Разработка метода математического моделирования текстурных составляющих при прокатке

УДК 620.186:539.38

Е. В. Арышенский, доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения¹, научный руководитель отраслевой научно-исследовательской лаборатории № 4, докт. техн. наук, эл. почта: arishenskiy.ev@ssau.ru

С. В. Коновалов, проректор по научной и инновационной деятельности², профессор, докт. техн. наук, эл. почта: konovalov@sibsiu.ru

В. Ю. Арышенский, главный прокатчик³, профессор, докт. техн. наук

эл. почта: Vladimir.Aryshensky@samara-metallurg.ru

Э. Д. Беглов, менеджер³, канд. техн. наук, эл. почта: Erkin.Beglov@samara-metallurg.ru

¹Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королёва, Самара, Россия.

²Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.

³АО «Самарский металлургический завод», Самара, Россия.

Предложен новый подход к разбиению области решения при моделировании формирования текстуры деформации в алюминиевых сплавах. Метод основан на нахождении напряженно-деформированного состояния и поля скоростей на макроуровне при помощи метода конечных элементов. Далее область решения разделяют на домены, которые, в свою очередь, разбивают на конечные элементы. Одному или нескольким из этих элементов соответствует зерно, обладающее своей кристаллографической ориентацией. Затем, исходя из рассчитанного на макроуровне поля скоростей для каждого домена, задают граничные условия, после чего решают задачу о деформации домена и формировании в нем кристаллографической текстуры. В ходе решения для каждого принадлежавшего домену кристаллита определяют плоскость скольжения. Адекватность разработанного способа проверяли в ходе лабораторного эксперимента. Сравнение экспериментальных и расчетных данных показало, что новый подход моделирования позволяет эффективно рассчитать особенности формирования текстуры в разных сечениях, отличающихся характером протекания в них деформации. Кроме того, новый подход позволяет значительно сократить время вычислений по сравнению с другими методами конечноэлементного моделирования кристаллической пластичности, применяемыми для расчетов формирования текстуры при деформации алюминиевых сплавов.

Ключевые слова: текстура, теория кристаллографической пластичности, алюминий, моделирование, рентгеноструктурный анализ.

DOI: 10.17580/tsm.2023.06.09

Введение

люминиевые сплавы являются одними из самых востребованных современной промышленностью материалов благодаря высоким показателям пластичности, коррозионной стойкости и свариваемости в сочетании с приемлемой прочностью [1-5]. В то же время одной из проблем, связанных с производством и эксплуатацией этих сплавов, является анизотропия их физико-механических свойств. Основной причиной ее появления является кристаллографическая текстура, формирующаяся при термомеханической обработке алюминиевых сплавов [6, 7]. Поэтому путем изменения параметров технологического процесса термомеханической обработки (температуры, скорости деформации и др.) можно контролировать формирование текстуры и добиваться снижения анизотропии физико-механических свойств [8, 9]. В то же время современные стандарты диктуют жесткие требования к параметрам анизотропии алюминиевых изделий, которые невозможно достигнуть без адекватного моделирования формирования текстуры в ходе деформации и рекристаллизации [10, 11].

Существует достаточно много подходов к моделированию формирования текстуры в процессах деформации, основанных, как правило, на моделировании физической пластичности поликристаллических тел методом конечных элементов (МКЭ) [12–19]. Однако даже самые мощные компьютеры не позволяют сделать разбиение на элементы достаточно мелким для изучения процессов неравномерности деформаций внутри индивидуальных кристаллитов всего поликристаллического тела. В то же время реальные промышленные процессы термомеханической обработки алюминиевых сплавов часто характеризуются неравномерным распределением напряжения и деформации, а следовательно, и кристаллографической текстуры в разных сечениях деформированного тела [20]. Поэтому для адекватного моделирования эволюции текстуры в ходе промышленной термомеханической обработки необходимо рассчитывать ее для каждого сечения, имеющего свои особенности протекания процесса деформации.

Данная работа посвящена разработке двухуровневой схемы расчетов, позволяющей моделировать особенности эволюции текстуры в различных сечениях заготовки без существенного снижения точности расчетов при значительном повышении их производительности.

Описание модели

Суть разрабатываемой модели состоит в моделировании процесса на двух уровнях. Согласно классификации, предложенной академиком РАН В. Е. Паниным, эти уровни можно определить как макро- и мезоуровень [21]. На макроуровне рассчитывают поле скоростей и напряжений для очага деформации. На мезоуровне также рассматривают деформацию домена из конечных элементов, соответствующих некоторому ансамблю кристаллитов.

