

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.374.2

### О ТЕКСТУРЕ ПРОКАТКИ В ОЦК-МЕТАЛЛАХ – ТЕОРИЯ ТЕКСТУРЫ ДВУОСНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТ

© 2021 г. Ф. Чж. Ся<sup>а</sup>, Х. Б. Сунь<sup>б</sup>, Х. Г. Вэй<sup>с, \*</sup>

<sup>а</sup>Отделение энергомашиностроения, Научно-технологический университет Цзянси, Ганьчжоу, 341000 Китай

<sup>б</sup>Столичная авиокосмическая машиностроительная корпорация (Лтд.), Пекин, 100000 Китай

<sup>с</sup>Факультет химии и металлургии материалов, Научно-технологический университет Цзянси, Ганьчжоу, 341000 Китай

\*e-mail: weihaigen@jxust.edu.cn

Поступила в редакцию 04.05.2020 г.

После доработки 23.02.2021 г.

Принята к публикации 28.02.2021 г.

Механические свойства листов из ОЦК-металлов, в частности, анизотропия свойств при растяжении, существенно зависят от текстуры материала. Для контроля текстуры очень важно изучать механизмы ее формирования. В работе предложена теория текстуры двuosного напряженного состояния, позволяющая устанавливать механизмы формирования текстуры в листах из ОЦК-металлов посредством анализа разворота зерна в процессе прокатки. С привлечением этой теории в статье изучены деформационная микроструктура и текстура прокатки металлических листов с W-образным профилем, причем показано, что при большой степени деформации (92.4%) формируются две стабильные текстурные компоненты (001)[110] и (111)[ $\bar{1}0$ ]. Эти две компоненты могут испытывать превращение друг в друга под действием активации систем сопряженного и поперечного скольжения, что делает эти компоненты стабильными в W-образных листах. Анализ деформационной микроструктуры в W-образных листах проводили с привлечением методов анализа следов на полюсной фигуре на основе развиваемой теории текстуры двuosного напряженного состояния, причем предсказания теории хорошо согласуются с экспериментальными результатами.

*Ключевые слова:* текстура прокатки, превращения текстуры, микроструктура деформации

DOI: 10.31857/S0015323021070111

#### ВВЕДЕНИЕ

Текстуры металлических листов оказывают значительное влияние на анизотропию механических свойств и обрабатываемость материалов (например, способность к волочению на большие степени деформации) [1–4]. Поэтому изучение механизмов формирования текстур прокатки в металлах имеет большое практическое значение. В литературе применительно к текстурам прокатки в ОЦК-металлах некоторые исследователи сосредоточили свое внимание на моделировании процессов текстурообразования на основе анализа систем скольжения [5–9]. Между текстурами прокатки и сдвига в кубических металлах была обнаружена зависимость: разворот указанных текстур относительно друг друга на 90°, что было объяснено симметрией соответствующих систем скольжения в кубических металлах [9]. Анализ, основанный на использовании полюсной фигуры (ПФ), являющийся мощным инструментом моделирования для установления механизма скольжения, должен быть эффективным и в моделировании и в интер-

претации экспериментальных результатов. В работах [4, 10, 11] количественно исследованы текстурные превращения в металлах при их деформировании. При этом одно из самых замечательных исследований было проведено Dillamore в [10], он изучал текстурные превращения при прокатке с точки зрения вращения кристалла на основе определения напряжений прокатки с использованием ПФ. Вместе с тем алгоритм его модели и связанные с ним аналитические методы не были представлены подробно, что затрудняло применение его теории. В металлическом листе часто можно обнаружить соответствие между текстурой прокатки и микроструктурой деформации [12–14]. Однако их совместному анализу, основанному на учете механизма формирования текстур, уделялось мало внимания. В данной работе предложен аналитический метод и связанный с ним алгоритм исследования вращения кристалла при прокатке по ПФ. На основе этого выявляется механизм скольжения, действующий при переходе от текстуры типа {100}<011> к текстуре типа {111}<100>

в листах W-образного профиля, которые представляют собой две стабильные компоненты текстуры в листах ОЦК-металлов [15, 16], и анализируются обусловленные действием этого механизма микроструктуры деформации.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

W-образные листы, использованные в данной работе для определения текстуры, были подготовлены следующим образом. Сначала W-образные заготовки толщиной 22 мм, полученные методами порошковой металлургии, были прокатаны при температуре 1500°C на 40% в три прохода. Затем они были подвергнуты прокатке при 1200°C на 92.3% в восемь проходов. Микроструктуры и текстуры прокатанных W-образных листов были охарактеризованы с помощью EBSD-анализа, осуществленного на поверхностях “направление прокатки—нормальное направление” (НП—НН) W-образных листов. Образцы для EBSD-исследования готовили механическим шлифованием и электролитической полировкой в 2 вес. % растворе NaOH при комнатной температуре при постоянном напряжении 12В в течение 1 мин. Для EBSD-анализа образцов использовали растровый электронный микроскоп (РЭМ) с полевой эмиссионной пушкой модели JSM-5600LV, оснащенный системами HKL EBSD, результаты анализировали с помощью программного обеспечения “HKL Channel 5”. Вращение кристалла (зерна), происходящее при прокатке, теоретически исследовали следующим образом. Сперва, на основе исходной ориентации зерна, установленной в EBSD-эксперименте, ось вращения и соответствующий угол были рассчитаны с использованием теории текстуры двусосного напряженного состояния, предложенной в этой работе. Затем траектории движения полюсов направления прокатки (НП), поперечного направления (ПН) и направления напряжения прокатки (ННП), соответствовавшие прокатанному листу, были нанесены на ПФ с помощью компьютерной программы “CaRIne Crystallography”, использованной для расчета положения оси вращения и угла поворота. По прочерченным траекториям были проанализированы текстурные превращения и микроструктуры деформации в листах с W-образным профилем.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

### 1. Теория текстуры двусосного напряженного состояния

На рис. 1 представлена ПФ для ОЦК-металлов, с выходом оси [001] в центре ПФ. На ней обозначены следующие элементы систем скольжения:

1 – полюса 4-х плотноупакованных направлений, обозначенные символами А, В, С и D;

2 – полюса нормалей к 6-ти плотноупакованным плоскостям, отмеченные цифрами 1, 2, 3, 4, 5 и 6;

3 – “следы” 6-ти плотноупакованных плоскостей, отмеченные символами (011), (0 $\bar{1}$ 1), (110), ( $\bar{1}$ 10), (101) и ( $\bar{1}$ 01).

