

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ ПО ШИРИНЕ ПОЛОСЫ ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ*

Урицкий А.Г.¹, аспирант

Редикульцев А.А.², к.т.н., доцент (redikultsev@mail.ru)

Смирнов С.В.¹, д.т.н., зам. директора, старший научный сотрудник

Лобанов М.Л.², д.т.н., профессор

Русаков Г.М.^{2,3}, к.ф.-м.н., доцент, старший научный сотрудник

¹ Институт машиноведения УрО РАН

(620219, Россия, Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34)

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

³ Институт физики металлов УрО РАН

(620219, Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18)

Аннотация. При горячей прокатке ферритной стали в поверхности основного объема полосы формируется текстура деформации (110)[001], которая рассеивается при появлении равноосной рекристаллизованной зеренной структуры. При реализации поперечного течения материала (в прикромочных областях) в процессе горячей прокатки в поверхностных слоях формируется устойчивая ориентировка {112}<110>. Скорость охлаждения кромок полосы существенно отличается от скорости охлаждения середины, что практически исключает протекание рекристаллизационных процессов и, соответственно, сохраняет вытянутую деформированную (полигонизованную) зеренную структуру, имеющую в чистом виде текстуру деформации.

Ключевые слова: текстура, горячая прокатка, технический сплав Fe – 3 % Si, ориентационная микроскопия, прямая полюсная фигура.

Одним из возможных путей придания металлическим материалам с ОЦК-решеткой уникального комплекса физико-механических свойств является создание в этих материалах кристаллографической текстуры при прокатке. Формирование текстуры, как правило, происходит вследствие деформации, которая соответствует определенному напряженному состоянию.

В процессе интенсивного пластического течения плотность дислокаций возрастает на несколько порядков. Само по себе движение решеточных дислокаций не вызывает изменений в ориентации кристалла. Переориентировка связана с затруднением скольжения вследствие стесненности деформации из-за жесткого крепления образца или трения на опорах, неоднородности деформационной структуры и т.д. [1 – 3].

Реальная схема деформации при прокатке является достаточно сложной [1, 2, 4]. Однако при холодной прокатке упрощенно ее можно свести к растяжению вдоль направления прокатки и сжатию по нормали к плоскости листа [5]. При таком упрощении максимальные касательные напряжения должны возникать в плоскостях, лежащих под углом 45° к направлению прокатки и пересекающихся по направлению, параллельному оси валков. Реализация скольжения по системам, имеющим

максимальный фактор Шмида, приводит к формированию в ферритной стали устойчивых ориентировок {001}<110>, {111}<110>, {112}<110> или условно устойчивых ориентировок типа {111}<112> [6].

При горячей прокатке существенно возрастает трение между полосой и валками, что изменяет напряженное состояние и, как следствие, приводит к формированию в поверхностных слоях ферритной стали стабильной ребровой ориентировки (110)[001], абсолютно неустойчивой при холодной прокатке [7, 8]. Однако в определенных ситуациях напряженное состояние принципиально не может рассматриваться как двухмерное (например, деформация кромки полосы в процессе прокатки).

Целью настоящей работы являлось исследование формирования текстуры и структуры ферритной стали при горячей прокатке по ширине полосы и их взаимосвязь с особенностями напряженного состояния.

Для исследования от середины (по длине) горячей катаной полосы толщиной 2,5 мм, полученной на непрерывном широкополосном стане, промышленного сплава Fe – 3 % Si с однофазной ферритной структурой (электротехническая анизотропная сталь нитридно-медного варианта ингибирования [9, 10]) отбирали полноширинный лист (шириной примерно 1060 мм).

Состав стали контролировали путем химического и рентгеноспектрального анализов: 0,034 % C, 3,19 % Si, 0,017 % Al, 0,011 % N, 0,32 % Mn, 0,007 % S, 0,49 % Cu,

* Работа выполнена на оборудовании лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» ЦКП УрФУ в рамках программы РАН (тема «Структура»).

