



Modeling the crystallographic texture of ferritic/martensitic steel during rolling: the level and anisotropy of strength properties

V. D. Sitdikov[†], G. F. Sitdikova, E. D. Khafizova, R. K. Islamgaliev

[†]svil@ugatu.su

Ufa State Aviation Technical University, Ufa, 450008, Russia

This paper presents the results of studies of the level and anisotropy of strength properties in ferritic/martensitic steel during warm rolling based on the data on crystallographic texture. The features of texture formation processes in the initial and UFG samples subjected to flat rolling are analyzed by the method of texture analysis and computer modeling. In particular, the analysis of the orientation distribution function (ODF) made it possible to establish the change in the main preferential orientations (Brass, Goss, Copper, Cube, TC, Y, Z and Rotated Cube) depending on the degree of reduction. It is shown that in flat rolling, a stable rolling texture is formed only after 70% reduction, at which H {001}<011>, Goss {001}<110>, Cube {100}<001> and TC {255}<511> orientations become the main ones. At high degrees of flat rolling, the sharpness of the above textural maxima increases, which is accompanied by the activation of a smaller number of slip systems, and the misorientations between adjacent grains become predominantly high-angle ones. Within the framework of modeling of crystallographic textures, deformation mechanisms were established, two-dimensional projections of yield contours, Young's module and Lankford coefficients (*r*-value) were constructed. In particular, the results of computer simulation of the yield contours of steel after tempering the coarse-crystalline and UFG states showed that at low degrees of flat rolling reduction, an increased level of anisotropy of strength properties is associated with the residual crystallographic texture in the workpiece, and an increase in the degree of flat rolling leads to alignment of the strength anisotropy in sheets. It was found that the quantitative ratio of the main textural components of the type H {001}<011>, Goss {001}<110>, Cube {100}<001> and TC {255}<511> during rolling determine the anisotropy of the strength properties of steel.

Keywords: texture analysis, rolling, steel, strength properties.

УДК: 539.4

Моделирование кристаллографической текстуры феррит/мартенситной стали при прокатке: уровень и анизотропия прочностных свойств

Ситди́ков В. Д.[†], Ситди́кова Г. Ф., Хафизова Э. Д., Исламгалиев Р. К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, 450008, Россия

В настоящей работе представлены результаты исследований уровня и анизотропии прочностных свойств в феррит/мартенситной стали при теплой прокатке на основе данных о кристаллографической текстуре. Методом текстурного анализа и компьютерного моделирования проанализированы особенности процессов текстурообразования в исходных и УМЗ образцах, подвергнутых плоской прокатке. В частности, анализ функции распределения ориентировок (ФРО) позволил установить изменение основных преимущественных ориентировок (Brass, Goss, Copper, Cube, TC, Y, Z и Rotated Cube H) в зависимости от степени обжатия. Показано, что при плоской прокатке устойчивая текстура прокатки формируется только после 70% обжатия, при котором основными становятся H {001}<011>, Goss {001}<110>, Cube {100}<001> и TC {255}<511> ориентировки. При больших степенях плоской прокатки усиливается острота вышеперечисленных текстурных максимумов, которая сопровождается активацией меньшего количества систем скольжения, а разориентировки между соседними зёрнами становятся преимущественно высокоугловыми. В рамках моделирования кристаллографических текстур установлены механизмы деформации, построены двумерные проекции контуров текучести, модулей Юнга и коэффициентов

Ланкфорда (r -value). В частности, результаты компьютерного моделирования контуров текучести стали после отпуска крупнокристаллического и УМЗ состояний показали, что при малых степенях обжатия плоской прокатки повышенный уровень анизотропии прочностных свойств связан с остаточной кристаллографической текстурой в заготовке, а увеличение степени плоской прокатки приводит к существенному выравниванию уровня анизотропии прочностных свойств листовых заготовок. Установлено, что количественное соотношение основных текстурных компонент типа $H \{001\} \langle 011 \rangle$, Goss $\{001\} \langle 110 \rangle$ и Cube $\{100\} \langle 001 \rangle$ и TC $\{255\} \langle 511 \rangle$ при прокатке определяет анизотропию прочностных свойств стали.

