

УДК 669-176

**ФОРМИРОВАНИЕ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ В ОЧАГЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОКАТКЕ МОНОКРИСТАЛЛА (110)[001] С ОЦК-РЕШЕТКОЙ\***

*Редикутьцев А.А.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов» (redikultsev@mail.ru)*

*Урицкий А.Г.<sup>2</sup>, аспирант*

*Пузанов М.П.<sup>1</sup>, аспирант кафедры «Обработка металлов давлением»*

*Беляевских А.С.<sup>1</sup>, аспирант кафедры «Термообработка и физика металлов»*

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина  
(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

<sup>2</sup> Институт машиноведения УрО РАН  
(620049, Россия, Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34)

**Аннотация.** В работе исследована стадийность формирования структуры монокристалла (110)[001] сплава с ОЦК-решеткой Fe – 3 % Si при холодной прокатке непосредственно в очаге деформации. Для получения видимого «очага деформации» в момент прокатки образцов лабораторный стан резко останавливали. Для снижения коэффициента трения на части образцов использовалась смазка. Деформационная структура исследовалась методами металлографии и ориентационной электронной микроскопии. Связь экспериментальных данных с расчетным напряженным состоянием анализировалась в пакете Deform-3D при прокатке для различной величины коэффициента трения. Показано, что напряженное состояние в зависимости от коэффициента трения может значимо влиять на формирование мезоструктуры и развитие текстуры материала. В монокристалле, прокатанном при повышенном трении при сравнительно небольшой величине деформации, наблюдалось формирование полос деформации. Ориентационный анализ места сопряжения полос деформации показал наличие в этой области чередующихся, несущественно отличающихся ориентировками микрополос, отделенных друг от друга малолугловыми границами. В случае прокатки монокристалла (110)[001] со смазкой (пониженное трение) уже при незначительной деформации фиксировалось двойникование, по всей видимости, вызванное снижением вклада поверхностной энергии в общую энергию зарождения двойника. Показано, что двойники обеих систем в течение всего процесса деформации либо сохраняли строгую кристаллографическую связь  $\Sigma 3$  с матрицей, либо разориентация  $\Sigma 3$  в связи с локальными переориентировками кристаллической решетки преобразовывалась в близкие к ней специальные разориентации  $\Sigma 17b$ ,  $\Sigma 43c$ . На основе экспериментальных данных предложена дислокационная модель формирования деформационной мезоструктуры при холодной прокатке монокристалла (110)[001], которая включает: образование микрополос на начальной стадии возникновения деформационных полос; формирование параллельных плоскости прокатки переходных полос с динамическим сохранением в них исходной ориентировки; образование наклонных к плоскости прокатки переходных полос с габитусом, параллельным плоскостям {112} матрицы, эквивалентных полосам сдвига, габитус которых составляет угол  $\sim 17^\circ$  к плоскости прокатки.

**Ключевые слова:** прокатка, очаг деформации, монокристалл, деформационные и переходные полосы, двойникование, специальные границы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-3-207-215

Процесс холодной деформации металлов и сплавов на прокатных станах реализуется при больших скоростях в течение малых промежутков времени в сравнительно малом объеме (очаге деформации). При этом даже при небольших величинах деформации может наблюдаться существенное изменение структуры и текстуры материала, которое является результатом целой совокупности процессов: последовательное включение систем скольжения, двойникование, локализация деформации в виде формирования полосовой структуры [1 – 10]. Поскольку обычно анализу подвергается конечный результат прокатки, интересным представляется отслеживание этого многостадийного процесса в его динамике.

\* Работа выполнена на оборудовании лаборатории структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ при финансовой поддержке РФФИ, проект №17-08-00892. Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.A03.21.0006.

Цель настоящей работы заключается в исследовании стадийности формирования мезоструктуры непосредственно в очаге деформации при холодной прокатке. Для исследований выбран монокристалл (110)[001] сплава с ОЦК-решеткой Fe – 3 % Si. Данный сплав является хорошим модельным материалом для исследования процессов деформации, так как в монокристаллическом состоянии позволяет реализовать практически все известные моды пластической деформации (скольжение, двойникование, разные типы полос локализации деформации) [8 – 12]. Кроме того, сплав используется в промышленности как электротехническая анизотропная сталь (ЭАС), т.е. исследование деформационных процессов может также представлять практический интерес [13 – 16].

**Материал и методики исследования.** Для проведения исследований применялись пластины готовой ЭАС с удаленным электроизоляционным покрытием разме-

рами  $0,5 \times 280 \times 30$  мм, состоящие из крупных зерен (размер в плоскости прокатки 30 – 50 мм), характеризующиеся совершенной текстурой (110)[001].

Для холодной прокатки использовался лабораторный реверсивный стан кварто с диаметром рабочих валков 75 мм, шириной 250 мм, максимальной нагрузкой 20 т. Пластины прокатывались за один проход с деформацией  $\sim 55\%$  в направлении, близком к  $\langle 001 \rangle$ . Часть образцов прокатывалась с использованием смазки. Другую часть перед прокаткой тщательно обезжиривали, а также удаляли смазку с поверхности рабочих валков. В момент прокатки стан резко останавливали, в результате получали пластины с визуально видимым «очагом деформации». Из пластин, где очаг деформации занимал центральное положение в крупном зерне с совершенной ориентировкой (110)[001], вырезались образцы для проведения металлографических исследований и ориентационного анализа на электронном микроскопе Carl Zeiss Auriga CrossBeam с приставкой Oxford Instruments HKL Nordlys F (EBSD). Шаг сканирования составлял 0,5 – 1,0 мкм, погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более  $\pm 1^\circ$  (в среднем  $\sim \pm 0,6^\circ$ ). Малоугловые границы между локальными объемами строились на ориентационных картах при разориентациях от 2 до  $10^\circ$ , при разориентациях  $\geq 10^\circ$  проводились высокоугловые границы.

Расчет напряженного состояния при холодной прокатке производился методом конечных элементов, для чего был использован пакет Deform-3D. Условия трения на контакте металла с валками задавали по закону Кулона, для случая прокатки без смазки коэффициент трения установили равным  $\mu = 0,22$ , со смазкой –  $\mu = 0,11$ .