0,009 % Р, 0,02 % Сг, 0,02 % Ni, 0,003 % Ti (по массе). Главной особенностью сплава является стабильность α -фазы с ОЦК-решеткой в широком диапазоне температур. Это позволяет исследовать процессы деформации и рекристаллизации (без влияния на них фазовых превращений).

Из отобранного листа, начиная от самой кромки, перпендикулярно направлению прокатки с шагом 30 мм вырезали образцы для проведения исследований. Металлографические шлифы готовили с плоскости, содержащей направление прокатки и направление нормали к плоскости листа. Металлографический анализ проводили на аппарате Neophot 2М. По данным оптической металлографии отбирали образцы для проведения ориентационной микроскопии. Исследования микроструктуры и текстуры проводили на электронном микроскопе JEOL JSM6490LV с приставкой Oxford Instruments (EBSD).

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; все три направления образуют правую тройку векторов.

Результаты проведенного металлографического исследования (рис. 1) показывают, что микроструктура образцов, отобранных на различном расстоянии от кромки горячекатаной полосы, существенно отличается. В образце, ближайшем к кромке, по всему сечению полосы микроструктура представлена вытянутыми в направлении горячей прокатки деформированными полигонизованными зернами размерами в направлении нормали к плоскости прокатки 10 – 100 мкм (рис. 1, а). Отсутствие в микроструктуре продуктов распада аусте-

нита показывает, что деформация проходила в практически однофазном (ферритном) состоянии.

При удалении от кромки в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, микроструктура образцов заметно меняется (рис. 1, б, в). В подповерхностной области образцов фиксируются сравнительно равноосные рекристаллизованные зерна, размеры которых увеличиваются по мере продвижения в глубь (по ширине) горячекатаной полосы. Также расширяется область, в которой фиксируются рекристаллизованные кристаллиты. Очевидно, что появление и расширение рекристаллизованной области соответствует изменению температуры по ширине полосы стали при горячей прокатке.

Проведенные исследования ориентировок зерен в подповерхностной области горячекатаной полосы показали, что текстура материала, также как и структура, сильно зависит от положения образца по ширине полосы (рис. 2). Образцы, отобранные от края полосы, характеризуются наличием в поверхностном слое сравнительно совершенной текстуры $\{112\}<110>$ (рис. 2, а). При дальнейшем продвижении от кромки в глубь полосы в направлении, перпендикулярном направлению горячей прокатки, на расстоянии 35 – 70 мм тип текстуры в подповерхностном слое остается тем же. При этом наблюдается существенное рассеяние ориентировок (рис. 2, б), очевидно, связанное с прохождением процесса рекристаллизации (рис. 1, б). В подповерхностном слое образцов, отобранных на еще большем расстоянии от кромки, устойчиво фиксируется ориентировка, близкая к ребровой, – $(110)[001]$ с сильным рассеянием (рис. 2, в). При этом основное рассеяние текстуры – это отклонение кристаллографической оси $[001]$ от направления прокатки на угол до 35° в обе стороны вокруг на-