Ключевые слова: текстурный анализ, прокатка, сталь, прочностные свойства.

1. Введение

Феррит/мартенситные стали широко используются при изготовлении лопаток компрессора газотурбинных установок (ГТУ) применяемых в магистральных газопроводах [1]. Повышение прочностных и усталостных свойств феррит/мартенситной стали позволит повысить ресурс работы лопаток компрессора ГТУ, которые работают в условиях высоких статических, усталостных и абразивных воздействий при повышенных температурах. В настоящее время для повышения механических свойств металлических материалов часто используются различные научно-технические подходы, которые базируются на принципах твердорастворного, дисперсионного и зернограницного упрочнения. Особый интерес вызывает формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД), в основе которых лежит применение больших пластических деформаций в условиях повышенных давлений и относительно низких гомологических температур [2, 3]. В работах [2–4] показано, что формирование УМЗ структуры методом равноканального углового прессования (РКУП) способствует значительному повышению предела прочности и предела текучести в аустенитных сталях. Также было установлено, что формирование УМЗ структуры в сталях может происходить в результате деформационно-индуцированного мартенситного превращения с последующим фрагментированием мартенситных реек [5]. Термическая стабильность УМЗ структуры феррит/мартенситных сталей существенно превышает рабочую температуру лопаток, а также температуру азотирования и нанесения защитных покрытий на основе интерметаллидов, препятствующих эрозионному и абразивному износу лопаток [6]. Вследствие повышения статической прочности в УМЗ образцах металлических материалов, подвергнутых РКУП, происходит повышения предела выносливости при усталостных испытаниях [7].

Для промышленного применения полученные методом РКУП массивные УМЗ заготовки необходимо прокатывать, придавая им форму тонкого листа. При этом в процессе РКУП и при последующей прокатке в материале развивается кристаллографическая текстура [8]. Сформированная в результате прокатки кристаллографическая текстура определяет важные эксплуатационные свойства металлов и сплавов, являясь во многих случаях основным фактором, способствующим достижению в них наилучшего уровня физико-механических свойств [9]. В определенных случаях целесообразно даже заменить монокристаллические изделия,

технология получения которых сложна, на изделия, имеющие острую кристаллографическую текстуру. Наряду с необходимостью продолжения исследований процессов текстурообразования в обычных крупнокристаллических материалах, актуальными являются исследования, направленные на совершенствование текстуры в новых разработанных УМЗ материалах, практическое применение которых также сильно зависит от создания в них определенной кристаллографической текстуры.

В этой связи целью данных исследований явилось изучение методами текстурного анализа и компьютерного моделирования особенностей и механизмов формирования кристаллографической текстуры, и их влияние на анизотропию прочностных свойств в зависимости от степени плоской прокатки на примере феррит/мартенситной стали.

2. Методика моделирования

Материалом исследования является феррит/мартенситная сталь ЭИ961Ш, химический состав которой приведен в Табл. S1 (дополнительный материал). Деформацию проводили методами холодной прокатки до 70%, теплой прокатки до 70% при температуре 550°C и равноканальным угловым прессованием (РКУП). Подробнее можно ознакомиться в дополнительном материале.

Моделирование процессов текстурообразования проводили в рамках вязкопластической самосогласованной (ВПСС) модели [10]. Данный подход позволяет рассчитать число действующих систем скольжения в отдельном зерне, определить характер его поворота в поликристалле и действующие в нем напряжения на каждом шаге деформации. В качестве исходной кристаллографической текстуры при моделировании закладывали экспериментальную текстуру, сгенерированную в виде 3000 хаотичных ориентировок. Деформационное упрочнение процессов текстурообразования рассчитывали согласно модели Воце [10], применяемой для больших пластических деформаций.

Анализ эволюции текстуры проводился на дифрактометре ДРОН-3М с автоматической текстурной приставкой. Съемка неполных полюсных фигур (ПФ) для плоскостей (110), (200) и (112) проводилась с использованием излучения Mo-K_α ($U=40$ кВ, $I=40$ мА) в диапазоне радиального угла γ от 0° до 75° и азимутального угла δ от 0° до 360°. Функции распределения ориентации (ФРО) и полные ПФ были воспроизведены с помощью программы LaboTEX [11].