При анализе действующих систем скольжения и двойникования в качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением холодной прокатки (НП), нормалью к ее плоскости (НН) и перпендикулярным им направлением (ПН), которое

совпадает с осью валков, так что все три направления образуют правую тройку векторов.

**Влияние трения.** В образце, прокатанном без смазки, деформация реализовалась только скольжением с формированием полос деформации (ПД). Хорошо известно, что прокатка монокристаллов исходной ребровой ориентировки (110)[001] приводит к формированию двух симметричных ориентировок  $\{111\}\langle 112 \rangle$  в виде наборов деформационных полос, отделенных друг от друга переходными полосами [17]. Проведенный эксперимент позволил отследить различные стадии данного процесса (рис. 1 – 3).

Уже при сравнительно небольшой величине деформации ( $\sim 18\%$ ) в монокристалле, прокатанном при повышенном трении, металлографически наблюдалось его разбиение на две ПД с формированием между ними границы (рис. 1, а). При большом увеличении место сопряжения ПД представлено микрорельефом на поверхности шлифа в виде сетки следов скольжения (линий Чернова-Людерса), пересекающихся в центральной области монокристалла (рис. 1, б).

Ориентационный анализ (EBSD) показал формирование ПД уже при степени деформации  $\sim 10\%$ . В исследуемом монокристалле одновременно образовались не две (как следует из металлографического анализа, рис. 1, а), а три ПД, причем их ориентации несколько отличались друг от друга. Границы между ними представляли собой не строгие линии раздела, а области, в которых осуществлялся плавный переход от одной ориентировки к другой. Ориентационный анализ места сопряжения ПД показал наличие в этой области чередующихся, незначительно отличающихся ориентировками, микрополос, отделенных друг от друга малоугловыми границами, которые сужались по направлению к центральной области монокристалла (рис. 2).

В случае прокатки монокристалла (110)[001] со смазкой (пониженное трение) уже при незначительной

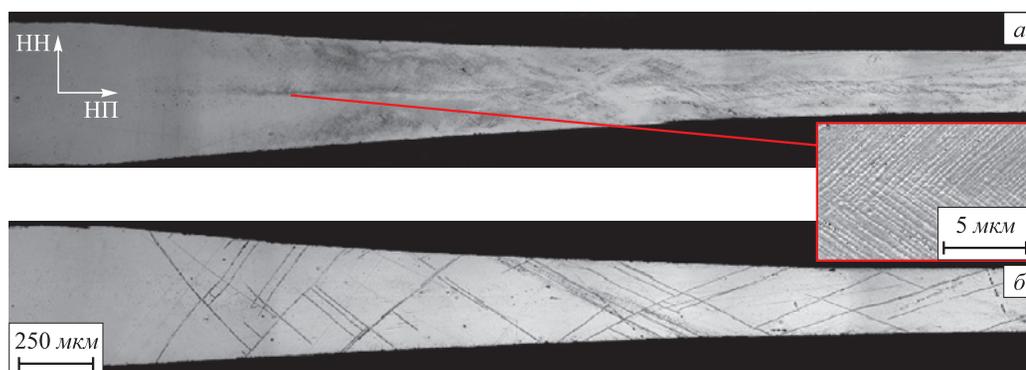


Рис. 1. Микроструктура очага деформации прокатанных монокристаллов Fe – 3 % Si с исходными ориентировками, близкими к (110)[001]: а – прокатка с повышенным трением (без смазки), отдельно вынесен микрорельеф на поверхности шлифа ( $\epsilon \sim 18\%$ , химическая полировка); б – прокатка при наличии смазки

Fig. 1. Microstructure of rolled Fe – 3 % Si deformation zone of single crystals which initial orientation is close to (110)[001]: а – rolling with high level of contact friction (without lubricant), microrelief on polished section surface is shown separately ( $\epsilon \sim 18\%$ , chemical polishing); б – rolling with lubricant

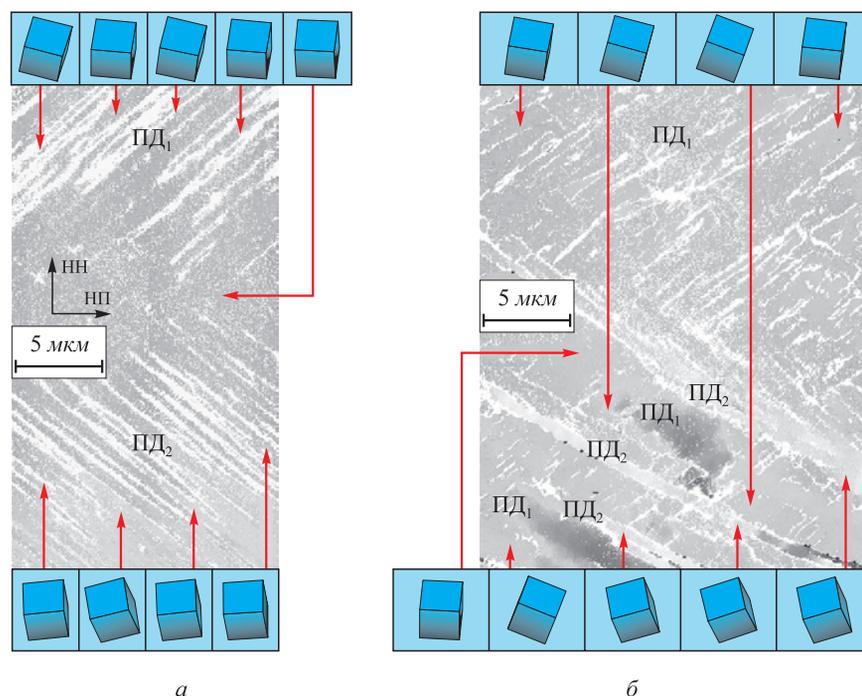


Рис. 2. Ориентировки центральной области прокатанного с повышенным трением монокристалла в виде ориентационных карт с ПН. Ориентации отдельных локальных областей показаны в виде элементарных ячеек кристаллической решетки. Степень деформации,  $\epsilon$ , %:  $a \sim 18$ ;  $b \sim 40$