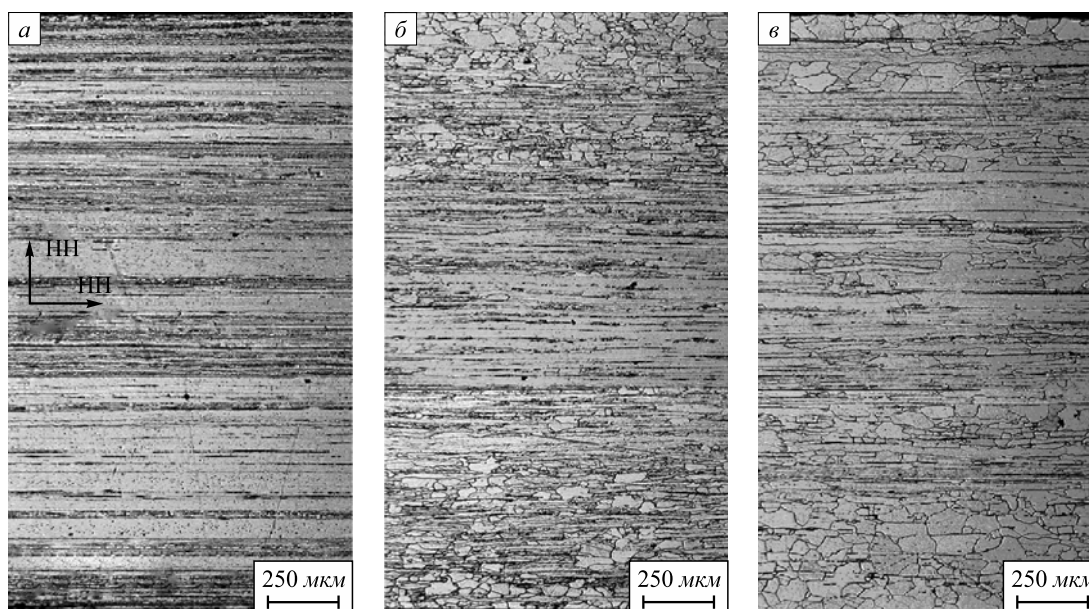


Рис. 1. Микроструктура горячекатаной полосы технического сплава Fe – 3 % Si на расстоянии 5 мм (а), 35 мм (б) и 70 мм (в) от кромки (показана вся толщина полосы)

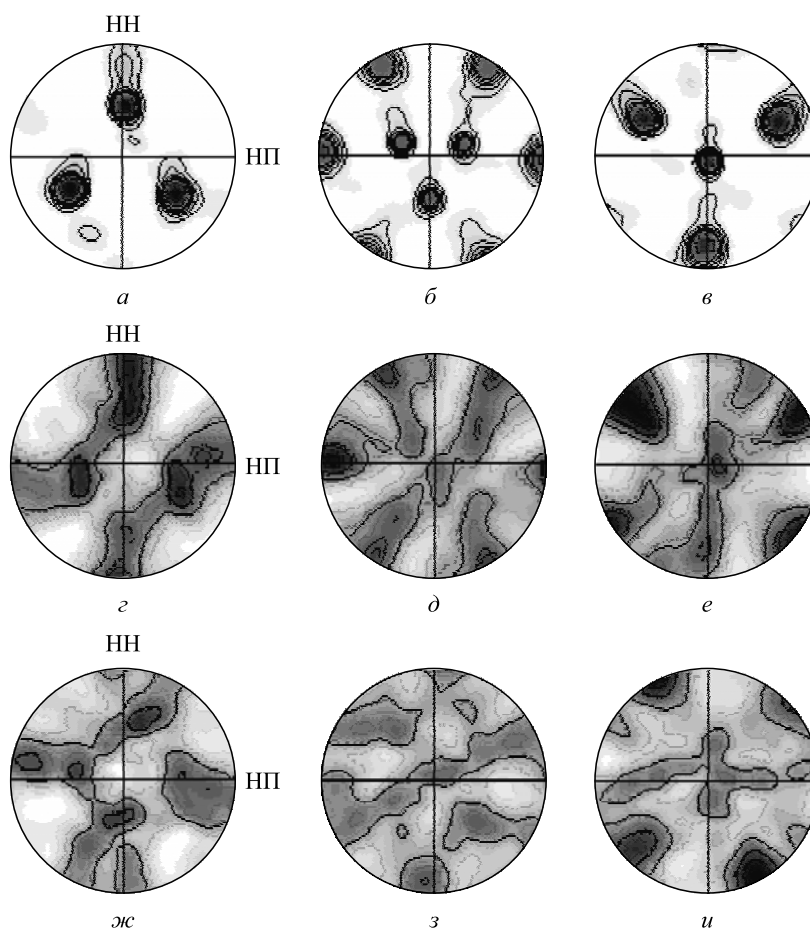


Рис. 2. Прямые полюсные фигуры, полученные с подповерхностной области образцов (1/10 – 1/4 толщины) горячекатаной полосы технического сплава Fe – 3 % Si на расстоянии 5 мм (*а – в*), 35 мм (*г – е*) и 70 мм (*ж – з*) от кромки:
а, г, ж – {100}; *б, д, з* – {110}; *в, е, и* – {111}