2. Результаты и обсуждение

Для исследования анизотропии прочностных свойств в результате анализа контуров текучести сначала провели детальный анализ экспериментальных текстур в стали при прокатке с помощью функции распределения ориентировок. Ранее [12] нами было установлено, в данной марке стали доля мартенситной фазы достаточно низка, менее 2%. В этой связи полагали, что малая доля мартенситной фазы не сильно повлияло на процессы текстурообразования в изучаемой стали.

Соответствующие ФРО в сечениях $\varphi_2 = 0^\circ$ и $\varphi_2 = 45^\circ$ крупнозернистый (КЗ) + закалка (размер зерна 1.4 мкм [12]) и РКУП стали (размер зерна 430 мкм [12]) в зависимости от степени обжатия представлены на Рис. S1 (дополнительный материал) в левом ряду. Расположение текстурных компонент и волокон на ФРО исходной + закалка стали свидетельствует о том, что кристаллографическая текстура характеризуется остаточным типом текстуры прокатки. В то же время, уровни интенсивности отдельно взятых ориентировок, близких к ζ волокну (Рис. 1), достаточно высокие и данный факт связан с переориентацией и ростом зерен в результате отжига. Прокатка КЗ + закалка заготовки на 30% обжатия приводит к формированию довольно размытых максимумов, среди которых можно выделить текстурные компоненты типа Goss $\{001\}\langle 110 \rangle$ и Y $\{112\}\langle 110 \rangle$, которые согласно литературным данным, принадлежат α_{bcc} , γ , η , ζ , θ и ϵ волокнам (fibers) [13,14]. Для удобства выявления и идентификации наблюдаемых на ФРО текстурных максимумов (Рис. S1, дополнительный материал), основные идеальные ориентировки формирующиеся при прокатке металлов с ОЦК решеткой схематично изображены на Рис. 1.

Экспериментально наблюдаемая кристаллографическая текстура очень далека от идеальной текстуры прокатки (Рис. 1). Только при увеличении степени

обжатия до 50% довольно отчетливо начинается формироваться кристаллографическая текстура прокатки (Рис. S1, дополнительный материал). Дальнейшее увеличение степени обжатия при прокатке приводит к закономерным изменениям на ФРО (Рис. S1, левый столбец, дополнительный материал). В частности, видно, что плотность H $\{001\}\langle 011 \rangle$, Goss $\{001\}\langle 110 \rangle$, TC $\{255\}\langle 511 \rangle$ и Y $\{112\}\langle 110 \rangle$ ориентировок усиливаются, компоненты латуни Brass $\{112\}\langle 110 \rangle$ и Copper $\{111\}\langle 112 \rangle$ подавляются, а Cube $\{100\}\langle 001 \rangle$ и Z $\{111\}\langle 110 \rangle$ компоненты относительно стабильны. Выявленные текстурные компоненты являются типичными и формируются при прокатке металлов с ОЦК решеткой [13–15]. Детальное изменение количественных характеристик наблюдаемых ориентировок в сравнении с результатами моделирования рассмотрены ниже.

В отличие от КЗ состояния, в случае РКУП стали, процесс формирования кристаллографической текстуры при прокатке особо сильно отличается на начальных этапах деформации. В частности, при 30% обжатия на ФРО все еще видны основные текстурные компоненты РКУП (Рис. S1, правый столбец, дополнительный материал). Даже после прокатки на 50% обжатия основные текстурные компоненты, характерные для РКУП, остаются стабильными. Только после 70% обжатия, начинает формироваться устойчивая текстура плоской прокатки (Рис. S1, дополнительный материал). При больших степенях плоской прокатки вид ФРО, характерных как для КЗ и РКУП состояний, становятся подобными. В то же время после 90% прокатки РКУП образцов, Goss $\{001\}\langle 110 \rangle$ компонента очень слабо выражена, а доли компонент типа $\{011\}\langle 111 \rangle$, TC $\{255\}\langle 511 \rangle$ и $\{111\}\langle 112 \rangle$, по сравнению с КЗ состоянием, заметно выше. Для кристаллографической текстуры, полученной после 95% обжатия, характерно размытие основных текстурных компонент. При этом в отличие от КЗ состояния, интенсивность ориентировок $\{011\}\langle 111 \rangle$ и Cube $\{100\}\langle 001 \rangle$