В ОЦК-металлах имеется 12 систем скольжения, реализующихся по плотноупакованным плоскостям. Эти системы скольжения обозначены как 1В, 1С, 2С, 2D, 3А, 3D, 4А, 4В, 5А, 5С, 6В и 6D. ПФ на рис. 1 поделена на 24 стандартных стереографических треугольника, в которых присутствуют системы скольжения с максимальным напряжением сдвига для напряжения прокатки в любом из стандартных стереографических треугольников. В случаях, когда направление напряжения прокатки оказывается в одном из стандартных треугольников или вблизи границы, общей для двух смежных стандартных треугольников, будут активированы сопряженные системы скольжения, указанные в каждом из смежных стандартных треугольников [17].

Напряжение прокатки в произвольно взятом зерне материала приблизительно можно разложить на компоненту растягивающего напряжения  $\sigma_t$ , действующую в направлении прокатки (НП), и компоненту сжатия  $\sigma_c$ , действующую параллельно направлению нормали (НН) к плоскости прокатанного листа. Так что вектор вдоль  $\sigma_t$  в зерне с ориентацией  $(hkl)[uvw]$ , т.е. плоскость зерна  $(hkl)$  параллельна плоскости прокатки, а направление  $[uvw]$  параллельно направлению прокатки, может быть охарактеризован следующим образом.

Единичный вектор  $V_n$ , параллельный направлению нормали к плоскости прокатанного листа, может быть определен как

$$V_n = \frac{h}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \mathbf{a} + \frac{k}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \mathbf{b} + \frac{l}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \mathbf{c}, \quad (1)$$

где вектора  $\mathbf{a}$ ,  $\mathbf{b}$  и  $\mathbf{c}$  – единичные вектора вдоль кристаллографических осей. Единичный вектор  $V_r$  вдоль направления прокатки НП может быть определен как

$$V_r = \frac{u}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \mathbf{a} + \frac{v}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \mathbf{b} + \frac{w}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \mathbf{c}. \quad (2)$$

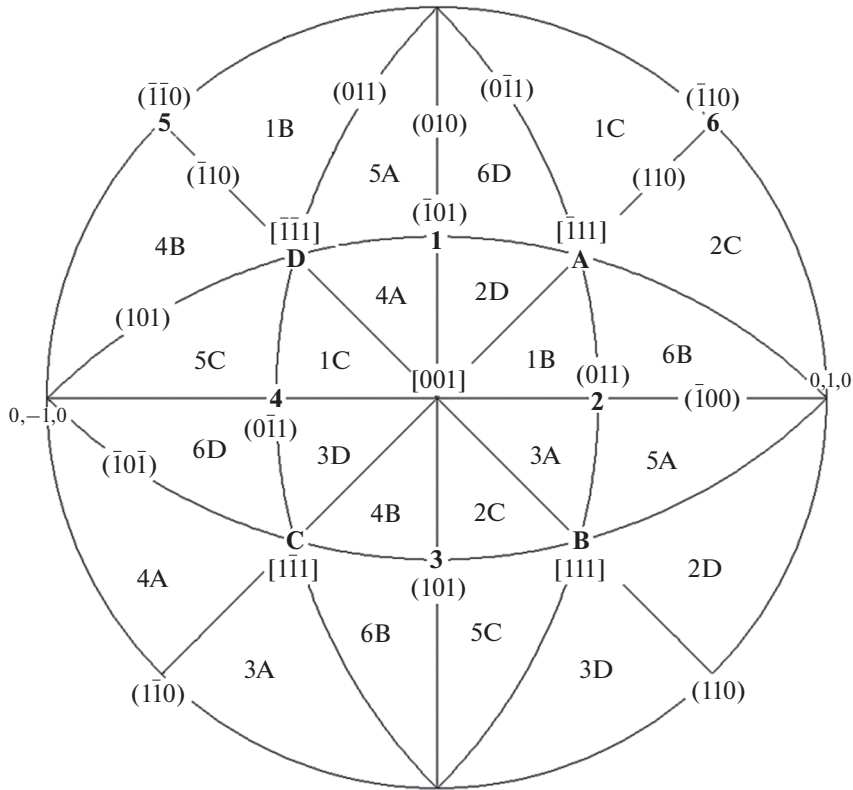


Рис. 1. Стандартная ПФ (001) ОЦК-металлов; для объяснения цифр, буквенных символов и миллеровских индексов на ПФ см. текст.