правления, перпендикулярного направлению прокатки (до ориентировок $\{110\}\langle 112 \rangle$).

В работе [8] показано, что в полосах технического сплава Fe – 3 % Si текстура поверхностного слоя (примерно до 1/6 – 1/8 толщины), формирующаяся при горячей прокатке, всегда стремится к ориентировке (110)[001] при любом исходном текстурном состоянии. Этот факт объясняется действием сил трения между полосой и валками: именно благодаря силам трения в поверхности формируется такое напряженное состояние, стабильной для которого является ориентировка (110)[001].

В проведенных исследованиях часто наблюдали картину, когда вытянутый в направлении горячей прокатки полигонизованный кристаллит «зажат» между рекристаллизованными зернами (рис. 3, *а*). Эти полигонизованные кристаллиты, как правило, имеют практически точную ребровую ориентировку (110)[001] (рис. 3, *б*). По-видимому, данный факт может быть объяснен тем, что только острая ребровая ориентировка, образованная при горячей прокатке в подповерхностном слое материала, имеет самый маленький стимул к рекристаллизации. Действительно, ориентировки, стабильные для данного напряженного состояния, запасают

меньшую энергию деформации и при дальнейшем отжиге должны быть менее склонны к рекристаллизации. Например, стабильной при холодной прокатке является ориентировка деформационного куба $\{100\}\langle 011 \rangle$, которая имеет минимальный стимул к рекристаллизации, а при первичной рекристаллизации претерпевает лишь незначительное рассеяние [например, 11].

Таким образом, для описания процесса формирования при горячей прокатке текстуры подповерхностного ребрового слоя (примерно до 1/6 толщины) можно предложить следующий механизм. Ориентировка (110)[001] в поверхности является стабильной при горячей прокатке, следовательно, запасает меньшую энергию деформации и при отжиге должна иметь меньший стимул к первичной рекристаллизации, чем другие зерна. Если температуры таковы, что рекристаллизация происходит, то данные объемы должны рекристаллизоваться в ориентировки, близкие к ребровой: то есть рассеяние ориентировки (110)[001] в подповерхностной зоне горячекатаной полосы является результатом процесса рекристаллизации, что, как показано выше, – экспериментальный факт. Естественно, этот процесс усложняется тем, что одновременно в материале идут процессы статической и динамической рекристаллизации, а так-