При помощи модели макроуровня получается поле скоростей в очаге деформации. На мезоуровне по известному полю скоростей определяют граничные условия для деформации выделенного материального объема, используемого для моделирования изменения кристаллографических ориентировок. При этом воздействие изменения кристаллографической структуры на деформацию макроскопического объема не учитывают.

Макроуровень моделирования

Рассмотрено моделирование формирования текстуры при горячей прокатке, так как именно этот способ получения алюминиевых полуфабрикатов является наиболее высокопроизводительным [22]. Однако разрабатываемый подход может быть расширен на другие процессы. В данном случае на макроуровне производится решение стационарной задачи потока материала при прокатке (**рис. 1**) [23].



Рис. 1. Область решения задачи о деформации металла между валками для определения деформации на макроуровне

Движение сплошной среды задается из уравнений равновесия (1) при условии несжимаемости:

$$\frac{\partial \sigma_{11}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{12}}{\partial x_2} = 0;$$

$$\frac{\partial \sigma_{21}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{22}}{\partial x_2} = 0;$$
(1)
$$\frac{\partial v_1}{\partial x_1} + \frac{\partial v_2}{\partial x_2} = 0,$$

где $\sigma_{11}, \sigma_{12}, \sigma_{21}, \sigma_{22}$ — компоненты тензора напряжений; v_1, v_2 — компоненты вектора скорости.

Граничные условия:

на участках BC и GF условие обтекания

$$v_1 tg(\phi) - v_2 = 0;$$
 (2)

на участках *BC* и *GF* условие трения задано с применением закона трения Амонтона – Кулона

$$\tau = \pm \mu P$$
,

где τ — контактное касательное напряжение; μ — коэффициент трения, знак «+» относится к зоне отставания, знак «-» — к зоне опережения; *P* — нормальное давление на контактной поверхности.

Параметры т и *Р* можно выразить через компоненты силы, действующей на контактной поверхности *f*₁, *f*₂. С учетом расположения системы координат (**рис. 2**) по закону трения Амонтона – Кулона связь между компонентами силы на контактной поверхности следующая

$$f_{1}(\mu tg(\phi) - 1) = \pm f_{2}(\mu + tg(\phi)), \qquad (3)$$

где ф — угловая координата точки на поверхности контакта по отношению к центру валка (см. рис. 2).

Условия (2) и (3) равносильны заданию одной компоненты скорости и одной компоненты силы на границе очага деформации и, следовательно, обеспечивают единственность решения. Метод учета условий (2) и (3) при составлении системы уравнений метода конечных элементов приведен в работе [2].

На макроуровне при моделировании реологические условия задают следующим образом:

$$\sigma_{ij}' = \frac{2\sigma_Y}{3\dot{\varepsilon}_e} \dot{\varepsilon}_{ij},\tag{4}$$

где σ'_{ij} — девиатор тензора деформации; $\dot{\varepsilon}_{ij}$ — девиатор тензора скорости деформации; $\sigma_{\gamma} = \sqrt{\frac{3}{2} \left(\sigma'_{11}^2 + \sigma'_{22}^2 + \sigma'_{22}^2\right)^2}$

 $+\sigma_{33}^{'2}+2\sigma_{12}^{'2}$ — интенсивность девиатора напряжений;

$$\dot{\varepsilon}_{e} = \sqrt{\frac{2}{3} \left(\dot{\varepsilon}_{11}^{2} + \dot{\varepsilon}_{22}^{2} + 2\dot{\varepsilon}_{12}^{2} \right)} -$$
интенсивность девиатора

скорости деформации.

В данной работе применена следующая форма зависимости σ_γ от έ_ρ [6]:



Рис. 2. Мезоуровень. Деформация домена, разбитого на элементы с различной ориентировкой

$$\sigma_{e}(\hat{\varepsilon}_{e}^{\circ}, T) = \frac{1}{\alpha} \ln\left(\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} + \sqrt{\left(\frac{Z}{A}\right)^{2/n} + 1};$$
$$Z = \hat{\varepsilon}_{e}^{\circ} \exp\frac{Q_{\text{ge}\phi}}{BT},$$

где коэффициенты $A, \alpha, n, Q_{\text{деф}}$ характеризуют материал.

Далее методом конечных элементов определяют поля напряжений, деформаций, температур и скоростей по известному алгоритму решения плоскодеформированных задач, описанному в работе [23].