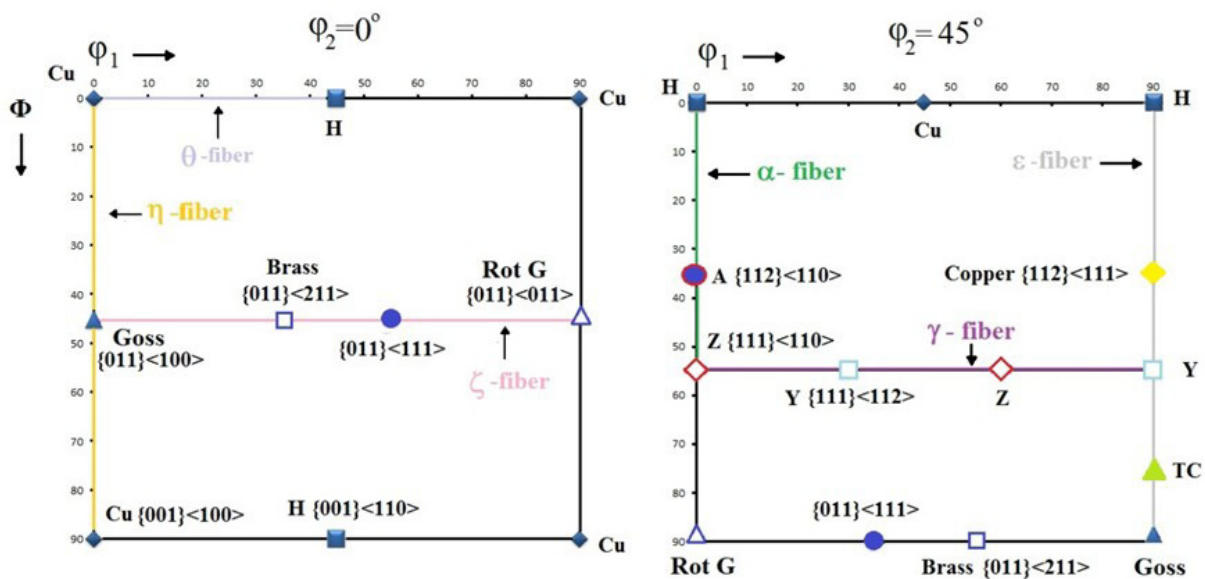


Рис. 1. (Color online) Положения основных идеальных ориентировок на ФРО ($\varphi_2 = 0^\circ$ и $\varphi_2 = 45^\circ$) при прокатке металлов с ОЦК решеткой.

Fig. 1. (Color online) Positions of the main ideal orientations on the ODF ($\varphi_2 = 0^\circ$ and $\varphi_2 = 45^\circ$) after rolling of metals with a bcc lattice.

достаточно высоки. Для интерпретации экспериментальных кристаллографических текстур полученных при прокатке также провели компьютерное моделирование текстур в рамках ВПСС подхода. При моделировании рассматривали типичные для ОЦК металлов семейства плоскостей скольжения $\{110\}<111>$, $\{123\}<111>$ и системы $\{112\}<111>$ двойникования [16,17]. Работу этих систем активировали путем варьирования критических скалывающих напряжений сдвига (КСНС) с учетом упрочнения материала. Вариацию КСНС делали до тех пор, пока экспериментальные и смоделированные ФРО не совпали. В целом, полученные величины КСНС для $\tau_{(110)}=115.8$ МПа, $\tau_{(123)}=117.1$ МПа и $\tau_{(112)}=118.5$ МПа коррелируют с таковыми, полученными в работе [15].