Fig. 2. Orientations in the central region of single crystal rolled with high level of contact friction in the form of crystal orientation maps for TD. Orientations of individual localized areas are represented in the form of unit cells of the crystal lattice. The deformation rate  $\epsilon$ , %:  $a \sim 18$ ;  $b \sim 40$

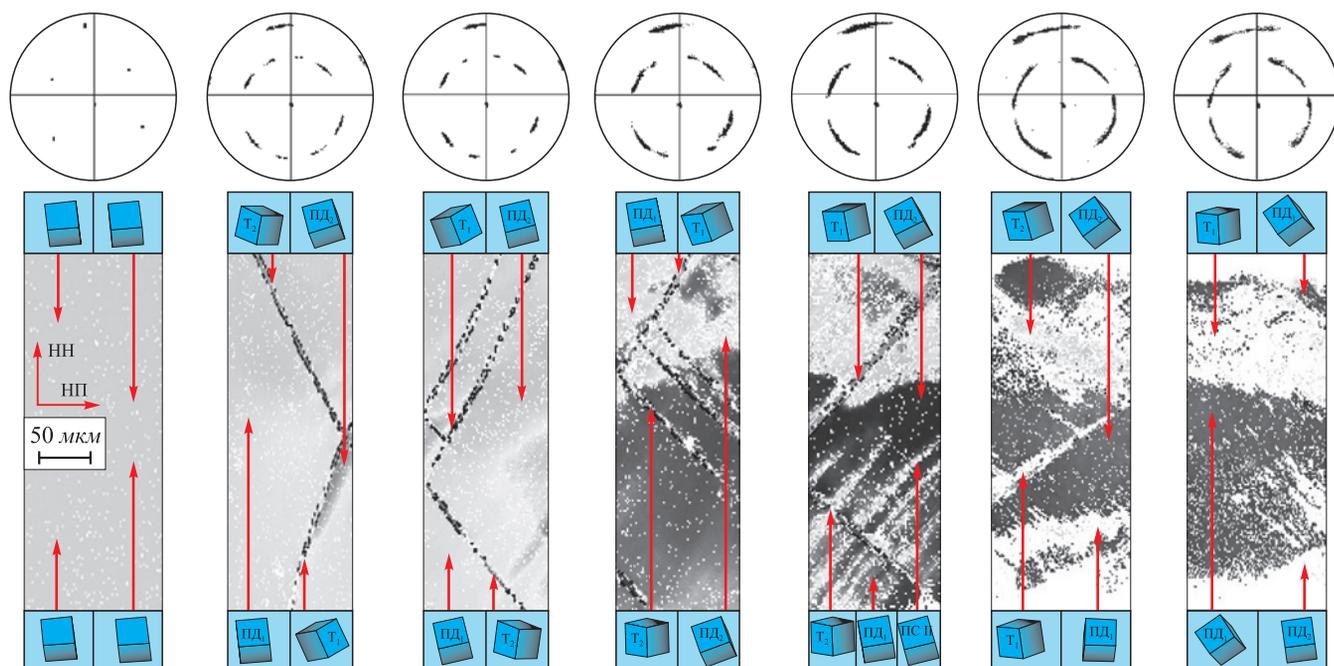


Рис. 3. Переориентация кристаллической решетки прокатанного с пониженным трением монокристалла в виде ориентационных карт с ПН и прямых полюсных фигур  $\{110\}$  с соответствующими картам областей. Ориентации отдельных локальных областей показаны в виде элементарных ячеек кристаллической решетки. Степень деформации,  $\epsilon$ , %:  $a \sim 3$ ;  $b \sim 10$ ;  $в \sim 13$ ;  $г \sim 23$ ;  $д \sim 30$ ;  $е \sim 44$ ;  $ж \sim 54$

Fig. 3. Crystal lattice reorientation of single crystal rolled with low level of contact friction in the form of crystal orientation map for TD and pole figures  $\{110\}$  with the corresponding areas of the maps. Orientations of individual localized areas are represented in the form of unit cells of the crystal lattice. The deformation rate  $\epsilon$ , %:  $a \sim 3$ ;  $b \sim 10$ ;  $в \sim 13$ ;  $г \sim 23$ ;  $д \sim 30$ ;  $е \sim 44$ ;  $ж \sim 54$

деформации фиксировалось двойникование (рис. 1, б, рис. 3). Поскольку двойникование неизбежно сопровождается формированием соответствующего рельефа поверхности, естественно предположить, что склонность к двойникованию сплава при наличии смазки обусловлена снижением вклада поверхностной энергии в общую энергию зарождения двойника.

При степени деформации ~3 % наблюдаются двойники двух симметричных систем  $(112)[\bar{1}\bar{1}1]$  ( $T_1$ ) и  $(112)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$  ( $T_2$ ), которые имеют ориентации по отношению к лабораторной системе координат  $(114)[\bar{2}2\bar{1}]$  и  $(114)[22\bar{1}]$  соответственно (рис. 3, б). При степенях деформации  $\epsilon \geq 50\%$  двойники систем  $T_1$  и  $T_2$  симметрично выстраиваются под углами  $20 - 25^\circ$  и  $160 - 155^\circ$  соответственно по отношению к плоскости прокатки (рис. 3, е, ж). Далее плотность двойников остается практически постоянной в течение всего процесса деформации. Ориентационный анализ показал, что двойники обеих систем в течение всего процесса деформации либо сохраняли строгую кристаллографическую связь  $\Sigma 3$  с матрицей, либо разориентация  $\Sigma 3$  в связи с локальными переориентировками кристаллической решетки преобразовывалась в близкие к ней  $\Sigma 17b$ ,  $\Sigma 43c$ . Основным механизмом деформации в случае прокатки монокристаллов с пониженным трением очевидно остается скольжение, которое приводит к формированию ПД, отличающихся ориентировками (рис. 3). Следует отметить, что в данном случае одна из двух визуально наблюдаемых деформационных полос (ПД<sub>1</sub>) в течение всего процесса деформации сохраняет ориентировку, близкую к исходной ориентации монокристалла (рис. 3, а – ж). При этом в структуре прокатанного монокристалла со степенью деформации ~30 % можно наблюдать следы пространственного взаимодействия ПД в виде полос, имеющих плоскость габитуса, параллельную  $\{112\}$  ПД<sub>2</sub> (рис. 3, д).