Число доменов по высоте очага деформации неограниченно. Однако для снижения времени расчета целесообразно сначала при помощи решения на макроуровне выделить по толщине очага деформации несколько слоев, внутри которых напряженно-деформированное состояние близко к однородному. Затем нужно задать число и положение доменов таким образом, чтобы каждому из них соответствовал конкретный слой. При этом ширина домена может быть существенно меньше того или иного слоя.

Мезоуровень

На основании поля скоростей строят линии тока в очаге пластической деформации. В качестве времени моделирования принимают время, требуемое для прохождения материальной частицы от входа в геометрический очаг деформации до выхода из него при движении вдоль линии тока. Весь период моделирования разбивают на временные отрезки.

Каждому отрезку по времени соответствует положение домена; домен располагается в среднем положении между положениями материальной частицы на линии тока в начале и конце временного отрезка. Сам домен разбивают на конечные элементы (до 1000 шт.). Одни или несколько элементов соответствуют кристаллиту, имеющему определенную кристаллографическую ориентировку. Для каждого положения домена на основании граничных условий, заданных на его поверхности в скоростях, получаемых из решения на макроуровне, происходит решение задачи о деформации, в ходе которой вычисляют величины скольжения по кристаллографическим плоскостям и поворота кристаллической решетки для каждого кристаллита. На следующем шаге для домена вновь задают граничные условия, связанные с его новым положением на линии тока, и решают задачу о деформации. Рассчитанные на предыдущем шаге новые кристаллографические ориентировки служат начальными условиями для нового положения домена. Размеры и форма домена, а также составляющие его элементов могут быть выбраны в соответствии с типом решаемой задачи. В данной работе домен имел прямоугольную форму и был разбит на четырехугольные элементы с девятью узлами, описанными в работе [23].

Нахождение поля деформаций, напряжений и скоростей внутри домена также происходит при помощи метода конечных элементов по методике [23] с использованием граничных условий, заданных скоростями по границам домена.

При решении задачи о деформации внутри домена (мезоуровень) (см. рис. 2) аналогом соотношения (4) является матричное выражение и скалярный коэффициент заменяют матрицей:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11}' \\ \sigma_{22}' \\ \sigma_{12}' \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} c_{11} c_{12} c_{13} \\ c_{21} c_{22} c_{23} \\ c_{31} c_{32} c_{33} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \dot{\epsilon}_{11} \\ \dot{\epsilon}_{22} \\ 2\dot{\epsilon}_{12} \end{pmatrix}.$$
(5)

Коэффициенты матрицы c_{ij} зависят от градиента скоростей $L_{kl} = \partial v_k / \partial x_l$, поскольку компоненты тензора скоростей деформации зависят от скорости, соотношение (5) является нелинейным и для решения требуются итерации. При расчете поле скоростей и, следовательно, L_{kl} на данном шаге итераций известны. Для проведения следующей итерации матрицу *с* и систему кристаллографических плоскостей, по которым происходят скольжения, вычисляют описанным далее способом.

Рассматривают 12 плоскостей скольжения системы (111)[110]. Градиент скорости представляют в виде симметрической и кососимметрической частей

$$L = \dot{\varepsilon} + W_q, \tag{6}$$

где є́ — пластическая деформация; w_g — компонента вращения как твердого тела. Произвольная пластическая



Рис. 3. Кинематика перемещений и изменения ориентации решетки при скольжении дислокаций по плоскостям кристаллической решетки [24]

деформация может быть представлена комбинацией сдвигов по пяти плоскостям скольжения (6) [24]:

$$\dot{\varepsilon} = \sum_{\alpha=1}^{5} \gamma^{\alpha} \left((m^{\alpha} \otimes n^{\alpha}) + (n^{\alpha} \otimes m^{\alpha}) \right) / 2, \tag{7}$$

где *n^α* — нормаль к плоскости скольжения; *m^α* — направление скольжения; γ^α — скорость деформации сдвига в плоскости скольжения (обозначения приведены на **рис. 3**) [24].

Матрицы всех тензоров выражения (7) симметричны. Кроме того, условие несжимаемости добавляет одно уравнение, поэтому уравнение (7) может быть решено относительно γ^{α} [25].