Далее, вектор  $V_{rs}$ , ориентированный вдоль направления напряжения прокатки ННП, может быть определен как

$$V_r = \left( \frac{-h}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} + \frac{-u}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \right) \mathbf{a} + \left( \frac{-k}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} + \frac{-v}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \right) \mathbf{b} + \left( \frac{-l}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} + \frac{-w}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \right) \mathbf{c}. \quad (3)$$

Таким образом, активированная в зерне система скольжения может быть определена по положению вектора  $V_{rs}$  на ПФ, представленной на рис. 1, а затем ориентация зерна, которое испытывает разворот как реакцию на активируемые при прокатке системы скольжения, может быть определена согласно следующим принципам. При активированных системах скольжения плоскости скольжения в зерне будут испытывать разворот, выстраиваясь параллельно плоскости прокатки, а направления скольжения будут разворачиваться параллельно направлению прокатки. Если активирована сопряженная система скольжения, то кристаллическая плоскость, индексы которой могут быть определены как сумма индексов плоскостей сопряженных систем скольжения, будет раз-

ворачиваться параллельно плоскости прокатки, а кристаллографическое направление, индексы которого могут быть определены как сумма индексов направлений сопряженных систем скольжения, будет поворачиваться параллельно направлению прокатки. Далее будет приведен метод вычисления оси вращения и угла, на который разворачивается зерно, как описано выше.

Ориентацию зерна перед вращением можно представить в виде матрицы

$$G_1 = \begin{pmatrix} u_1 & r_1 & h_1 \\ v_1 & s_1 & k_1 \\ w_1 & t_1 & l_1 \end{pmatrix}, \quad (4)$$

где  $[u_1 \ v_1 \ w_1]$  представляют единичный вектор вдоль направления прокатки (НП),  $[r_1 \ s_1 \ t_1]$  – единичный вектор вдоль поперечного направления (ПН), а  $[h_1 \ k_1 \ l_1]$  – единичный вектор вдоль направления нормали (НН). Поименованные единичные вектора представлены в системе координат кристалла. Для матрицы  $G_1$  выражение может быть записано как

$$\begin{pmatrix} u_1 & r_1 & h_1 \\ v_1 & s_1 & k_1 \\ w_1 & t_1 & l_1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} u_1 & r_1 & h_1 \\ v_1 & s_1 & k_1 \\ w_1 & t_1 & l_1 \end{pmatrix}, \quad (5)$$

где три единичных вектора–столбца во второй матрице могут быть рассмотрены как три вектора вдоль осей кристалла. Согласно представленному матричному выражению операции вращения кристалла,  $G_1$  также является матрицей вращения, посредством которой координатная система кристалла может быть повернута до ее совмещения с координатной системой образца в исходном положении до прокатки.

Предполагается, что ориентация зерна после прокатки, которая здесь называется конечной ориентацией, может быть представлена в виде матрицы следующего вида:

$$G_2 = \begin{pmatrix} u_2 & r_2 & h_2 \\ v_2 & s_2 & k_2 \\ w_2 & t_2 & l_2 \end{pmatrix}, \quad (6)$$

где  $[u_2 \ v_2 \ w_2]$  представляет собой единичный вектор вдоль НП,  $[r_2 \ s_2 \ t_2]$  – единичный вектор вдоль ПН, а  $[h_2 \ k_2 \ l_2]$  – единичный вектор вдоль НН. Эти три единичных вектора представлены в системе координат кристалла. Матрица  $G_2$  также представляет собой матрицу вращения, посредством которой конечная ориентация координатной системы образца может быть совмещена с исходной координатной системой кристалла. С другой стороны, согласно данному выше определению,  $G_1^{-1}$  представляет собой матрицу вращения, посредством которой исходная координатная система образца до его прокатки может быть совмещена с конечной координатной системой кристалла. Таким образом, матрица вращения, посредством которой координатная система образца до прокатки может быть повернута к конечной ориентации координатной системы образца после прокатки, может быть получена следующим образом:

$$G = G_2 G_1^{-1}. \quad (7)$$

Более того, можно получить, что  $G_1^{-1} = G_1^T$ , так как матрица  $G_1$  составлена из трех единичных взаимно-перпендикулярных векторов [18]. Итак, матрица  $G$  может быть определена как

$$G = G_2 G_1^T. \quad (8)$$

Указанное матричное представление перечисленных выше вращений при совмещении различных систем координат схематически проиллюстрировано на рис. 2.

Согласно теории вращения координатных систем, изложенной в [19], угол поворота  $\theta$ , и ось вращения,  $R$ , представленные матрицей  $G$ , могут быть определены из

$$\theta = \cos^{-1} \left( \frac{G_{11} + G_{22} + G_{33} - 1}{2} \right) \quad (9)$$

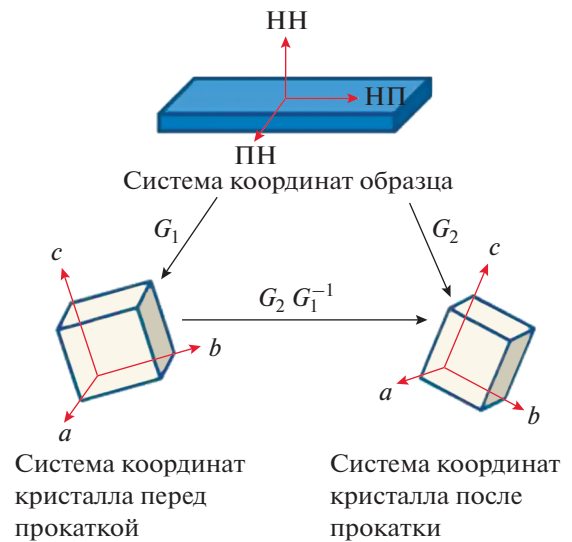


Рис. 2. Схематическая иллюстрация матричного представления соотношений разворота между кристаллографическими координатными системами до и после прокатки, с одной стороны, и координатной системой образца, с другой.