Таким образом, прокатка со смазкой и без (различия в коэффициенте трения) оказывает разное воздействие на микроскопические механизмы деформации кристаллов и приводит к видимым различиям в формировании мезоструктуры и текстуры образцов.

**Расчетные данные.** Для анализа влияния коэффициента трения на напряженное состояние при прокатке

был использован пакет Deform-3D. Для деформируемых полос была выбрана упругопластическая модель. В силу того, что упругие деформации полосы при холодной прокатке составляют малую часть очага деформации, упругие свойства материала принимали стандартными для стали без учета анизотропии: модуль упругости  $2,10 \cdot 10^5$  МПа, значение коэффициента Пуассона 0,30. Для описания пластических свойств использовали условие Мизеса, функцию сопротивления деформации назначали по справочным данным [18]. Условия прокатки без смазки моделировали коэффициентом трения по Кулону  $\mu = 0,22$ , со смазкой коэффициентом трения  $\mu = 0,11$  в соответствии с рекомендациями [19]. Далее рассматривается напряженное состояние металла в центральном по ширине слое полосы, на шаге моделирования в котором процесс прокатки является стационарным. Напряжения  $\tau_{max}$  в Deform-3D представлены в виде напряжения «Abs. max shear» (рис. 4).

Для более подробного анализа распределения напряжений  $\tau_{max}$  в очаге деформации был использован поточечный анализ. Поскольку очаг деформации симметричен, то рассматривалась только его верхняя половина. Очаг деформации делился по длине на девять поперечных сечений так, чтобы охватить все области цветной диаграммы напряжений. В каждом сечении рассматривались три характерные точки по толщине полосы: поверхность (0,5h), четверть толщины (0,25h) и центральный слой (0). Величина напряжения  $\tau_{max}$  оценивалась в девяти сечениях по длине очага деформации и трех точках по толщине, всего 27 точек (рис. 4).

Программа Deform-3D позволяет строить векторные диаграммы для главных напряжений  $\sigma_1$  и  $\sigma_3$ . Направления касательных напряжений  $\tau_{max}$ , таким образом, можно определить, как направления биссектрис углов между векторами  $\sigma_1$  и  $\sigma_3$ . Результаты измерений величин напряжений в характерных точках и углов между плоскостью прокатки и напряжениями  $\tau_{max}$  в характерных точках при двух разных коэффициентах трения представлены на рис. 5.

Для прокатки с высоким коэффициентом трения характерно общее увеличение величины касательных напряжений  $\tau_{max}$  для соответствующих поперечных сечений очага деформации по сравнению с низким коэф-

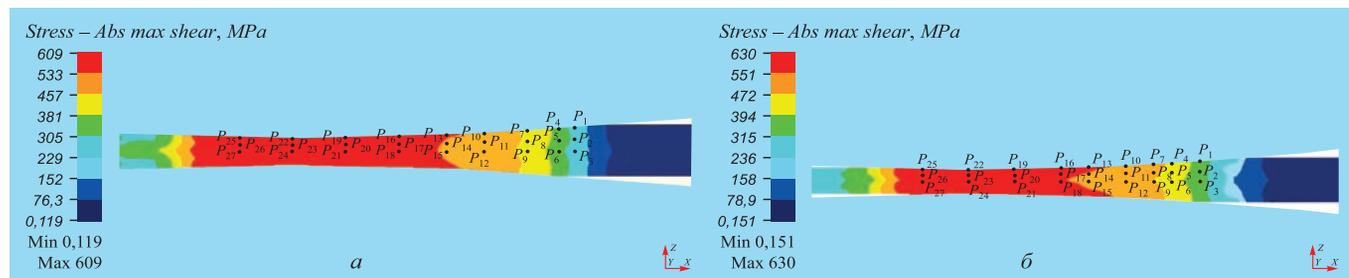


Рис. 4. Распределение напряжений  $\tau_{max}$  в очаге деформации при  $\mu = 0,11$  (а),  $\mu = 0,22$  (б) и указание характерных точек

Fig. 4. Distribution of  $\tau_{max}$  stress in deformation zone for different friction coefficient  $\mu = 0,11$  (а),  $\mu = 0,22$  (б) and control points scheme