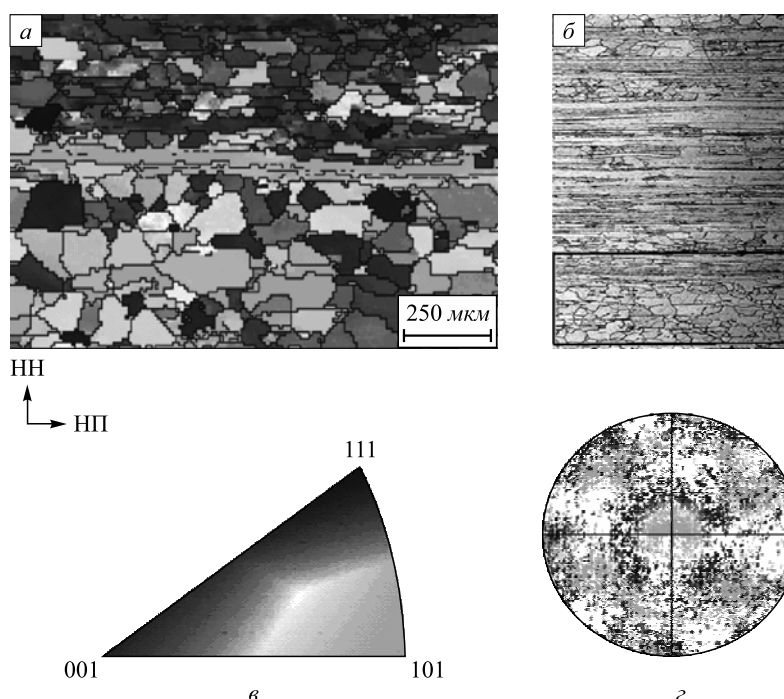


Рис. 3. Микроструктура и текстура подповерхностного слоя горячекатаной полосы технического сплава Fe – 3 % Si: *a* – ориентационная карта подповерхностной области; *б* – примерное место съемки в структуре подката; *в* – стереографический треугольник к ориентационной карте (ориентировки показаны цветом); *г* – прямая полюсная фигура {110} с сохранением цветов ориентировок в соответствии с ориентационной картой

же полигонизации. Это приводит к появлению в этом слое многокомпонентной текстуры.

Отличие кромочной области горячекатаной полосы заключается в возможности материала «течь» в поперечном направлении. Напряжения, возникающие в материале вследствие наличия поперечной составляющей силы трения, оказываются неуравновешенными. В процессе деформации должны включаться источники, испускающие дислокации и имеющие вектор Бюргерса с компонентой, перпендикулярной к направлению прокатки и нормали к плоскости прокатки. По-видимому, данные системы скольжения «вращают» кристаллическую решетку зерен к наиболее стабильному состоянию (наиболее симметричному) для данного напряженного состояния: к ориентировке $\{112\}\langle 110 \rangle$.

Выводы. При горячей прокатке ферритной стали в поверхности основного объема полосы формируется текстура деформации $(110)[001]$, которая рассеивается при появлении равноосной рекристаллизованной зеренной структуры. При реализации поперечного течения материала (в прикромочных областях) в процессе горячей прокатки в поверхностных слоях формируется устойчивая ориентировка $\{112\}\langle 110 \rangle$. Скорость охлаждения кромок полосы существенно отличается от скорости охлаждения середины, что практически исключает протекание рекристаллизационных процессов и, соответственно, сохраняет вытянутую деформи-

рованную (полигонизованную) зеренную структуру, имеющую в чистом виде текстуру деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А. Теория образования текстур в металлах и сплавах. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
2. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. – М.: изд. МИСИС, 1997. – 525 с.
3. Рекристаллизация металлических материалов / Под ред. Ф. Хесснера. – М.: Металлургия, 1982. – 352 с.
4. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
5. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A. and Kagan I.V. // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. № 3. P. 219 – 224.
6. Лифанов В.Ф. Прокатка трансформаторной стали. – М.: Металлургия, 1975. – 200 с.
7. Гольдштейн В.Я., Пашенко С.В., Гражданкин С.Н. и др. // ФММ. 1980. Т. 50. № 6. С. 1213 – 1217.
8. Shimizu Y., Ito Y., Iida Y. // Met. Trans. 1986. Vol. 17A. August. P. 1323 – 1334.
9. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. // Metal Science and Heat Treatment. 2011. Vol. 53. № 7 – 8. P. 326 – 332.
10. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. // Metal Science and Heat Treatment. 2011. Vol. 53. № 7 – 8. P. 355 – 359.
11. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. and Kagan I.V. // The Physics of Metals and Metallography. 2011. Vol. 111. № 6. P. 587 – 591.

© 2014 г. Урицкий А.Г., Редикутьцев А.А.,
Смирнов С.В., Лобанов М.Л., Русаков Г.М.
Поступила 29 июля 2013 г.