На Рис. 2 показаны предсказанные изменения напряжения течения стали в зависимости от степени накопленной деформации при прокатке (деформация по фон Мизесу). Как показали экспериментальные исследования, выполненные нами ранее [12], в случае КЗ стали предел текучести составляет около 800 МПа, а после РКУП — 1180 МПа. В отличие от КЗ состояния, прокатка РКУП образцов не приводит к заметному упрочнению, поскольку напряжение течения выходит на насыщение и слабо изменяется вплоть до больших степеней плоской прокатки (Рис. 2). Такая тенденция характерна для многих УМЗ металлических материалов.

Смоделированные текстуры стали после 30%, 60%, 80%, 90% и 95% обжатия, представленные в виде ФРО в различных сечениях φ_2 , показаны на Рис. S2 (дополнительный материал). Сравнительный анализ показывает, что смоделированные ФРО (Рис. S2, дополнительный материал) хорошо воспроизводит экспериментальную текстуру (Рис. S1, дополнительный материал).

Для детального сопоставления результатов моделирования и эксперимента, значения объемных долей компонент текстуры, рассчитанных в пределах $\Delta\varphi_1=\Delta\varphi_2=\Delta\Phi\leq 10^\circ$ [10], представлены на Рис. S3 (дополнительный материал). Анализ экспериментальных и смоделированных данных Рис. S1, S2 и S3 (дополнительный материал) свидетельствует о том, что уже при малых степенях обжатия (вплоть до 30%) в КЗ

стали начинают формироваться основные компоненты Copper $\{111\}<112>$, Brass $\{112\}<110>$, Cube $\{100\}<001>$ и Н $\{001\}<011>$ текстуры плоской прокатки. При дальнейшем увеличении степени обжатия вплоть до 70% обжатия, ориентировки Goss $\{001\}<110>$ и Н $\{001\}<011>$ усиливаются, а ориентировки Y $\{112\}<110>$, TC $\{255\}<511>$ и Copper $\{111\}<112>$ подавляются. При этом объемная доля Cube $\{100\}<001>$ компоненты изменяется неоднозначно: до 50% обжатия подавляется, а затем усиливается вплоть до больших степеней деформации. Усиление Cube $\{100\}<001>$ ориентировки при больших степенях обжатия обычно свидетельствует об активизации в микроструктуре процессов возврата и рекристаллизации [18]. Brass $\{112\}<110>$ и Z $\{111\}<110>$ компоненты в интервале 50–70% прокатки стабильны. При больших степенях прокатки (80–95%) ориентировки Goss $\{001\}<110>$, Brass $\{112\}<110>$, Н $\{001\}<011>$ и Y $\{112\}<110>$ растут. При этом Copper $\{111\}<112>$ и Brass $\{112\}<110>$ ориентировки в ζ волокне остаются стабильными. Такая тенденция изменения компонент текстуры наблюдается при анализе ФРО при прокатке стали, а также ранее была установлена в многочисленных работах [12–15].

Результаты эксперимента и моделирования показали, что закономерности формирования основных текстурных компонент при прокатке УМЗ стали в целом подобны тому, что наблюдали при прокатке КЗ стали. В то же время есть небольшие отличия и прежде всего они связаны с исходной (РКУП) текстурой при прокатке. В частности, при малых степенях обжатия (вплоть до 30%) формируются компоненты Copper $\{111\}<112>$, Н $\{001\}<011>$ и Cube $\{100\}<001>$ текстуры, объемная доля которых относительно КЗ состояния довольно низка (Рис. S3, дополнительный материал). При дальнейшем увеличении степени обжатия от 30% до 70% компоненты Y $\{112\}<110>$ и Cube $\{100\}<001>$ остаются стабильными, а доли зерен с ориентировками типа Goss $\{001\}<110>$, Brass $\{112\}<110>$, Н $\{001\}<011>$ растут. При больших степенях обжатия (70–90%), также как и в случае прокатки КЗ стали, объемные доли Goss $\{001\}<110>$, Cube $\{100\}<001>$, Y $\{112\}<110>$ и TC $\{255\}<511>$ ориентировок продолжают расти, а доли компонент типа Copper $\{111\}<112>$ и Brass $\{112\}<110>$ практически не изменяются. При прокатке на 95% обжатия УМЗ стали основными ориентировками зерен становятся Н $\{001\}<011>$, Goss $\{001\}<110>$, Cube $\{100\}<001>$ компоненты, объемная доля которых значительно меньше, чем для аналогичного состояния КК + tempering стали.