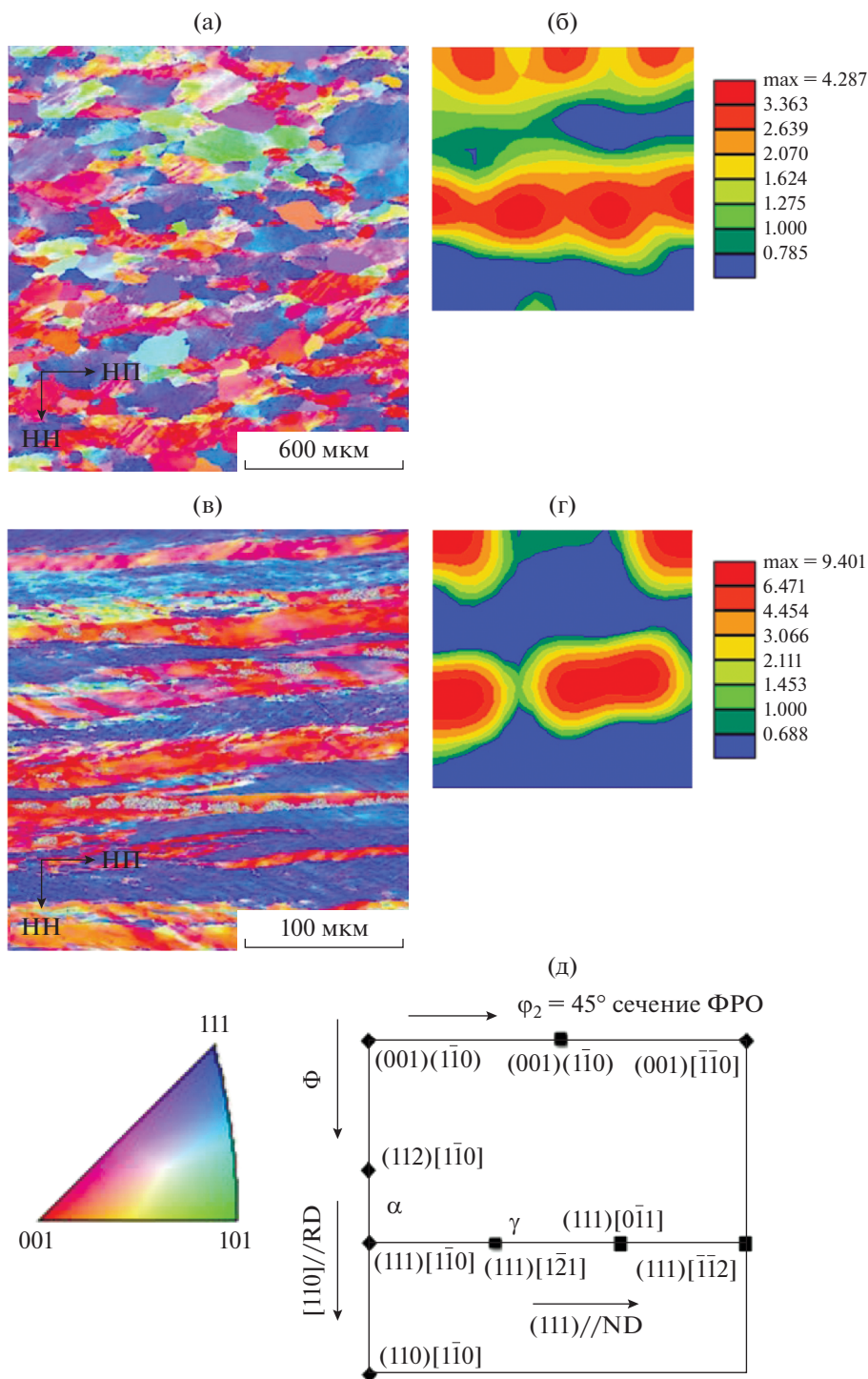
$$\text{и } R = \left( \frac{G_{23} - G_{32}}{2\sin\theta}, \frac{G_{31} - G_{13}}{2\sin\theta}, \frac{G_{12} - G_{21}}{2\sin\theta} \right) \quad (10)$$

соответственно, причем,  $G_{ij}$  – элемент матрицы  $G$ , стоящий на пересечении  $i$ -той строки и  $j$ -того столбца. В уравнении (10) ось вращения представлена в системе координат кристалла. Основываясь на выражениях для оси и угла вращения, траектории разворота направлений ННП, НН и НП на ПФ фигуре могут быть построены с привлечением программного обеспечения “CaRIne Crystallography 3.1”, что далее позволит проанализировать активированные системы скольжения и преобразование текстуры.

В предложенной выше теории вектор вдоль ННП в зерне определяется с использованием направлений НП и НН, поэтому точное название указанной теории будет звучать как “теория текстуры двухосного напряженного состояния”.

## 2. Приложение теории текстуры двухосного напряженного состояния

Ориентационные карты в цветах обратной полюсной фигуры (ОПФ) и  $\psi_2 = 45^\circ$  сечения ФРО (функций распределения ориентаций) листов с W-образным профилем, прокатанных на 50% и 92.4%, представлены на рис. 3. Из рис. 3б можно установить, что в W-образных листах, прокатанных на 50%, формируется текстура следующих типов: (001)[110], (001)[0 $\bar{1}$ 0], (111)[1 $\bar{1}$ 0] и (111)[1 $\bar{2}$ 1]. Более того, ориентировки зерен в W-образных листах на этой стадии деформации распределя-