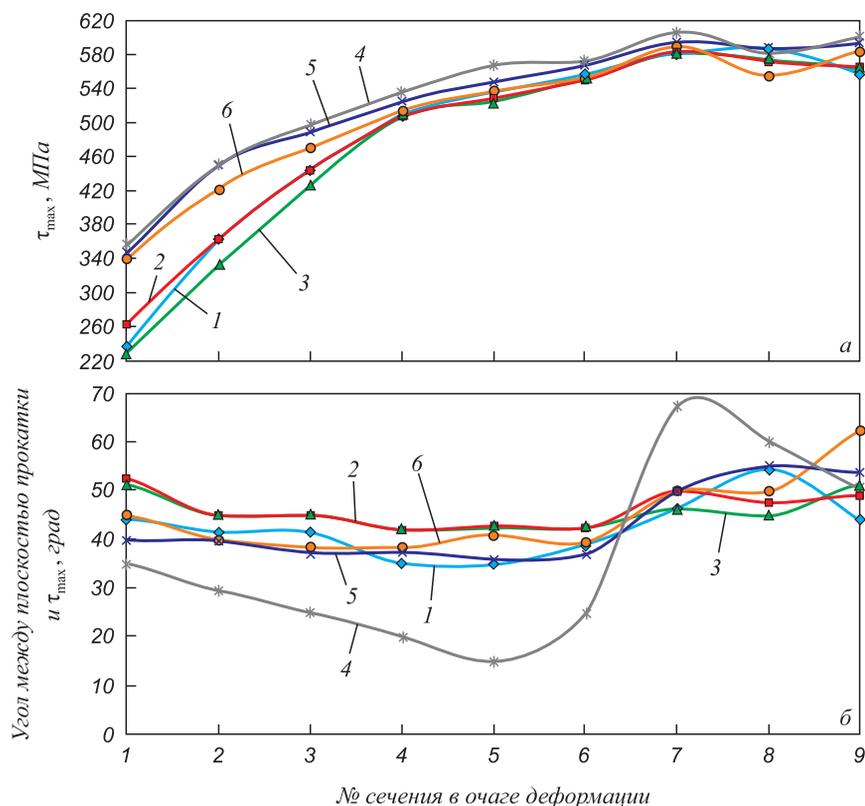


Рис. 5. Изменение величины (а) и направления (б)  $\tau_{\max}$  по длине и глубине очага деформации: 1 – 0,5h ( $\mu = 0,11$ ); 2 – 0,25h ( $\mu = 0,11$ ); 3 – 0 ( $\mu = 0,11$ ); 4 – 0,5h ( $\mu = 0,22$ ); 5 – 0,25h ( $\mu = 0,22$ ); 6 – 0 ( $\mu = 0,22$ )

Fig. 5. Variation of value (a) and direction (b) of  $\tau_{\max}$  along the length and depth of the deformation zone: 1 – 0,5h ( $\mu = 0,11$ ); 2 – 0,25h ( $\mu = 0,11$ ); 3 – 0 ( $\mu = 0,11$ ); 4 – 0,5h ( $\mu = 0,22$ ); 5 – 0,25h ( $\mu = 0,22$ ); 6 – 0 ( $\mu = 0,22$ )

фициентом трения. Данная разница наиболее выражена в области входа в очаг деформации (рис. 5). Кроме того, различия в коэффициенте трения приводят к изменениям направления  $\tau_{\max}$  по длине и глубине очага деформации, особенно в поверхностных (0,5h) слоях полосы. Значительное изменение направления  $\tau_{\max}$  в поверхностном слое очага деформации при повышенном трении можно объяснить сменой направления действия напряжений  $\tau_{\text{конт}}$  при переходе из кинематической зоны отставания в зону опережения.

Отметим, что для случая низкого коэффициента трения в области входа в очаг деформации углы между плоскостью прокатки и напряжениями  $\tau_{\max}$  близки к величине  $55^\circ$ . Это может объяснять появление в структуре при данном напряженном состоянии двойников деформации (рис. 1, б), так как действующие плоскости двойникового (112) и (11 $\bar{2}$ ) в монокристалле (110)<001> имеют угол с плоскостью прокатки  $54,7^\circ$ .

Из представленных данных следует, что коэффициент трения может оказывать значимое влияние на напряженное состояние в очаге деформации и качественно объясняет полученное экспериментальное различие в структуре прокатанных с различным трением монокристаллов.

**Дислокационный механизм формирования полос деформации и переходных полос.** С начала форми-

рования все наблюдаемые ПД отличаются ориентацией кристаллической решетки от исходной ориентировки монокристалла (рис. 2, 3). Даже в ПД, имеющей ориентировку, сравнительно близкую к ребровой, реализовывались процессы скольжения, за счет которых осуществлялись повороты кристаллической решетки как вокруг ПН, так и НН. Механизм переориентации решетки кристалла, отклоненного от идеальной ориентации (110)[001], проанализирован в работе [15].

В целом процесс переориентации монокристалла (110)[001] может быть описан поворотом кристаллической решетки в полосе деформации вокруг кристаллографического направления  $[1\bar{1}0]$ , близкого к ПН. Повышение степени деформации при прокатке способствует дальнейшей переориентации кристаллической решетки в основном объеме ПД и ее приближении к двум симметричным ориентировкам  $\{111\}<112>$  (рис. 2, б). При этом важно отметить, что процессы деформации в виде формирования ПД происходили не только в плоскости НН – НП, но и в плоскости НП – ПН: относительные объемы ПД в одной и той же плоскости шлифа могли существенно меняться при «продвижении» в НП (рис. 2, а, б). На рис. 2, б ПД<sub>2</sub> существует только в виде трех узких вытянутых вдоль направления скольжения ПД<sub>1</sub> областей, которые можно принять за элементы мезоструктуры типа по-

лос сдвига (ПС) с плоскостью габитуса  $\{112\}$  – ПС-II согласно [8].

Очевидно, что формирование деформационных полос с кристаллической решеткой, стремящейся к одной из двух симметричных ориентаций из  $\{111\}\langle 112\rangle$ , предопределено ориентационной нестабильностью ребрового кристалла в случае его прокатки в направлении, близком к кристаллографическому направлению  $[001]$ . Причиной образования набора деформационных полос является наличие локальных разориентаций между участками исходного монокристалла. В разных областях его решетки реализуется различный выбор первичных систем скольжения, действие которых определяет последующую переориентацию решетки. Следствием этого также является то, что полосы деформации отличаются «скоростью» переориентации кристаллической решетки.

При деформации монокристалла  $(110)[001]$  в параллельных плоскостях  $\{112\}$  формируются ряды дислокационных петель, вытянутых вдоль направления сдвига  $\langle 111\rangle$  [1]. Образование петель в одной системе скольжения  $\{112\}\langle 111\rangle$  ограничивает пробег дислокаций (длину петель) в симметричной системе (и наоборот). Выбор системы скольжения происходит случайно и определяет направление поворота кристаллической решетки к одной из двух ориентровок  $\{111\}\langle 112\rangle$ . В результате в пределах одной ПД, уже на начальных стадиях ее формирования, появляются отделенные друг от друга малоугловыми границами микрополосы, вытянутые вдоль направления  $\langle 111\rangle$  доминирующей («вращающей») системы скольжения. Малоугловые границы образованы отрезками краевых дислокаций второй системы. Угол разориентировки между микрополосами не превышает нескольких градусов, поскольку к ним из соседних областей подходят краевые дислокации противоположных знаков, которые практически компенсируют друг друга, за исключением малой плотности дислокаций одного знака. С увеличением степени деформации и, соответственно, повышением плотности дислокаций угол разориентировки между микрополосами растет как корень квадратный из числа краевых дислокаций, образующих данную малоугловую границу. Последнее, по-видимому, является следствием случайных блужданий вектора Бюргерса решеточных дислокаций вдоль кристаллографического направления  $\langle 111\rangle$ .