Для количественного сравнительного анализа процессов текстурообразования при прокатке КЗ и РКУП стали также использовали величину, называемую текстурным индексом $T=\int [f(g)]^2 dg$, которая характеризует остроту и обобщенную интенсивность текстурных максимумов. Значения текстурного индекса для рассмотренных состояний также приведены на Рис. S3 (дополнительный материал). В целом, значения текстурного индекса КЗ и РКУП стали возрастают с увеличением степени обжатия. При этом текстурный индекс для КЗ стали характеризуется повышенными значениями при больших степенях деформации. В частности, если

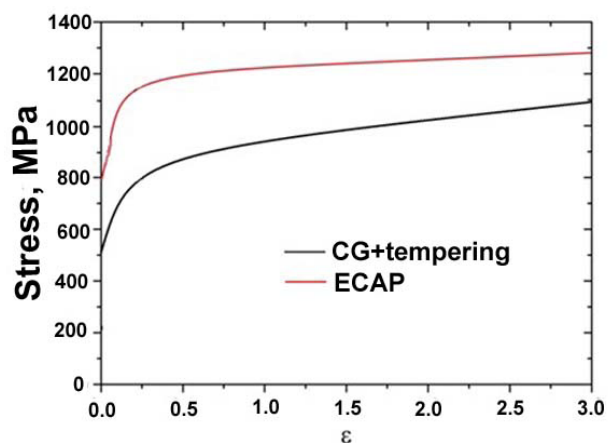


Рис. 2. (Color online) Кривая «напряжение-деформация» согласно закону Воце.

Fig. 2. (Color online) Stress-strain curve according to Vose's law.

в КЗ состоянии индекс текстуры при 30% обжатия в 1.6 раза меньше, то при 70% обжатия в 1.3 раза больше, а при 95% обжатия в 1.5 раза больше, чем при прокатке РКУП стали.

В программе VPSC работа различных систем скольжения и двойникования в зернах, приводящие к деформации поликристалла в целом, зависят от их ориентации. В частности, на Рис. 3а показано, как изменяется среднее количество активированных систем скольжения приходящихся на зерно, при прокатке КЗ и УМЗ стали.

Моделирование показало, что среднее число активных систем при прокатке существенно зависит от исходной кристаллографической текстуры. Для исследованных состояний количество систем скольжения варьируется в пределах от 4 до 8 (Рис. 3а). В частности, на начальном этапе прокатки КЗ и РКУП образцов, число активных систем, действующих в одном зерне растет, в дальнейшем уменьшается по мере увеличения степени плоской прокатки. Данный факт связан с тем, что при больших степенях прокатки большее количество зерен разворачиваются к устойчивым ориентациям. При этом происходит рост доли зерен с преимущественно высокоугловой разориентировкой (Рис. 3б). Последнее также согласуется с усилением остроты текстурных максимумов при больших степенях прокатки, поскольку необходимо активировать меньше систем скольжения.

Для установления анизотропии прочностных свойств, вызванных прокаткой и впоследствии развитой кристаллографической текстурой, рассчитали контуры текучести на основе текстурных данных при малых (30%) и больших степенях обжатия (95%) (Рис. S4, дополнительный материал). В целом, результаты моделирования контуров текучести КЗ и УМЗ образцов (Рис. S4, дополнительный материал) указывают на то, что при малых степенях плоской прокатки повышенный уровень анизотропии прочностных свойств связан с остаточной кристаллографической текстурой в заготовке (т.е. текстурой до прокатки). Увеличение степени плоской прокатки приводит к понижению уровня анизотропии прочностных свойств вдоль направления, лежа-

