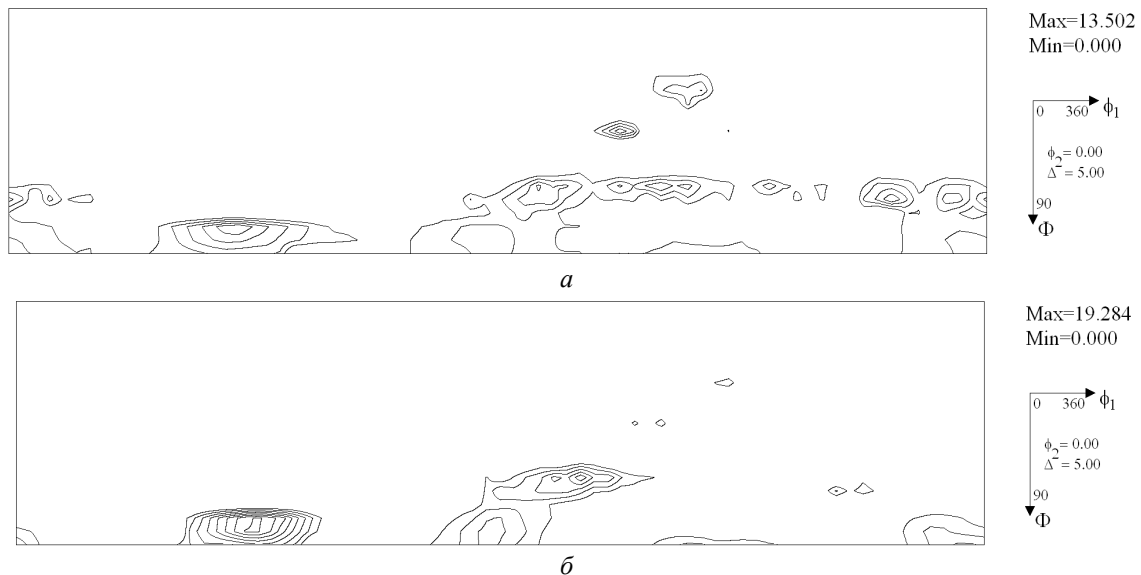


Рис. 4. Экспериментальная (а) и модельная (б) ФРО СР Тi для сечения  $\phi_2 = 0^\circ$  после четвертого прохода РКУП по маршруту В<sub>С</sub>

рассматриваются в качестве возможных механизмов деформации с относительными КСНС:  $\tau_{\text{базис}} = 1,00$ ,  $\tau_{\text{призм}} = 1,32$ ,  $\tau_{\text{пирам}} = 1,47$  и  $\tau_{\text{двс}} = 1,75$  (рис. 3, б). Такие системы скольжения и двойникования, в общем случае, являются наиболее типичными для Тi (соотношение параметров решетки  $c/a = 1,587$ ) [9, 16–18].

При реализации РКУП по маршруту В<sub>С</sub> заготовка поворачивается на угол  $90^\circ$ . При этом основные текстурные максимумы  $A1$ ,  $A2$ , которые наблюдались при первом проходе РКУП, после четвертого прохода исчезают. Вместе с тем текстурный максимум  $B$  все еще виден на экспериментальной ФРО, но его интенсивность довольно низка. При этом после четвертого прохода экспериментальная ФРО характеризуется появлением целого ряда новых текстурных максимумов  $C$ ,  $D1$ ,  $D2$ ,  $D3$  и  $D4$  (рис. 4), среди которых преобладающими по интенсивности являются компоненты  $D2$ ,  $D3$  и  $C$ .

Сравнение экспериментальных и модельных ФРО Тi после четвертого прохода РКУП указывает на хорошее соответствие между полученными результатами (рис. 4). Увеличение максимального значения ФРО и текстурного индекса наблюдается уже после первого прохода РКУП (рис. 5). После четвертого прохода РКУП значения максимума ФРО и текстурного индекса, которые характеризуют остроту текстуры, несколько уменьшаются. При этом после первого прохода РКУП максимальное значение ФРО составляло  $\sim 17$  единиц, а при дальнейшем увеличении степени деформации до соответствующей

При этом вклад базисных систем скольжения  $\{0001\}\langle uvw \rangle$  существенно уменьшился и

щей четырьмя проходами максимальное значение ФРО падает до уровня 13,5 единиц (рис. 5).