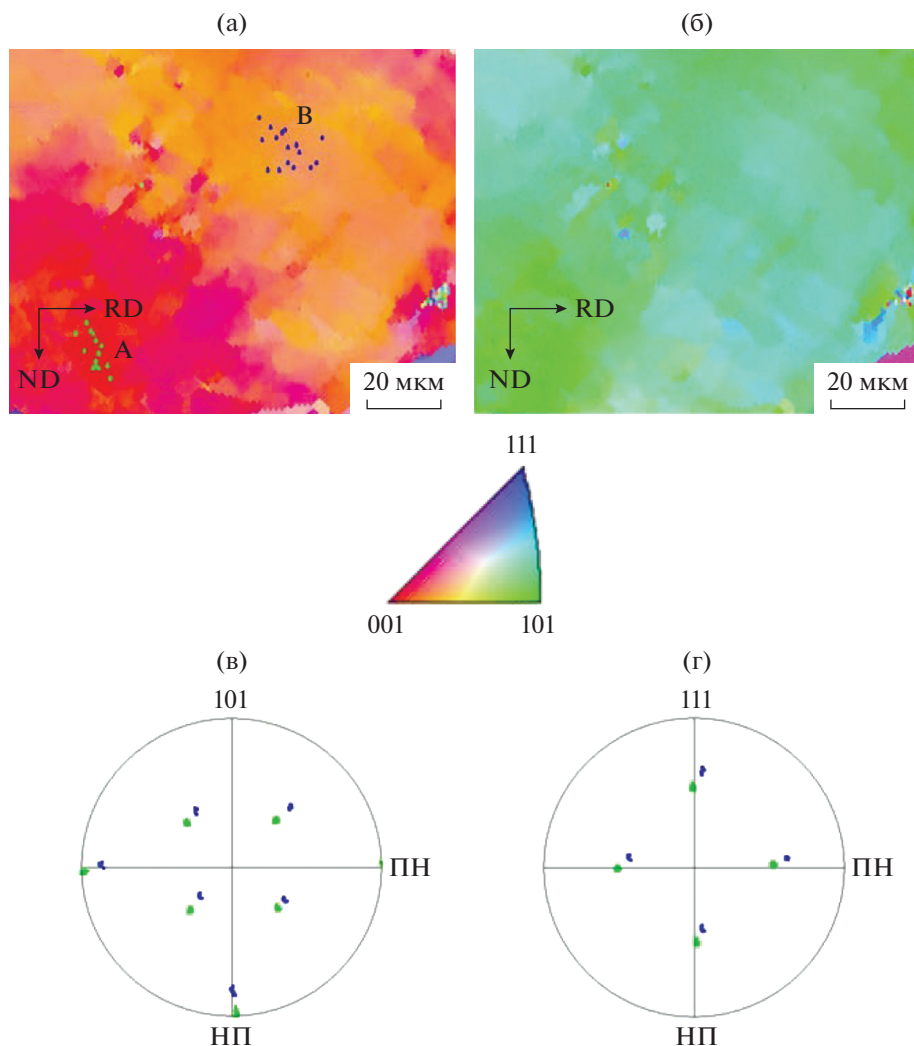


**Рис. 3.** Ориентационная карта в цветах ОПФ и  $\psi_2 = 45^\circ$  ФРО-сечение для листа W-образного профиля, прокатанного на 50% (а, б); (в) и (г) – ориентационная карта в цветах ОПФ и  $\psi_2 = 45^\circ$  ОФР-сечение для листа W-образного профиля, прокатанного на 92.4% соответственно; (д)  $\psi_2 = 45^\circ$  ФРО-сечение для ОЦК-металлов.

ются в основном вокруг текстур четырех типов. После прокатки на 92.4% компоненты текстуры  $(001)[110]$  и  $(111)[\bar{1}0]$  усиливаются, тогда как другие текстурные компоненты претерпевают значительное рассеяние, как показано на рис. 3г.

На рис. 4а и 4б представлены НН- и НП-ориентационные карты в цветах ОПФ для зерна приблизительно  $(001)[110]$  ориентации в горячекатаном на 50% W-образном листе. На рис. 4в и 4г представлены соответственно  $(101)$ - и  $(111)$ -по-





**Рис. 4.** НН- (а) и НП- (б) ориентационные карты в цветах ОПФ зерна вблизи ориентации (001)[110] для W-образного листа, прокатанного на 50%; Полусные фигуры (в) (101) и (г) (111) для областей А и В на (а). На ПФ зеленые и синие точки обозначают ориентацию областей А и В соответственно на (а).

люсные фигуры для областей А и В, отмеченных на рис. 4а. Зеленые и синие точки на двух ПФ (рис. 4в и 4г) указывают на ориентации областей А и В, отмеченных на рис. 4а, соответственно. Компьютерный расчет [НКЛ софт] позволил установить, что ориентация области А – это (001)[15 16 0], что очень близко к текстурной компоненте (001)[110]. Для области В ориентация оказалась типа (20 5 1) [3, 10, 10], что указывает на разворот между областями А и В. Это следует отнести к реализации кристаллографического скольжения, произошедшего во время прокатки, которое одновременно способно вызывать трансформацию текстуры. В дальнейшем это ориентационное преобразование будет проанализировано на основе теории текстур двухосного напряженного состояния.