Вдоль направления скольжения доминирующей системы микрополосы, ограниченные малоугловыми границами, также разбиваются на вытянутые фрагменты. Соответствующие поперечные малоугловые границы образуются краевыми компонентами петель доминирующей системы с тем же механизмом формирования разориентировки фрагментов, т. е. за счет неполной компенсации знака дислокаций.

По-видимому, принципиальное отличие малоугловых границ, образованных поперек микрополос, от малоугловых границ вдоль микрополос обусловлено

более высокой подвижностью первых в процессе переориентации кристаллической решетки к соответствующей ориентровке  $\{111\}\langle 112\rangle$ . Под действием напряжений в доминирующей системе скольжения  $\{112\}\langle 111\rangle$  поперечные малоугловые границы могут разрушаться (рассыпаться) в результате противоположного движения краевых компонент противоположного знака. При этом увеличивается длина пробега краевых участков дислокационных петель и, соответственно, степень деформации в данной системе скольжения. Таким образом, в направлении скольжения фрагменты могут объединяться (огрубляться), увеличивая свою длину.

Формирование переходной полосы принципиально отличается от формирования малоугловых границ, разделяющих микрополосы или возникающих внутри микрополос. Исходя из анализа действующих систем скольжения, из соседних деформационных полос (например, ПД<sub>1</sub> и ПД<sub>2</sub>, см. рис. 2) к переходной полосе (изначально к промежуточной области) подходят дислокации одного знака, которые отталкиваются друг от друга. В результате структура промежуточной области представляет собой «елочку» из проникших и остановленных микрополос с малоугловыми границами. Очевидно, что с увеличением степени деформации должна происходить прогрессирующая блокировка скольжения в микрополосах в направлении от переходной области внутрь ПД. При этом блокировка по эффективной системе скольжения  $((110)[00\bar{1}](110)[\bar{1}1\bar{1}] + (110)[1\bar{1}\bar{1}])$  осуществляется в меньшей степени. Таким образом, вблизи переходной полосы (сформированной на месте переходной области) в результате отталкивания микрополос с ПД<sub>1</sub> и ПД<sub>2</sub> и соответствующей блокировки скольжения в доминирующих системах  $\{112\}\langle 111\rangle$ , ориентровка  $\{111\}\langle 112\rangle$  становится неустойчивой и возвращается к  $(110)[001]$  за счет действия только эффективной системы скольжения  $(110)[00\bar{1}]$ . В момент прекращения скольжения по эффективной системе из-за уменьшения фактора Шмида, функцию «обратного» поворота кристаллической решетки выполняет вторая действующая система скольжения из  $\{112\}\langle 111\rangle$ . В результате переходная полоса может достаточно долго в процессе деформации сохранять ориентровку, близкую к  $(110)[001]$ .

По аналогичному механизму происходит формирование наклоненных к плоскости прокатки переходных полос, являющихся частями ПД<sub>2</sub>, имеющих ориентацию, близкую к  $(110)[001]$  и габитус, параллельный плоскостям  $\{112\}$  ПД<sub>1</sub> (см. рис. 2, б). По-видимому, данные полосы зачастую неправомерно интерпретируют как полосы сдвига (SB-II) [8, 12].

Наблюдение формирования структуры кристалла в очаге деформации позволяет также проследить последовательность переориентации двойников при утонении полосы. При переориентации исходного монокристалла  $\{110\}\langle 001\rangle$  в направлении  $\{111\}\langle 112\rangle$  габитус

двойников системы  $\{112\}\langle 111\rangle$ , совпадающей с действующей системой скольжения (например,  $T_1$ ), должен наклоняться до угла  $\sim 20^\circ$  к плоскости прокатки. При этом матрица по отношению к лабораторной системе координат будет иметь ориентацию, близкую к  $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$  ( $ПД_1$ ), а двойник  $T_1 - (115)[55\bar{2}]$ . Габитус двойников второй системы  $T_2$  в  $ПД_1$  должен занимать положение, практически перпендикулярное к плоскости прокатки, а их решетка ориентацию, близкую к  $(111)[1\bar{1}2]$ . Однако удивительным фактом является то, что уменьшение исходного угла и сохранение специальной разориентации наблюдается для обеих систем двойников (см. рис. 4). При этом их кристаллическая решетка имеет одинаковую ориентацию по отношению к матрице, т. е. одна из систем двойников занимает закономерное, а другая система — незакономерное кристаллографическое положение в деформированной матрице. Наблюдаемая эволюция переориентации систем двойников в очаге деформации с сохранением строгой специальной разориентации типа  $\Sigma 3$  в полной мере описывается дислокационными механизмами, приведенными в работе [20].

Таким образом, методом ориентационной микроскопии исследован процесс формирования структуры при холодной прокатке монокристалла  $(110)[001]$  непосредственно в очаге деформации на микроскопическом уровне и его взаимосвязь с напряженным состоянием.

Очевидно, что процессы, протекающие при деформации в очаге деформации, не исчерпываются представленными результатами и нуждаются в более глубокой экспериментальной и расчетной детализации. Тем не менее, из полученных данных следует, что напряженное состояние и коэффициент трения оказывают значимое влияние на формирование мезоструктуры и развитие текстуры кристаллов. Представляется важным и перспективным проведение подобных исследований в функциональных материалах с различными кристаллическими решетками на субмикро- и нано кристаллическом уровнях.

**Выводы.** Исследован процесс формирования мезоструктуры при холодной прокатке монокристалла  $(110)[001]$  сплава Fe – 3 % Si в очаге деформации. Проведен расчет напряженного состояния при прокатке в Deform-3D для различной величины коэффициента трения. Показано, что напряженное состояние в зависимости от коэффициента трения может значимо влиять на формирование мезоструктуры и развитие текстуры кристалла.