Имеются 384 линейно независимых набора (по 5 шт.) систем скольжения, при этом предположено, что любая пластическая деформация реализуется одной из них. Каждой линейно независимой пятерке систем скольжения соответствует набор γ^α, α = 1–5. Для того чтобы определить какой из наборов реализуется, используют критерий минимума мощности:

$$Kr = \sum_{\alpha=1}^{5} \tau^{\alpha} \gamma^{\alpha} \rightarrow \min,$$

где напряжение сдвига на плоскости α рассчитывают как в работе [26]:

$$\tau^{\alpha} = \tau_{s}^{\alpha} \left(\frac{\gamma^{\alpha}}{\gamma_{0}^{\alpha}} \right)^{1/m},\tag{8}$$

где τ_s^{α} — базовое значение сдвигового напряжения, соответствующее базовому значению скорости сдвиговой деформации γ_0^{α} ; *m* — показатель упрочнения.

Минимизируя значение *Kr*, получен набор актуальных систем скольжения, пять скоростей деформации сдвига и сдвиговых напряжений. Описанные ниже операции проводят с актуальным набором систем скольжения, индексируемым в выражениях буквами α и β.

Сдвиговые напряжения в системе скольжения выражают через девиатор тензора деформации (9) [4]:

$$\tau_{\beta} = \frac{1}{2} \left((m^{\beta} \otimes n^{\beta}) + (n^{\beta} \otimes m^{\beta}) \right) : \sigma'.$$
(9)

Выражение (8) можно решить относительно γ_{α} и представить в форме

$$\gamma_{\alpha} = \left(\frac{\tau^{\alpha}}{\tau_{s}^{\alpha}}\right)^{m-1} \frac{\tau^{\alpha}}{\tau_{s}^{\alpha}},\tag{10}$$

обозначая

$$\mathbf{P}_{\alpha} = ((m^{\alpha} \otimes n^{\alpha}) + (n^{\alpha} \otimes m^{\alpha}))/2$$
(11)

и подставляя выражения (10) и (11) в (7), получаем:

$$\dot{\varepsilon} = \left[\sum_{\alpha=1}^{5} \left(\frac{\tau^{\alpha}}{\tau_{s}^{\alpha}}\right)^{m-1} \frac{1}{\tau_{s}^{\alpha}} \left(P_{\alpha} \otimes P_{\beta}\right)\right] \sigma'.$$

Таким образом, матрица *c*, ненулевые компоненты которой применяют в выражении (5), равна:

$$C = \left[\sum_{\alpha=1}^{5} \left(\frac{\tau^{\alpha}}{\tau_{s}^{\alpha}}\right)^{m-1} \frac{1}{\tau_{s}^{\alpha}} \left(P_{\alpha} \otimes P_{\beta}\right)\right]^{-1}.$$

Полученная матрица *с* используется для расчета скоростей в узлах элементов мезодомена на данном шаге итераций по скоростям в узлах конечно-элементной модели. После достижения сходимости на шаге по времени длительностью Δt с номером *i* для каждого элемента мезодомена рассчитывают матрицу поворота кристаллической решетки [27]:

$$R_{i} = \left[\left(\sum_{1}^{5} ((m^{\alpha} \otimes n^{\alpha}) - (n^{\alpha} \otimes m^{\alpha}))/2 - w_{g} \right) \Delta t + I \right] R_{i-1},$$

которую используют для расчета новой кристаллографической ориентировки

$$g_i = R_i g_{i-1} R_i$$

Следует отметить, что при необходимости расчета коэффициента матрицы *с*_{*ij*}, выражающего связь между напряжениями и скоростями деформации, учитывают влияние различных факторов, например дислокационной структуры.

Для оценки адекватности модели на лабораторном одноклетьевом реверсивном стане 300 фирмы DIMA (Германия) проведена горячая прокатка слитка из алюминиевого сплава 1565ч химического состава, % (мас.): 5,5–5,9 Mg; 0,7–0,85 Mn; 0,08–0,13 Zr; 0,12 Si; 0,22 Fe; 0,4–0,6 Zn; 0,07 Cr; <0,1 Ti; <0,1 Cu.

Проведено исследование центрального по высоте и поверхностного слоев полосы из сплава 1565ч, прокатанной на лабораторном стане при обжатии с 10,0 до 6,5 мм при температуре 350 °С. После горячей прокатки металл закаливали для фиксации структуры и из приповерхностного слоя и середины горячекатаной заготовки отбирали образцы, которые для определения зеренной структуры направляли на оптическую микроскопию. Текстуру изучали методом рентгеноструктурного анализа.

Микроструктуру образцов исследовали в поперечном сечении в поляризованном свете после электрополирования шлифов во фторборатном электролите.