щего посередине между осями RD и TD (под углом 45°), в плоскости прокатки. При больших степенях обжатия при прокатке, исходная кристаллографическая текстура подавляется и формируется текстура прокатки, при которой уровень анизотропии стали становится минимальной. Как показали результаты эксперимента и моделирования, при больших степенях прокатки в кристаллографической текстуре в КЗ образцах в основном присутствует компоненты $H \{001\} \langle 011 \rangle$, Goss $\{001\} \langle 110 \rangle$ и Cube $\{100\} \langle 001 \rangle$ принадлежащие к α_{bcc} и η волокнам, а в РКУП образцах еще и TC $\{255\} \langle 511 \rangle$ компонента. Их соотношение имеет решающее влияние на анизотропию прочностных свойств при прокатке.

Еще одной мерой пластической анизотропии является коэффициент Ланкфорда (r -value), которые также получили при моделировании текстур в рамках VPSC подхода (Рис. S5, дополнительный материал).

4. Выводы

1. Формирование кристаллографической текстуры при плоской прокатке феррит/мартенситной стали существенно зависит от исходной кристаллографической текстуры. Только после 70% обжатия при плоской прокатке формируется устойчивая текстура с основными $H \{001\} \langle 011 \rangle$, Goss $\{001\} \langle 110 \rangle$, Cube $\{100\} \langle 001 \rangle$ и TC $\{255\} \langle 511 \rangle$ компонентами прокатки.

2. При увеличении степени прокатки усиливается острота текстурных максимумов, при котором активируются меньшее количество систем скольжения, а углы разориентировок между зернами, относящиеся к преимущественно высокоугловым, практически не изменяются.

3. Результаты моделирования контуров текучести КЗ и РКУП образцов показали, что при малых степенях прокатки повышенный уровень анизотропии прочностных свойств связан с остаточной кристаллографической текстурой в заготовке, а увеличение степени прокатки приводит к существенному выравниванию уровня анизотропии прочностных свойств листовых заготовок.

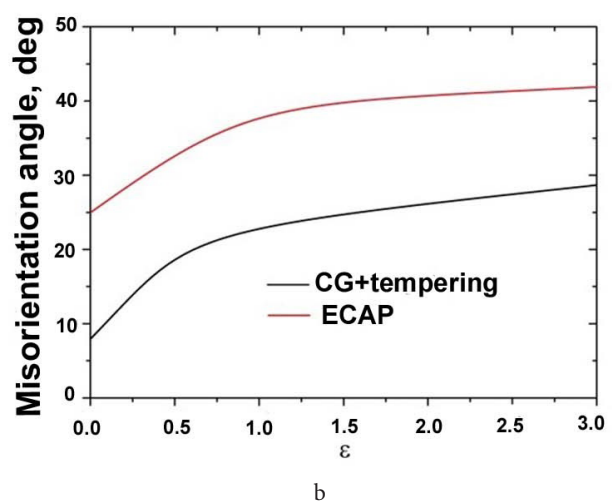
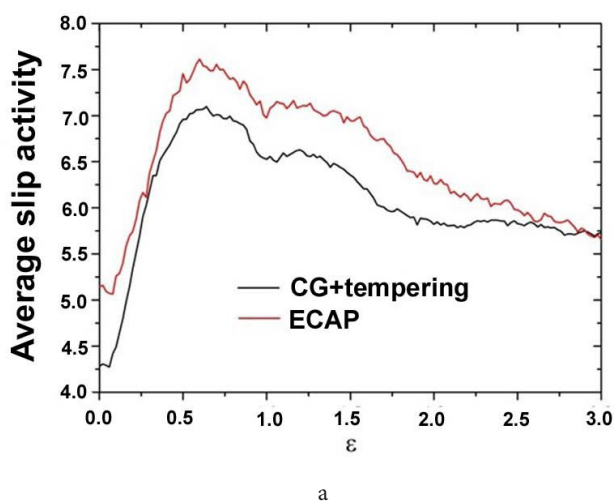


Рис. 3. (Color online) Среднее число активных систем скольжения (а) и усредненный угол разориентировок (б) в зависимости от степени прокатки.

Fig. 3. (Color online) Average number of active slip systems (a) and average misorientation angle (b) depending on a thickness reduction.