Ориентация области А на рис. 4а может быть представлена матрицей согласно выражению (4) как

$$G_1 = \begin{pmatrix} -0.68 & 0.73 & 0 \\ 0.73 & 0.68 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}. \quad (11)$$

Вектор вдоль ННП для области А может быть определен согласно (3) как  $[0.68 \ 0.73 \ \bar{1}]$ , и соответствующий полюс выделен точкой красного цвета на ПФ, представленной на рис. 5. В сравнении с рис. 1, можно показать, что при указанной ориентации вектора ННП в области А будут активированы сопряженные системы скольжения  $2D(011)[\bar{1} \ \bar{1}1] + 1V(\bar{1}01)[111]$ , при этом область А будет испытывать разворот до ориентации  $(\bar{1}12)[110]$ ,

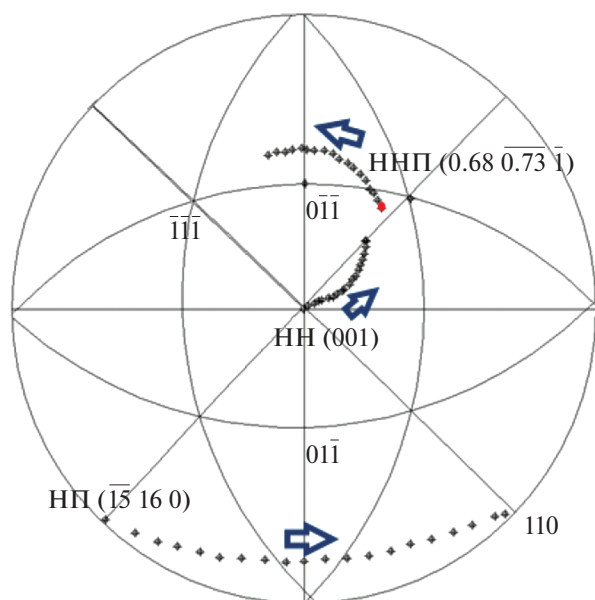


Рис. 5. Траектории движения полюсов НП, НН и ННП для области А на рис. 4 при активации сопряженных систем скольжения 2D + 1B.

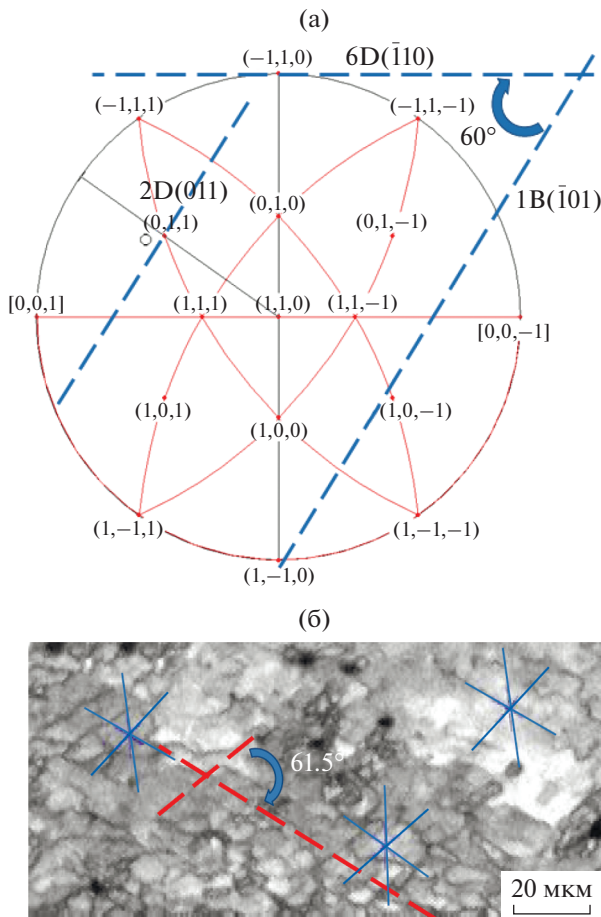
которая в матричной форме может быть представлена как

$$G_2 = \begin{pmatrix} -0.06 & -0.91 & -0.41 \\ -0.90 & -0.12 & 0.41 \\ 0.42 & 0.39 & 0.82 \end{pmatrix}. \quad (12)$$

Согласно выражениям (7)–(9), ось вращения и угол, на который разворачивается область А, могут быть определены на основе матриц  $G_1$  (11) и  $G_2$  (12), как  $(0.01 \ 0.42 \ 0.91)$  и  $93.58^\circ$  соответственно. Траектории разворота полюсов НП, НН и ННП вычерчены на рис. 5 с шагом угла разворота в  $5^\circ$  между соседними точками на траекториях, что было рассчитано с привлечением компьютерной программы “CaRIne Crystallography”. Стрелочки на рис. 5 указывают направления разворота. Можно видеть, что в процессе разворота, направление ННП пересекает след плоскости  $(01\bar{1})$ , что приводит к активации системы скольжения 6D  $(\bar{1}10)[\bar{1}11]$ , являющейся системой поперечного скольжения в системе скольжения 2D. Поперечное скольжение, имеющие место при деформации материала, может ослабить деформационное упрочнение [20–22], так что, когда ННП в области А поворачивается до следа плоскости  $(01\bar{1})$ , энергетически выгодным оказывается активация множественных систем скольжения, а именно – 2D + 1B + 6D. При множественном скольжении для ориентации  $(\bar{1}12)[110]$ , в которую область А стремится повернуться под действием сопряжен-

ных систем скольжения 2D + 1B, плоскость кристалла  $(\bar{1}12)$  трансформируется в  $(\bar{1}11)$  плоскость в результате активации системы скольжения 6D, причем это происходит без изменения направления кристалла  $[110]$ , поскольку направление  $[\bar{1}\bar{1}1]$  присуще обеим системам скольжения 2D и 6D. Это означает, что происходит трансформация текстуры материала из  $(001)[110]$  в  $(\bar{1}11)[110]$ . Аналогичным путем трансформация текстуры из  $(\bar{1}11)[110]$  в  $(001)[110]$  может быть вызвана активацией сопряженных систем скольжения совместно с реализацией поперечного скольжения, и этот результат также находится в числе предсказаний теории текстуры двухосного напряженного состояния. Это означает, что две указанные текстуры могут испытывать только превращение друг в друга, они не устраняются во время прокатки после того, как уже сформированы в прокатанных листах. Вот почему текстуры  $(\bar{1}11)[110]$  и  $(001)[110]$  мы называем текстурами стабильных ориентаций в W-образных листах, прокатанных на большие степени деформации, что проиллюстрировано на рис. 3г.