Текстурные измерения в виде построения полюсных фигур проводили на образцах, вырезанных из серединных

плоскостей по толщине листа. Плоскость съемки полюсных фигур параллельна плоскости прокатки. Текстуру в виде трех неполных полюсных фигур {220}, {311}, {331} исследовали методом «на отражение» с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в Со K_{α} -излучении. Функцию распределения ориентировок рассчитывали по измеряемым полюсным фигурам, представляя в виде суперпозиции большого числа (2000) стандартных распределений с одинаковым маленьким рассеянием.

Горячую прокатку в условиях лабораторного исследования моделировали в программном комплексе TEXT_ LATENT_HRD [28], который был модифицирован для учета изложенного в данной работе подхода. После расчетов на макроуровне моделировали эволюцию текстуры в двух доменах. Домен № 1 располагался в приповерхностном слое, а домен № 2 — в серединном. Оба домена в начале деформации имели прямоугольную форму, каждый из них разбит на прямоугольные девятиузловые конечные элементы, описанные в работе [23]. Следует



Рис. 4. Структура сплава 1565ч после горячей прокатки: *а* — приповерхностный слой; *б* — серединный слой; *в* — особенности деформации слоев заготовки

отметить, что целью данного моделирования являлось не исследование особенностей формирования текстуры данного процесса, а демонстрация адекватности расчетов особенностей текстурной композиции в разных сечениях заготовки. Поэтому моделировали только два домена, однако при необходимости их число может быть увеличено.

После горячей прокатки сплава 1565ч как в приповерхностном (рис. 4, а), так и в центральном слоях заготовки (см. рис. 4, б) наблюдается деформируемая структура с зернами, вытянутыми в направлении прокатки. В целом сильных отличий в размерах и морфологии зерен в приповерхностных и центральных слоях не наблюдается. Необходимо отметить, что в этих слоях удлинение будет лишь на несколько процентов больше, чем в серединных. Это объясняется тем, что значимых отличий в размерах зеренной структуры у поверхности и в центре не отмечено. Различия становятся заметными только в случае прохождения процесса рекристаллизации, когда приповерхностный слой получает дополнительную сдвиговую деформацию. Рекристаллизация сначала сдвигает зерна в зоне отставания в направлении прокатки, а потом в зоне опережения они сдвигаются обратно (см. рис. 4, а). Благодаря этому верхние слои получают больше накопленной деформации и, следовательно, запасенной энергии, что и способствует измельчению в них зерна при рекристаллизации [29].

Как результаты моделирования (рис. 5, в, г), так и экспериментальные данные показывают, что в центральных слоях заготовки формируется классическая текстура, образующаяся в центральных слоях при прокатке алюминиевых сплавов, а именно: Cu {112}<111>, S {123}<634>, B{011}<211>. Наличие данных текстурных компонент говорит о том, что плоскодеформированное состояние близко к идеальному, т. е. касательные напряжения полностью отсутствуют [30]. Это значит, что в тензоре скоростей деформации отсутствуют компоненты $\dot{\varepsilon}_{21} = \dot{\varepsilon}_{12} = \dot{\varepsilon}_{31} = \dot{\varepsilon}_{13} = 0$, т. е. в которых $j \neq i$. Кроме того, согласно условию плоской деформации, один из нормальных компонент скоростей деформации $\dot{\epsilon}_{22}$ = 0, а два других $\dot{\epsilon}_{11}$ = $-\dot{\epsilon}_{33}$. При данном напряженнодеформированном состоянии все компоненты тензоров напряжений, у которых $i \neq i$, также равны, а для

компонент σ_{11}, σ_{22} и σ_{33} выполняется равенство $\sigma_{22} = \frac{1}{2} \times \frac{1}{2}$

× (σ₃₃ + σ₁₁). Именно при таком напряженно-деформированном состоянии формируются упомянутые выше текстуры.

В то же время в приповерхностных слоях заготовки наблюдаются ориентировки, близкие к кубу *ND*. Формирование данной текстуры предсказывает также и моделирование (рис. 5, *a*, *б*). Данная текстура является типовой «текстурой трения» для металлов, имеющих

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ



Рис. 5. Функция распределения ориентировок сплава 1565ч после горячей прокатки:

а — результаты моделирования, приповерхностный слой; б — экспериментально полученное значение, приповерхностный слой; в — результаты моделирования, серединный слой; г — результаты эксперимента



Рис. 6. Изменение сдвиговых компонентов тензора напряжений и деформации

гранецентрированную решетку [30]. Ее наличие свидетельствует о том, что схема деформации в приповерхностных слоях отклоняется от «идеально плоскодеформируемой» и на тензорах скорости деформации и напряжений появляются сдвиговые компоненты $\dot{\epsilon}_{31} = \dot{\epsilon}_{13}$ и $\tau_{31} = \tau_{13}$ соответственно. На **рис. 6** представлено, как изменяются сдвиговые компоненты тензоров деформации и напряжения по длине очага деформации в доменах № 1 и 2.