STRUCTURE AND TEXTURE FORMATIONS EDGEWISE OF FERRITIC STEEL BAND BY HOT ROLLING

Uritskii A.G.¹, *Postgraduate*

Redikul'tsev A.A.², *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*
(redikul'tsev@mail.ru)

Smirnov S.V.¹, *Dr. Sci. (Eng.), Deputy Director; Senior research*

Lobanov M.L.², *Dr. Sci. (Eng.), Professor*

Rusakov G.M.^{2,3}, *Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior research, Assist. Professor*

¹ **Institute of Engineering Sciences of Ural Branch of the Russian Academy of Science** (34, Komsomolskaya str., Ekaterinburg, 620219, Russia)

² **Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yel'tsin** (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

³ **Institute of Physics of Metals of Ural Branch of the Russian Academy of Science** (18, S. Kovalevskaya str., Ekaterinburg, 620219, Russia)

Abstract. The deformation structure (110)[001] is formed on the surface of a band bulk during the hot rolling of ferric steel. The deformation is spread at an equiaxed recrystallized grain structure. During implementing a cross-flow of the material (in an edge zone) in a hot rolling process a stable orientation {112}<110> is formed in surface layers. Cooling rate of the band edge differs considerably from the velocity in the middle of the band. That in turn excludes the recrystallization process, and therefore keeps prolate deformed (polygonized) grain structure, which has the deformation texture in the pure state.

Keywords: texture, hot rolling, Fe – 3 % Si technical alloy, orientation microscopy, straight pole figure.

REFERENCES

1. Vishnyakov Ya.D., Babareko A.A. *Teoriya obrazovaniya tekstur v metallakh i splavakh* [Theory of texture formations in metals and alloys]. Moscow: Nauka, 1979. 343 p. (In Russ.).
2. Shtremel' M.A. *Prochnost' spлавov* [Alloy strength]. Part 2. Moscow: izd. MISIS, 1997. 525 p. (In Russ.).
3. *Rekristallizatsiya metallicheskih materialov* [Recrystallization of metallic materials]. Hessner F. ed. Moscow: Metallurgiya, 1982. 352 p. (In Russ.).
4. Honikomb R. *Plasticheskaya deformatsiya metallov* [Plastic deformation of metals]. Moscow: Mir, 1972. 408 p. (In Russ.).
5. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A. and Kagan I.V. Reorientation of body-centered cubic single crystals in cold rolling. *Steel in Translation*. 2010. Vol. 40, no. 3, pp. 219–224.
6. Lifanov V.F. *Prokatka transformatornoi stali* [Rolling of transformer steel]. Moscow: Metallurgiya, 1975. 200 p. (In Russ.).
7. Gol'dshteyn V.Ya., Pashchenko S.V., Grazhdankin S.N. Structure formation in hot rolling of Fe – 3 % Si alloy. *Physics of Metals and Metallography*. 1980. Vol. 50, no. 6, pp. 1213–1217. (In Russ.).
8. Shimizu Y., Ito Y., Iida Y. Formation of the Goss Orientation Near the Surface of 3 Pct Silicon Steel During Hot Rolling. *Met. Trans.* 1986. Vol. 17A, August, pp. 1323–1334.
9. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part I. History of development. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011. Vol. 53, no. 7–8, pp. 326–332.
10. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part II. State-of-the-art. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011. Vol. 53, no. 7-8, pp. 355–359.
11. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. and Kagan I.V. Deformation Twinning Related Features of Primary Recrystallization of (110)[001] Single Crystals of the Fe – 3 % Si – 0.5 % Cu Alloy. *The Physics of Metals and Metallography*. 2011. Vol. 111, no. 6, pp. 587–591.

Acknowledgements. The work was carried out on laboratory equipment of “Structural analysis methods and properties of materials and nano-materials” NBI UFU within the framework of the RAS contract (theme “Structure”).

Received July 29, 2013