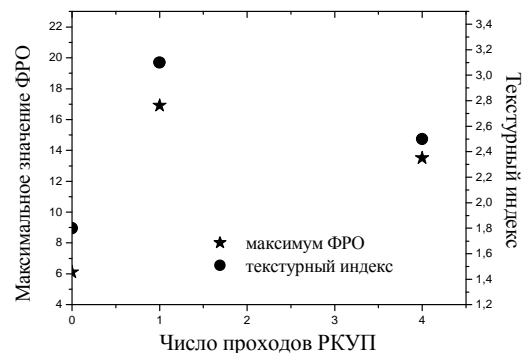


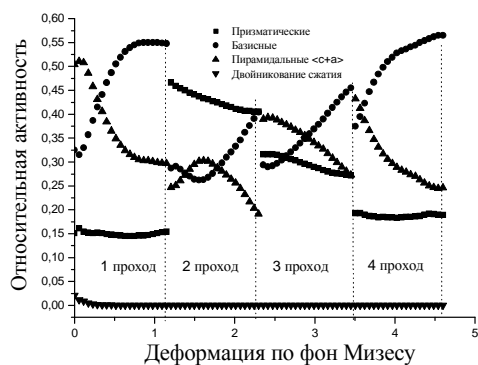
Рис. 5. Зависимости максимального значения ФРО и текстурного индекса от числа проходов РКУП

По-видимому, это в какой-то степени связано с уменьшением средней активности систем скольжения на зерно, а также изменением активных систем скольжения (рис. 6).

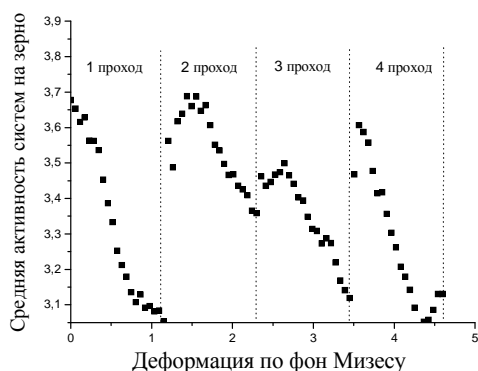
Наиболее активными системами скольжения при РКУП по маршруту В<sub>С</sub> по отношению к другим системам скольжения и двойникования являются базисные, призматические и пирамидальные (первого рода) системы скольжения (рис. 6, а).

Исследование эволюции кристаллографической текстуры в Тi, формирующейся в результате 4-х проходов РКУП, выявило формирование выраженных максимумов, соответствующих ориентировкам  $C$ ,  $D1$ ,  $D2$ ,  $D3$  и  $D4$ , которые отсутствовали после первого прохода.

стал сопоставимым с вкладом пирамидальных систем скольжения (рис. 6, а).



а



б

**Рис. 6.** Относительная активность систем скольжения и систем двойникования (а) и средняя активность систем на зерно (б) в зависимости от степени деформации ( $T_i$ , РКУП,  $T = 723$  К)

Таким образом, обнаружено, что активность базисных, пирамидальных и призматических систем скольжения является определяющей в формировании кристаллографической текстуры в  $T_i$  в процессе РКУП. Роль двойникования заметна лишь в начале первого прохода РКУП при рассмотренных условиях ( $T = 723$  К, скорость прессования 6 мм/с.) (рис. 6, а).

Активизацию дислокационного скольжения и подавление роли двойникования при РКУП  $T_i$ , реализованном при 723 К, также наблюдали в работе [9].

## ВЫВОДЫ

В ходе экспериментальных исследований и компьютерного моделирования процессов текстурообразования в  $T_i$ , подвергнутом РКУП при температуре 723 К, обнаружено формирование кристаллографических текстур, характеризующих идеальные ориентировки  $A1$ ,  $A2$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $D1$ ,  $D2$ ,  $D3$  и  $D4$ , обозначенных на ФРО,

полученном с поперечного сечения заготовки. Вклад данных ориентировок в вид кристаллографических текстур после первого и четвертого проходов РКУП изменяется. При этом активность базисных, призматических и пирамидальных (первого рода) систем скольжения и двойникование сжатия также изменяется. В частности, увеличение числа проходов при РКУП может приводить к усилению вклада базисных и призматических систем скольжения, а также незначительному ослаблению вклада пирамидальных систем скольжения (первого рода) для указанных условий РКУП. Среднее число действующих систем скольжения уменьшается в ходе каждого прохода РКУП. Двойникование сжатием заметно лишь в начале первого прохода РКУП.

## БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы выражают благодарность кандидату технических наук Г.И. Раабу за помощь при подготовке РКУП образцов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Valiev, R. Z. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation / R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov // Progress Mater. Sci. 2000. № 45. P. 103–189.
2. Segal V.M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation / V. M. Segal // Mater. Sci. Eng. 1999. A271. P. 322–333.
3. Iwahashi, Y. An investigation of microstructural stability in an Al-Mg alloy with submicrometer grain size / Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, et al. // Scripta Mater. 1996. V. 35. P. 973–2982.
4. Li, S. Texture evolution during multi-pass equal channel angular extrusion of copper: Neutron diffraction characterization and polycrystal modeling / S. Li, I. J. Beyerlein, D. J. Alexander, S. C. Vogel // Acta Mater. 2005. V. 53. P. 2111–2125.
5. Beyerlein, I. J. Modeling texture and microstructural evolution in the equal channel angular extrusion process / I. J. Beyerlein, R. A. Lebensohn, C. N. Tomé // Mater. Sci. Eng. 2003. A345. P. 122–138.
6. Tóth, L.S. Nanomaterials by Severe Plastic Deformation: Fundamentals, Processing, Applications – NanoSPD2. EDs M. J. Zehetbauer and R. Z. Valiev. VILEY-VCH, Austria, Wien (2002).
7. Alexandrov, I.V. Formation of texture inhomogeneity in severely plastically deformed copper / I. V. Alexandrov, M. V. Zhilina, J. T. Bonarski // Bulletin of the Polish Academy of Sciences. 2006. V. 54. P. 199–208.

8. **Kim, I.** Deformation twins in pure titanium processed by equal channel angular pressing / I. Kim, J. Kim, D. H. Shin, X. Z. Liao, Y. T. Zhu // *Scripta Mater.* 2003. V. 48. P. 813–817.

9. **Kim, I.** Effects of equal channel angular pressing temperature on deformation structures of pure Ti / I. Kim, J. Kim, D. H. Shin, C. S. Lee, S. K. Hwang // *Mater. Sci. Eng.* 2003. V. A342. P. 302–310.

10. **Alexandrov, I. V.** Textures in nanostructured metals processed by severe plastic deformation / I. V. Alexandrov, A. A. Dubravina, A. R. Kilmametov, et. al. // *Metals and Materials Int.* 2003. V. 9. P. 151.

11. **Perlovich, Yu.** Formation of Inhomogeneous Texture and Structure in Metal Materials under Equal-Channel Angular Pressing / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, V. Fesenko, et. al. // *Mater. Sci. Forum.* 2005. V. 495–497. P. 827–832.

12. **Labosoft** [Электронное издание] (<http://www.labosoft.com.pl>).

13. **Kocks, U. F.** Texture and anisotropy: preferred orientations in polycrystals and their effect. Cambridge University Press. UK. Cambridge, 1998.

14. **Tomé, C. N.** A Model for Texture Development Dominated by Deformation Twinning: Application to Zirconium Alloys / C. N. Tomé, R. A. Lebensohn, U. F. Kocks // *Acta Metall. Mater.* 1991. V. 39. P. 2667–2680.

15. **Tomé, C. N.** The Relation between Macroscopic and Microscopic Strain Hardening in FCC Polycrystals / C. N. Tomé, G. R. Canova, U. F. Kock, N. Christodoulou, J. J. Jonas // *Acta metal.* 1984. V. 32. P. 1637–1653.

16. **Bozzolo, N.** Microstructure and microtexture of highly cold-rolled commercially-pure titanium / N. Bozzolo, N. Dewobroto, H. R. Wenk, et. al. // *J Mater Sci.* 2007. V. 42. P. 2405–2416.

17. **Yapici, G.G.** Mechanical flow anisotropy in severely deformed pure titanium / G. G. Yapici, I. Karaman and H. J. Maier // *Mater. Sci. Eng.* 2006. V. A434. P. 294–302.

18. **Shin, D. H.** Microstructure development during equal-channel angular pressing of titanium / D. H. Shin, I. Kim, J. Kim, et. al. // *Acta Mater.* 2003. V. 51. P. 983–996.

19. **Yu, S.H.** Ultra Fine-Grain Symposium III / S.H. Yu, D.H. Shin, S.K. Hwang // *The Metal Society (TMS).* 2004. P. 227–234.

## ОБ АВТОРАХ



**Александров Игорь Васильевич**, проф., зав. каф. физики, гл. науч. сотр. ИФПМ НИЧ УГАТУ. Дипл. физик (БГУ, 1976). Д-р физ.-мат. наук по физике твердого тела (ИФМ УрНЦ РАН, 1997). Иссл. в обл. физики прочности и пластичности материалов.



**Ситдиков Виль Даянович**, ст. преп. той же каф. Дипл. преп. физики и математики (БГПУ, 2002). Иссл. в обл. моделир. механ. свойств, дефектн. структуры и кристаллографич. текстуры объемн. наноструктурных материалов.



**Бонарски Ян**, проф., гл. науч. сотр. ИМИМ Польской академии наук им. А. Крупковского. Дипл. физик металлов (AGH, 1981). Д-р техн. наук (ПАН, г. Краков, 2002). Иссл. в обл. кристаллографич. текстуры, напряженно-деформирован. состояния, рентгеноструктурн. анализа.