Как видно из рис. 6, в центральных слоях заготовки касательные компоненты незначительны, а в приповерхностных слоях величины $\dot{\varepsilon}_{31} = \dot{\varepsilon}_{13}$ и $\tau_{31} = \tau_{13}$ значительно возрастают. В соответствии с классической теорией прокатки сдвиговые компоненты начинают



Рис. 7. Сравнение требуемого времени вычислений при использовании разработанной двухуровневой схеме (1) и стандартной методики СРFEM (2)

увеличиваться при входе в очаг деформации, достигают максимума и уменьшаются до нуля в нейтральном сечении. После этого они меняют знак и возрастают, и снова достигают максимума, после чего их абсолютное значение вновь уменьшается до нуля на выходе из очага деформации. Однако в центральных слоях на входе в очаг деформации наблюдаются отрицательные сдвиговые напряжения, их наличие связано с кинематикой течения металла, а именно с тем. что центральные слои металла при движении отстают от поверхностных. Тем не менее данный участок незначительный по протяженности и практически не влияет на формирование текстурной композиции. Еще одной особенностью приповерхностных слоев является наличие в них текстуры Госса, а также слабой текстуры латуни. Отметим, что текстура Госса может развиваться как в ходе деформации, так и при рекристаллизации алюминиевых сплавов. Однако для начала роста текстуры Госса в ходе рекристаллизации необходимо наличие текстуры латуни, запускающей ее ориентированный рост. Можно предположить, что в приповерхностных слоях напряженно-деформированное состояние позволяет сформироваться некоторой доле текстуры Bs, которая затем при частичной рекристаллизации служит источником появления последней. Расчеты также предсказывают формирование текстуры латуни, однако из-за допущения, что процесс рекристаллизации мгновенно блокируется, моделирование не предсказывает появление текстуры Госса. Таким образом, сравнение результатов моделирования и эксперимента показывает, что разработанный подход позволяет адекватно рассчитывать особенности формирования текстуры при горячей прокатке алюминиевого сплава как в центральном, так и в приповерхностном слоях.

В заключении проведено сравнение результатов тестовых расчетов с использованием разработанной модели с расчетами, полученными с применением стандартной методики CPFEM (Crystal Plashisity Finite Element Methods, метод конечных элементов для определения пластичности кристаллов) [31] (**рис. 7**). Расчеты проводили с использованием персональной электронно-вычислительной машины (процессор INTEL i7, оперативная память 32 гБ, один поток вычислений). Из графика видно, что уже в области решения 200 кристаллитов длительность расчета при помощи CPFEM делает метод неприменимым и требует существенного увеличения производительности персонального компьютера/рабочей станции. Предлагаемый метод позволяет провести расчет для ансамбля из 1000 кристаллитов.

Таким образом, данный метод позволяет эффективно рассчитывать эволюцию текстуры в разных сечениях заготовки, значительно увеличивая скорость решения.

Выводы

1. Предложен новый способ разбиения области решения при моделировании формирования текстуры деформации в алюминиевых сплавах, основанный на расчете напряженно-деформированного состояния и поля скоростей для всей области решения методом конечных элементов. Затем находят линии тока, для которых на основании поля скоростей, рассчитанного на макроуровне, решают задачу о деформации домена, состоящего из ансамбля кристаллитов, обладающих определенной кристаллографической ориентацией. Одному кристаллиту соответствует один или несколько конечных элементов, на которые разбит домен. При решении задачи о деформации домена происходит определение плоскостей, по которым происходит скольжение для каждого кристаллита, а также его разворот, на основании чего задают феноменологические условия внутри домена. В качестве граничных условий, необходимых для решения задачи о деформации доменов, используют поле скоростей, рассчитанное на макроуровне.