4. Количественное соотношение компонент типа Н {001}<011>, Goss {001}<110> и Cube {100}<001> и ТС {255}<511> определяют анизотропию прочностных свойств при прокатке исследованных образцов.

Дополнительный материал / Supplementary material. Электронная версия статьи содержит дополнительный материал, доступный безвозмездно на сайте журнала (lettersonmaterials.com). / The online version of this paper contains supplementary material available free of charge at the journal's Web site (lettersonmaterials.com).

Благодарности / Acknowledgements. Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта №19-19-00496. / The research was carried out with financial support of the Russian Science Foundation within the framework of the project №19-19-00496.

Литература/References

1. M.I. Goldstein, S.V. Grachev, Yu.G. Veksler. Special steels. Moscow, Metallurgiya (1985) 408 p. (in Russian) [М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. Специальные стали. Москва, Металлургия (1985) 408 с.]
2. C.X. Huang, Y.L. Gao, G. Yang, S.D. Wu, G.Y. Li, S.F. Zhang. J. Mater. Res. 21, 1687 (2006). [Crossref](#)
3. I.I. Kositsyna, V.V. Sagaradze, V.I. Kopylov. The Physics of Metals and Metallography. 88 (5), 84 (1999).
4. M.V. Karavaeva, M.M. Abramova, N.A. Enikeev, G.I. Raab, R.Z. Valiev. Metals. 6 (12), 310 (2016). [Crossref](#)
5. F. Forouzan, A. Najafizadeh, A. Kermanpur, A. Hedayati, R. Surkialiabad. Materials Science and Engineering A. 527, 7334 (2010). [Crossref](#)
6. K.N. Ramazanov, R.S. Esipov, E.L. Vardanyan, R.D. Agzamov. Journal of Physics: Conference Series. 830 (1), 012074 (2017).
7. M. Okayasu, K. Sato, M. Mizuno, D. Y. Hwang, D. H. Shin. International Journal of Fatigue. 30, 1358 (2008). [Crossref](#)
8. E.G. Astafurova, G.G. Zakharova, E.V. Naydenkin et al. Letters on materials. 1 (4), 198 (2011). (in Russian) [Е.Г. Астафурова, Г.Г. Захарова, Е.В. Найденкин и др. Письма о материалах. 1 (4), 198 (2011).] [Crossref](#)
9. S.N. Sergeev, I.M. Safarov, A.V. Korznikov, R.M. Galeev, S.V. Gladkovsky, D.A. Dvoynikov. Letters on materials. 5 (1), 48 (2015). [С.Н. Сергеев, И.М. Сафаров, А.В. Корзников, Р.М. Галеев, С.В. Гладковский, Д.А. Двойников. Письма о материалах. 5 (1), 48 (2015).] [Crossref](#)
10. U.F. Kocks, C.N. Tome, H.R. Wenk. Texture and anisotropy: preferred orientations in polycrystals and their effect on materials properties. Cambridge, Cambridge University Press (1998) 676 p.
11. LaboSoft Website (www.labosoft.com.pl)
12. R.K. Islamgaliev, M.A. Nikitina, A.V. Ganeev, V.D. Sitdikov. Materials Science and Engineering A. 744, 163 (2019). [Crossref](#)
13. D. Raabe, K. Lucke. Materials Science and Technology. 9, 302 (1993). [Crossref](#)
14. D. Raabe. Steel research International. 74, 327 (2003). [Crossref](#)
15. L.S. Toth, A. Molinari, D. Raabe. Metall. Mater. Trans. A. 28, 2343 (1997). [Crossref](#)
16. I. Gutierrez-Urrutia, D. Raabe. Mater. Sci. Forum. 702–703, 523 (2012). [Crossref](#)
17. M. Imran, F. Walther. Metal Forming (Cold): Dislocation Mechanisms and Microstructural Changes. Reference Module in Mater. Sci. Eng. Elsevier (2016). [Crossref](#)
18. M. Holscher, D. Raabe, K. Lucke. Steel Research International. 62, 567 (1991). [Crossref](#)