На основании вида матрицы  $G_1$  (11) можно установить, что ПН в области А на рис. 4а почти параллельно направлению  $[110]$ . Вид в этом направлении позволяет представить следы плоскостей скольжения, принадлежащих системам скольжения 2D, 1B и 6D, на ПФ, как показано на рис. 6а штриховыми линиями. Можно видеть, что следы плоскостей скольжения систем скольжения 2D и 1B параллельны друг другу, а углы между следами плоскостей скольжения систем 1B и 6D, в первом случае, и 2D и 6D, во втором, составляют  $60^\circ$ . На рис. 6б все следы плоскостей  $\{110\}$  в области А, обозначенной на рис. 4а, рассчитанные с привлечением EBSD-анализа, указаны синим цветом на восстановленном изображении. На восстановленном изображении границы в основной деформационной микроструктуре, сформировавшиеся в области А, выделены пунктирными линиями красного цвета. Можно видеть, что в области А сформировалось две границы, причем угол между ними составляет около  $61.5^\circ$ , что приблизительно равно величине угла между следами плоскостей скольжения, представленными на рис. 6а. На рис. 6б можно видеть, что границы в деформационной микроструктуре также практически параллельны любому из следов плоскостей  $\{110\}$ , отмеченных линиями синего цвета. Это является наглядным свидетельством того, что активированные в области А системы скольжения должны быть системами множественного скольжения 2D + 1B + 6D. Таким образом, указанные системы скольжения, которые предсказаны теорией текстур двухосного напряженного состояния, находится в соответствии с истинным положением вещей.

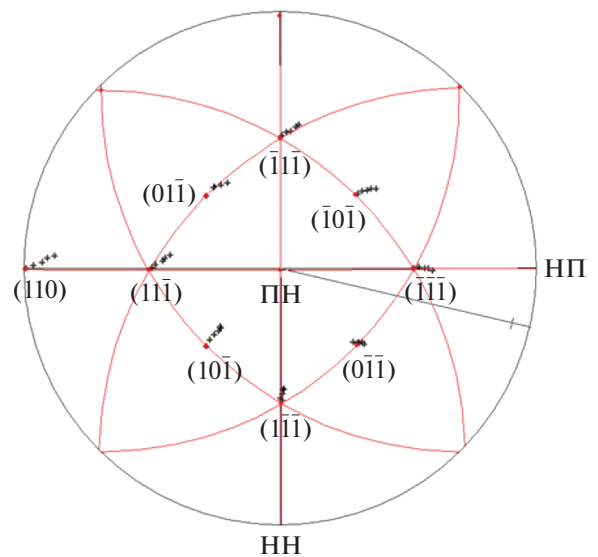


**Рис. 6.** Следы плоскостей скольжения (синие штриховые линии) систем скольжения 2D, 1B и 6D для области А, приведенной на рис. 4а, на ПФ, вид вдоль направления [110] – а; б – восстановленное изображение области А на рис. 4а, где синие линии указывают следы плоскостей {110} в отмеченных положениях, а красные штриховые линии отмечают основные границы в деформационной микроструктуре, запечатленной на снимке. Можно видеть, что красная штриховая линия приблизительно параллельна одной из синих линий на изображении.

Выше было установлено, что ориентация зерн в области А на рис. 4а в процессе его разворота в результате действия систем множественного скольжения 2D + 1B + 6D стремится к ориентации  $(\bar{1}11)[101]$ . Тогда матрица вращения может быть вычислена по формулам (4)–(9) как

$$G = \begin{pmatrix} -0.78 & 0.24 & -0.58 \\ -0.60 & -0.56 & 0.58 \\ -0.19 & 0.80 & 0.58 \end{pmatrix}. \quad (13)$$

Основываясь на этом результате для матрицы вращения  $G$ , и на основании уравнений (9) и (10), можно получить ось разворота –  $(0.23 \ 0.41 \ 0.88)$ ,



**Рис. 7.** Предсказанные траекторией движения полюсов {111} и {110} области А на рис. 4а; вывод основан на учете активации систем скольжения 2D + 1B + 6D, с видом вдоль ПН, причем, интервал между соседними значками составляет 1°.

а угла разворота – 29.2°. Этих данных достаточно для построения траекторий полюсов {111} и {110} области А (обозначенной на рис. 4а) на ПФ с видом вдоль ПН, как показано на рис. 7. Нетрудно видеть, что указанные траектории этих полюсов, предсказанные теорией текстуры двусосного напряженного состояния, находятся в прекрасном соответствии со смещениями соответствующих полюсов, наблюдаемыми практически (рис. 4в и 4г). Таким образом, теория текстуры двусосного напряженного состояния позволяет сделать разумный прогноз относительно вращения кристалла при прокатке, а область В должна быть переходной ориентацией в отношении области А, преобразуемой в ориентацию  $(\bar{1}11)[101]$ .

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе на основе матричного представления вращения кристалла при прокатке предложена теория текстуры двусосного напряженного состояния. Вращение кристалла и, следовательно, механизмы формирования текстуры в ОЦК-металлах проанализированы на ПФ с помощью указанной теории. Экспериментальные результаты, полученные с помощью EBSD-анализа, показали, что в W-образном листе, прокатанном на 50%, сформировались  $(001)[110]$ ,  $(001)[0\bar{1}0]$ ,  $(111)[1\bar{1}0]$  и  $(111)[1\bar{2}1]$  текстуры, но только  $(001)[110]$  и  $(111)[1\bar{1}0]$  компоненты текстуры сохранились и усилились после того, как лист был прокатан на 92.4%. Теоретический ана-



лиз с помощью теории текстур двусосного напряженного состояния показал, что две конкретные текстуры могли испытывать взаимное превращение друг в друга под совместным действием сопряженных систем скольжения и системы поперечного скольжения, приводя эти текстуры к их стабильным ориентациям в прокатанных листах W-образного профиля. На основе следового анализа ПФ были исследованы границы в деформационной микроструктуре и вращение кристаллов, демонстрируя согласованность теоретических предсказаний с экспериментальными результатами и, следовательно, обоснованность теории текстур двусосного напряженного состояния.

#### ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Это исследование было профинансировано “Молодежным Фондом провинции Цзян Си” (грант № 2018ВВВ216005) и Министерством образования провинции Цзян Си (гранты № GJJ180469 и № GJJ17056).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Yoshihiro Y., Yoshihiro O., Yasushi K., Osamu F.* Development of ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability by {1 1 1} recrystallization texture control // *JSAE Rev.* 2003. V. 24. № 4. P. 483–488.
2. *Agnew S.R., Weertman J.R.* The influence of texture on the elastic properties of ultrafine-grain copper // *Mater. Sci. Eng. A.* 1998. V. 242. № 1. P. 174–180.
3. *Wenk H.R., Van Houtte P.* Texture and anisotropy // *Rep. Prog. Phys.* 2004. V. 67. № 8. P. 1367–1428.
4. *Kestens L.A.I., Pirgazi H.* Texture formation in metal alloys with cubic crystal structures // *Mater. Sci. Technol.* 2016. V. 32. № 13. P. 1303–1315.
5. *Raphanel J.L., Van Houtte P.* Simulation of the rolling textures of b.c.c. metals by means of the relaxed Taylor theory // *Acta. Metall.* 1985. V. 33. № 8. P. 1481–1488.
6. *Lee S.H., Lee D.N.* Modelling of Deformation Textures of Cold Rolled BCC Metals by the Rate Sensitivity Model // *Key Eng. Mater.* 2000. V. 177–180. P. 115–120.
7. *Hansen B.L., Carpenter J.S., Sintay S.D., Bronkhorst C.A.* Modeling the texture evolution of Cu/Nb layered composites during rolling // *Int. J. Plast.* 2013. V. 49. № 9. P. 71–84.
8. *Dong N.L.* Relationship between deformation and recrystallisation textures of fcc and bcc metals // *Philos. Mag.* 2005. V. 85. № 2–3. P. 297–322.
9. *Hölscher M., Raabe D., Lücke K.* Relationship between rolling textures and shear textures in f.c.c. and b.c.c. metals // *Acta. Metall. Mater.* 1994. V. 42. № 3. P. 879–886.
10. *Dillamore I.L., Roberts W.T.* Rolling textures in f.c.c. and b.c.c. metals // *Acta. Metall.* 1964. V. 12. № 3. P. 281–293.
11. *Hui M., Du J., Chen R.J., Liu J.* Evolution of Texture and Magnetic Property in Nd–Pr–Fe–B Based Nanocomposite Magnets with Plastic Deformation // *IEEE. T. Magn.* 2015. V. 51. № 11. P. 1–4.
12. *Gil Sevillano J., García–Rosales C., Flaquer Fuster J.* Texture and large-strain deformation microstructure // *Philos. Trans. R. Soc. London, Ser. A* 1999. V. 357. № 1756. P. 1603–1619.
13. *Hutchinson B.* Deformation microstructures and textures in steels // *Philos. Trans. R. Soc. London, Ser. A.* 1999. V. 357. № 1756. P. 1471–1485.
14. *Hong C.S., Huang X.X., Winther G.* Dislocation content of geometrically necessary boundaries aligned with slip planes in rolled aluminium // *Philos. Mag.* 2015. V. 93. № 23. P. 3118–3141.
15. *Ravi Kumar B., Singh A.K., Samar Das, Bhattacharya D.K.* Cold rolling texture in AISI 304 stainless steel // *Mater. Sci. Eng. A.* 2004. V. 364. № 1. P. 132–139.
16. *Dillamore I.L., Katoh H.* A Comparison of the Observed and Predicted Deformation Textures in Cubic Metals // *Met. Sci.* 1974. V. 8. № 1. P. 21–27.
17. *Winther G., Huang X.* Dislocation structures. Part II. Slip system dependence // *Philos. Mag.* 2007. V. 87. № 33. P. 5215–5235.
18. *Johnson L.W., Riess R.D., Arnold J.T.* Introduction to linear algebra, Addison-Wesley N.Y.: New York, USA, 1989. P. 256–283.
19. *Yang P.* Electron backscattering diffraction technology and its application, Metallurgical Industry Press: Bei Jing, China, 2007. P. 235–250.
20. *Hu D.C., Chen M.H.* Dynamic Tensile Properties and Deformational Mechanism of C5191 Phosphor Bronze // *Rare. Met. Mater. Eng.* 2017. V. 46. № 6. P. 1518–1523.
21. *Peeters B., Seefeldt M., Teodosiu C., Kalidindi S.R., Van Houtte P., Aernoudt E.* Work-hardening/softening behaviour of b.c.c. polycrystals during changing strain paths: I. An integrated model based on substructure and texture evolution, and its prediction of the stress–strain behaviour of an IF steel during two-stage strain paths // *Acta. Mater.* 2001. V. 49. № 9. P. 1607–1619.
22. *Máthys K., Trojanová Z., Lukáč P., Cáceres C.H., Lendvai J.* Modeling of hardening and softening processes in Mg alloys // *J. Alloy. Compd.* 2004. V. 378. № 1. P. 176–179.