2. Расчеты показывают, что данный подход может эффективно определять текстуру в процессах, характеризующихся неоднородным полем напряжений и деформаций по толщине заготовки. В частности, при горячей прокатке расчеты позволяют предсказать формирование текстуры трения в приповерхностных слоях и текстуры β-фибера в центральных слоях заготовки. Использование разработанного в проекте подхода позволяет значительно повысить производительность вычислений.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект 18-79-10099-П, https://rscf.ru/project/21-79-03041/.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК См. англ. блок

ЦМ

Tsvetnye Metally. 2023. No. 6. pp. 65–72 DOI: 10.17580/tsm.2023.06.09

DEVELOPING A TECHNIQUE FOR MATHEMATICAL MODELLING OF TEXTURE COMPONENTS DURING ROLLING

Information about authors

E. V. Aryshenskiy, Associate Professor at the Department of Metal Technology and Aviation Materials Engineering¹, Leader of Industry-Specific Research Laboratory No. 4, Doctor of Technical Sciences, e-mail: arishenskiy.ev@ssau. ru

S. V. Konovalov, Vice Rector for Research and Innovation², Professor, Doctor of Technical Sciences, e-mail: konovalov@sibsiu.ru

V. Yu. Aryshenskiy, Principal Rolling Mill Specialist³, Professor, Doctor of Technical Sciences, e-mail: Vladimir.Aryshensky@samara-metallurg.ru

E. D. Beglov, Manager³, Candidate of Technical Sciences,

e-mail: Erkin.Beglov@samara-metallurg.ru

¹Samara National Research University, Samara, Russia.
 ²Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.
 ³Samara Metallurgical Plant JSC, Samara, Russia.

Abstract

A new approach is offered to the partitioning of solution region when modelling the deformation texture forming in aluminium alloys. This method is based on finding the stress-strain state and the speed field on the macrolevel with the help of finite element method. The solution region is then divided into domains, which, in their turn, are divided into finite elements. There is a grain with its crystallographic orientation that corresponds to one or several of these elements. After that, boundary conditions are set based on the speed field calculated for each domain on the macrolevel. And then a problem of domain deformation and crystallographic texture formation is solved. In the course of problem solving, a slip plane is determined for each crystallite that belonged to the domain. A laboratory experiment was conducted to confirm the adequacy of the developed method. A comparison of experimental and simulation data showed that the new approach enables to carry out an efficient simulation of the texture forming in different sections, which experience strain differently. Besides, the new approach helps shorten the simulation time compared with other finite element methods of crystal plasticity modelling, which are used to simulate the texture forming in aluminium alloys under deformation.

This research was funded through grant by the Russian Science Foundation; Project: 18-79-10099-II, https://rscf.ru/project/21-79-03041/.

Key words: texture, crystal plasticity theory, aluminium, modelling, *X*-ray structural analysis.

References

1. Voronin S. V., Chaplygin K. K. Determining the crystallographic orientation by scanning probe microscopy and polarizing microscopy with use of the FCC lattice of aluminum as an example. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques.* 2022. Vol. 16, Iss. 6. pp. 1297– 1300.

2. Savchenkov S. et al. Microstructural master alloys features of aluminumerbium system. *Crystals.* 2021. Vol. 11, Iss. 11. 1353.

3. Belov N. A., Akopyan T. K., Korotkova N. O., Shurkin P. K. et al. Structure and heat resistance of high strength Al -3,3% Cu -2,5% Mn -0,5% Zr (wt %) conductive wire alloy manufactured by electromagnetic casting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 891. 161948.

4. Timofeev A. V., Piirainen V. Y., Bazhin V. Y., Titov A. B. Operational analysis and medium-term forecasting of the greenhouse gas generation intensity in the cryolithozone. *Atmosphere*. 2021. Vol. 12, Iss. 11. 1466.

5. Belov N. A., Cherkasov S. O., Korotkova N. O., Yakovleva A. O., Tsydenov K. A. Effect of iron and silicon on the phase composition and microstructure of the Al - 2 % Cu - 2 % Mn (wt %) cold rolled alloy. *Physics of Metals and Metallography*. 2021. Vol. 122. pp. 1095–1102.

6. Hirsch J. Hot formability and texture formation in Al alloys. *Materials Science Forum*. 2009. Vol. 604. pp. 259–266.

7. Engler O., Knarbakk K. Temper rolling to control texture and earing in aluminium alloy AA 5050A. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021. Vol. 288. 116910.

8. Erisov Y. A., Grechnikov F. V., Oglodkov M. S. The influence of fabrication modes of sheets of V-1461 alloy on the structure crystallography and

anisotropy of properties. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2016. Vol. 57, Iss. 1. pp. 19–24.

9. Erisov Y. A., Grechnikov F. V., Surudin S. V. Yield function of the orthotropic material considering the crystallographic texture. *Structural Engineering and Mechanics*. 2016. Vol. 58, Iss. 4. pp. 677–687.