На основе экспериментальных данных предложена дислокационная модель формирования деформационной мезоструктуры при холодной прокатке монокристалла  $(110)[001]$ , которая включает:

- образование микрополос на начальной стадии возникновения деформационных полос;
- формирование параллельных плоскости прокатки переходных полос с динамическим сохранением в них исходной ориентировки;

– образование наклонных к плоскости прокатки переходных полос с габитусом, параллельным плоскостям  $\{112\}$  матрицы, эквивалентных полосам сдвига, габитус которых составляет угол  $\sim 17^\circ$  к плоскости прокатки.

Экспериментально прослежена последовательность переориентации кристаллической решетки двойников с сохранением их специальной разориентации  $\Sigma 3$  с деформированной матрицей.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А. Теория образования текстур в металлах и сплавах. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
2. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. – Oxford: ELSEVIER Ltd, 2004. – 574 p.
3. Furubayashi E. Behavior of Dislocation in Fe – 3 % Si under Stress // Journal of the Physics Society of Japan. 1969. Vol. 27. No. 1. P. 130 – 146.
4. Гончаров В.А., Карпов М.И. Пластическая деформация монокристаллов молибдена  $(00\text{-}1)[-110]$  и  $(110)[-110]$  прокаткой при 293 К. I. Кристаллография скольжения // Физика металлов и металловедение. 1976. Т. 42. № 6. С. 1305 – 1310.
5. Гончаров В.А., Карпов М.И., Копецкий Ч.В. Пластическая деформация монокристаллов молибдена  $(001)[-110]$  и  $(110)[-110]$  прокаткой при 293 К. II. Дислокационная структура // Физика металлов и металловедение. 1977. Т. 43. № 6. С. 173 – 179.
6. Перлов Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А. Закономерности субструктурой неоднородности деформированных металлических материалов // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2004. Т. 68. № 10. С. 1462 – 1471.
7. Lobanov, M.L., Danilov, S.V., Pastukhov, V.I. etc. The crystallographic relationship of molybdenum textures after hot rolling and recrystallization // Materials and Design. 2016. Vol. 109. P. 251 – 255.
8. Ushioda K., Hutchinson W. B. Role of shear bands in annealing texture formation in 3 % Si – Fe  $(111)[1\bar{1}\bar{2}]$  single crystals // ISIJ Int. 1989. Vol. 29. P. 862 – 867.
9. Hutchinson B. Deformation substructures and recrystallization // Materials Science Forum. 2007. Vol. 558 – 559. P. 13 – 22.
10. Dorner D., Zaefferer S., Raabe D. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3%Si single crystal // Acta Mater. 2007. Vol. 55. No. 7. P. 2519 – 2530.
11. Dorner D., Adachi Y., Tsuzaki K., Zaefferer S. Tracing the Goss orientation during deformation and annealing of an FeSi single crystal // Materials Science Forum. 2007. Vol. 550. P. 485 – 490.
12. Русаков Г.М., Лобанов М.Л., Редикунцев А.А. и др. Специальные разориентации в областях локализации деформации в монокристаллах сплава Fe-3%Si // Журнал технической физики. 2014. Т. 84. № 8. С. 77 – 81.
13. Xiuhua G., Kemin Q., Chunlin Q. Magnetic properties of grain oriented ultra-thin silicon steel sheets processed by conventional rolling and cross shear rolling // Materials Science and Engineering A. 2006. Vol. 430. No. 1. P. 138 – 141.
14. Heo N.H., Soh J.Y., Oh J.M., Kim S.B. Influence of cold-rolling texture and heating rate on  $\{110\}\langle 001\rangle$  development in inhibitor-free 3%Si-Fe sheets // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2008. Vol. 320. No. 20. P. 635 – 637.
15. Лобанов М.Л., Редикунцев А.А., Русаков Г.М. и др. Влияние ориентировки зерен материала для изготовления сверхтонкой электротехнической анизотропной стали на ее текстуру и магнитные свойства // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 111. № 5. С. 502 – 509.
16. Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикунцев А.А. Влияние содержания меди, исходной структуры и схемы обработки на магнитные свойства сверхтонкой электротехнической анизотропной

- стали // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 7. С. 609 – 616.
17. Sokolov B.K., Sbitnev A.K., Gubernatorov V.V. etc. On the influence of the annealing heating rate on the recrystallization texture of a deformed single crystal (110)[001] of 3% silicon iron // Textures and Microstructures. 1995. Vol. 26 – 27. P. 427 – 443.
18. Третьяков А.В., Зюзин В.И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.

19. Грудев А.П. Внешнее трение при прокатке. – М.: Металлургия, 1973. – 288 с.
20. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Kagan I.V. Retention of the twinning  $\Sigma 3$  misorientation in the process of lattice transformation during cold rolling of a Fe3 pctSi single crystal // Metallurgical and materials transactions A. 2011. Vol. 42. No. 6. P. 1435 – 1438.

Поступила 27 декабря 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 3, pp. 207–215.

## FORMATION OF INTERNAL STRUCTURE IN THE DEFORMATION ZONE DURING ROLLING OF THE BCC SINGLE CRYSTAL (110)[001]

A.A. Redikul'tsev<sup>1</sup>, A.G. Uritskii<sup>2</sup>, M.P. Puzanov<sup>1</sup>,  
A.S. Belyaevskikh<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Ural Federal University named after the first President of Russia  
B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Institute of Engineering Science, RAS (Ural Branch), Ekaterinburg,  
Russia

**Abstract.** Structure formation staging of a single crystal (110) [001] of the alloy with Fe – 3 % Si bcc was investigated directly in deformation zone during cold rolling. Laboratory rolling mill was abruptly stopped during the rolling of every sample to create a visible «deformation zone». Lubrication was used on some samples to reduce the friction coefficient. Deformation structure was investigated by the methods of metallography and orientation electron microscopy. The connection of the experimental data with the calculated stress state was analyzed in Deform-3D program for different values of cold rolling friction coefficient. It was demonstrated that stress state in relation to friction coefficient can considerably influence the generation of mesostructure and crystal texture evolution in the material. It was observed that deformation bands formed in a cold rolled single crystal that was subject to high friction and relatively low strain value. Orientation analysis of the deformation bands linkage demonstrated in this area the existence of alternating microbands with slightly different orientations, separated from each other by low-angle boundaries. In case of single crystal (110)[001] rolling with lubrication (low friction) twinning was noted even for low strain level. As it seems, the reduction of surface energy input into the total energy of twin formation was the result of twinning. It was demonstrated that during all deformation process twins of both systems either preserved a strong  $\Sigma 3$  crystallographic connection with the matrix or  $\Sigma 3$  disorientation transformed into close special disorientations  $\Sigma 17b$  and  $\Sigma 43c$  in connection to local reorientation of crystal lattice. Based on experimental data dislocation model of deformation mesostructure formation during single crystal (110)[001] cold rolling has been proposed. This model deals with microbands formation at the initial stage of deformation bands appearance, the formation of transition bands parallel to rolling plane which retain initial orientations in dynamics, formation of transition bands tilted to the rolling plane with the habit planes parallel to {112} matrix planes. These transition bands are equivalent to shear bands the habit of which makes the angle of about 17° with the rolling plane.

**Keywords:** cold rolling, deformation zone, single crystal, deformation and transition bands, twinning, special grain boundaries.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-3-207-215

### REFERENCES

1. Vishnyakov Ya.D., Babareko A.A. *Teoriya obrazovaniya tekstur v metallakh i splavakh* [Theory of texture formation in metals and alloys]. Moscow: Nauka, 1979, 343 p. (In Russ.).

2. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Oxford: ELSEVIER Ltd, 2004, 574 p.
3. Furubayashi E. Behavior of dislocation in Fe – 3 % Si under stress. *Journal of the Physics Society of Japan*. 1969, vol. 27, no. 1, pp. 130–146.
4. Goncharov V.A., Karpov M.I. 1 bar 10. *Physics of Metals and Metallography*. 1976, vol. 42, no. 6, pp. 157–161.
5. Goncharov V.A., Karpov M.I., Kopetskii Ch.V. 1 bar 10. *Physics of Metals and Metallography*. 1977, vol. 43, no. 1, pp. 150–156.
6. Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G., Fesenko V.A. Regularities of substructural inhomogeneity of deformed metals. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics*. 2004, vol. 68, no. 10, pp. 1636–1646.
7. Lobanov, M.L., Danilov, S.V., Pastukhov, V.I., Averin, S.A., Khrunyuk, Y.Y., Popov, A.A. The crystallographic relationship of molybdenum textures after hot rolling and recrystallization. *Materials and Design*. 2016, vol. 109, pp. 251–255.
8. Ushioda K., Hutchinson W.B. Role of shear bands in annealing texture formation in 3 % Si – Fe (111)[11 $\bar{2}$ ] single crystals. *ISIJ Int*. 1989, vol. 29, pp. 862–867.
9. Hutchinson B. Deformation substructures and recrystallization. *Materials Science Forum*. 2007, vol. 558–559, pp. 13–22.
10. Dorner D., Zaefferer S., Raabe D. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3%Si single crystal. *Acta Mater*. 2007, vol. 55, no. 7, pp. 2519–2530.
11. Dorner D., Adachi Y., Tsuzaki K., Zaefferer S. Tracing the Goss orientation during deformation and annealing of an FeSi single crystal. *Materials Science Forum*. 2007, vol. 550, pp. 485–490.
12. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Karabanalov M.S., Lobanova L.V. Special misorientations in localized deformation regions in Fe–3% Si alloy single crystals. *Technical physics*. 2014, vol. 59, no. 8, pp. 1180–1184.
13. Xiuhua G., Kemin Q., Chunlin Q. Magnetic properties of grain oriented ultra-thin silicon steel sheets processed by conventional rolling and cross shear rolling. *Materials Science and Engineering A*. 2006, vol. 430, no.1, pp. 138–141.
14. Heo N.H., Soh J.Y., Oh J.M., Kim S.B. Influence of cold-rolling texture and heating rate on {110}<001> development in inhibitor-free 3%Si-Fe sheets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2008, vol. 320, no. 20, pp. 635–637.
15. Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Rusakov G.M., Kagan I.V., Perushina O.V. Effect of the grain orientation in the material used for the preparation of an ultrathin electrical steel on its texture and magnetic properties. *The Physics of Metals and Metallography*. 2011, vol. 111, no. 5, pp. 479–486.
16. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Effect of copper content, initial structure, and scheme of treatment on magnetic properties of ultra-thin grain oriented electrical steel. *The Physics of Metals and Metallography*. 2013, vol. 114, no. 7, pp. 559–565.

17. Sokolov B.K., Sbitnev A.K., Gubernatorov V.V., Gervasyeva I.V. and Vladimirov L.R. On the influence of the annealing heating rate on the recrystallization texture of a deformed single crystal (110) [001] of 3% silicon iron. *Textures and Microstructures*. 1995, vol. 26–27, pp. 427–443.
18. Tret'yakov A.V., Zyuzin V.I. *Mekhanicheskie svoystva metallov i splavov pri obrabotke davleniem* [Mechanical properties of metals and alloys at pressure treatment]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 224 p. (In Russ.).
19. Grudev A.P. *Vneshnee trenie pri prokatke* [External friction at rolling]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 288 p. (In Russ.).
20. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikultsev A.A., Kagan I.V. Retention of the twinning  $\Sigma 3$  misorientation in the process of lattice transformation during cold rolling of a Fe3pctSi single crystal. *Metallurgical and materials transactions A*. 2011, vol. 42, no. 6, pp. 1435–1438.

**Acknowledgements.** The work was performed on equipment of the laboratory “Structural analysis methods and properties of materials and nano-materials” of UrFU CCU supported by RFBR project no. 17-08-00892. The authors are grateful for the assistance program to support leading universities in Russia in order to enhance their competitiveness no. 211 of the Government of the Russian Federation no. 02.A03.21.0006.

**Information about the authors:**

*A.A. Redikul'tsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals” (redikultsev@mail.ru)*

*A.G. Uritskii, Postgraduate*

*M.P. Puzanov, Postgraduate of the Chair “Metal Forming”*

*A.S. Belyaevskikh, Postgraduate of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals”*

Received December 27, 2015