10. Hirsch J. Through process modelling. *Materials Science Forum*. 2006. Vol. 519. pp. 15–24.

11. Engler O., Löchte L., Hirsch J. Through-process simulation of texture and properties during the thermomechanical processing of aluminium sheets. *Acta Materialia*. 2007. Vol. 55, Iss. 16. pp. 5449–5463.

12. Trusov P., Shveykin A., Kondratev N. Some issues on crystal plasticity models formulation: motion decomposition and constitutive law variants. *Crystals*. 2021. Vol. 11, Iss. 11. p. 1392.

13. Trusov P. V., Shveykin A. I., Nechaeva E. S., Volegov P. S. Multilevel models of inelastic deformation of materials and their application for description of internal structure evolution. *Physical Mesomechanics*. 2012. Vol. 15. pp. 155–175.

14. Trusov P. V., Shveykin A. I. Multilevel models of mono- and polycrystalline materials: Theory, algorithms, case studies. Novosibirsk : Izdatelstvo Sibirskogo otdeleniya RAN, 2019. 605 p.

15. Engler O., Crumbach M., Li S. Alloy-dependent rolling texture simulation of aluminium alloys with a grain-interaction model. *Acta Materialia*. 2005. Vol. 53, Iss. 8. pp. 2241–2257.

16. Van Houtte P., Delannay L., Kalidindi S. R. Comparison of two grain interaction models for polycrystal plasticity and deformation texture prediction. *International Journal of Plasticity*. 2002. Vol. 18, Iss. 3. pp. 359–377.

17. Van Houtte P., Li S., Seefeldt M., Delannay L. Deformation texture prediction: from the Taylor model to the advanced Lamel model. *International Journal of Plasticity*. 2005. Vol. 21, Iss. 3. pp. 589–624.

18. Bate P. Modelling deformation microstructure with the crystal plasticity finite-element method. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences.* 1999. Vol. 357, No. 1756. pp. 1589–1601.

19. Robert W., Piot D., Driver J. H. A rapid deformation texture model incorporating grain interactions. *Scripta Materialia*. 2004. Vol. 50, Iss. 9. pp. 1215–1219.

20. Engler O., Tomé C. N., Huh M. Y. A study of through-thickness texture gradients in rolled sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2000. Vol. 31, Iss. 9. pp. 2299–2315.

21. Panin V. E. Fundamentals of physical mesomechanics. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 1998. Vol. 1, No. 1. pp. 5–22.

22. Totten G. E., MacKenzie D. S. Handbook of aluminum: Vol. 1: Physical metallurgy and processes. CRC press, 2003. 1310 p.

23. Dixit P. M., Dixit U. S. Modeling of metal forming and machining processes: by finite element and soft computing methods. Springer Science & Business Media, 2008. 590 p.

24. Khan A. S., Huang S. Continuum theory of plasticity. John Wiley & Sons, 1995. 448 p.

25. Van Houtte P. A comprehensive mathematical formulation of an extended Taylor–Bishop–Hill model featuring relaxed constraints, the Renouard–Wintenberger theory and a strain rate sensitivity model. *Textures and Microstructures*. 1988. Vol. 8. pp. 313–350.

26. Mathur K. K., Dawson P. R. On modeling the development of crystallographic texture in bulk forming processes. *International Journal of Plasticity*. 1989. Vol. 5, Iss. 1. pp. 67–94.

27. Shveykin A. I., Ashikhmin V. N., Trusov P. V. On the models of lattice rotation during metal forming. *PNRPU Mechanics Bulletin*. 2010. No. 1. pp. 111–127.

28. Aryshenskiy E. V., Beglov E. D., Aryshenskiy V. Yu., Konovalov S. V. Face-centered cubic lattice polycrystalline materials: Deformation process simulation. Computer programme registration certificate 2022660872. Application No. 2022660102 dated 01.06.2022.

29. Aryshenskiy V. Yu. Developing a mechanism for producing a given anisotropy of properties when rolling aluminium strips for deep drawing and ironing: Doctoral dissertation. Samara, 2002. 312 p.

30. Engler O., Tomé C. N., Huh M. Y. A study of through-thickness texture gradients in rolled sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2000. Vol. 31, Iss. 9. pp. 2299–2315.

31. Puchi E. S., Staia M. H. High-temperature deformation of commercialpurity aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions*. 1998. Vol. 29, Iss. 9. pp. 2345–2359.