

DOI: 10.18721/JEST.240110
УДК 621.771.23

А.А. Кононов, М.А. Матвеев

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПНОЙ СТАЛИ

Исследованы процессы структурообразования при горячей прокатке электротехнической анизотропной стали. Показано, что формирование структуры поверхностных слоев горячекатаной полосы происходит в результате совместного действия фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и динамической рекристаллизации, центральных слоев — в результате протекания процесса возврата деформированных зерен. На основании результатов исследования установлено, что неоднородная по толщине горячекатаной полосы ЭАС структура формируется из-за неоднородного развития фазового превращения. Поверхностные слои полосы во время прокатки охлаждаются быстрее, чем центральные, вследствие чего фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ протекает в них интенсивнее. Полигональный феррит при горячей прокатке исследуемых сталей формируется в результате совместного протекания фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и динамической рекристаллизации. Поскольку в центральной части полосы фазовое превращение протекает слабо, то в них образуется деформированная структура.

ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПНАЯ СТАЛЬ; ТЕКСТУРА ГОССА; ГОРЯЧАЯ ПРОКАТКА; ФАЗОВОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ; КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА.

Ссылка при цитировании:

А.А. Кононов, М.А. Матвеев. Формирование структуры при горячей прокатке электротехнической анизотропной стали // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2018. Т. 24. № 1. С. 104–112. DOI: 10.18721/JEST.240110.

A.A. Kononov, M.A. Matveev

Peter the Great St. Petersburg polytechnic university, St. Petersburg, Russia

FORMATION OF THE STRUCTURE OF GRAIN-ORIENTED SILICON STEEL DURING HOT ROLLING

We have studied the processes of structure formation during hot rolling of grain-oriented silicon steel. We have confirmed that the structure of surface layers of a hot-rolled strip forms as a result of two processes: the $\gamma \rightarrow \alpha$ phase transformation and dynamic recrystallization. The central layers form as a result of recovery of deformed grains. Based on the obtained results, we have established that a structure that is inhomogeneous in the thickness of the hot-rolled strip forms due to non-uniform phase transformation. The surface layers of the strip are cooled faster than the central ones during rolling because the $\gamma \rightarrow \alpha$ phase transformation proceeds more intensively in these layers. Polygonal ferrite is formed during hot rolling of the studied steels as a result of two processes: the $\gamma \rightarrow \alpha$ phase transformation and dynamic recrystallization. Since the phase transformation in the central part of the strip is weak, a deformed structure is formed there.

GRAIN-ORIENTED SILICON STEEL; GOSS TEXTURE; HOT ROLLING; PHASE TRANSFORMATION; CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE.

Citation:

А.А. Кононов, М.А. Матвеев. Formation of the structure of grain-oriented silicon steel during hot rolling, *St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology*, 24(01)(2018) 104–112, DOI: 10.18721/JEST.240110.

Введение

Развитие многих отраслей промышленности требует повышения эксплуатационных свойств как конструкционных, так и функциональных материалов, которые обладают комплексом уникальных или аномально высоких свойств. Материалы с особыми физическими, химическими и механическими свойствами используются в различных областях современной техники. Это – материалы для электроники, магнитные и оптические материалы, сплавы высокого демпфирования и с эффектом памяти формы, биомолекулярные материалы, жаропрочные и коррозионностойкие сплавы, композиционные материалы, сплавы для космической техники и др. [1–8]. Создание функциональных материалов возможно лишь на основе современных экспериментальных и теоретических подходов, описывающих физические процессы, формирующие их требуемые структуру и свойства.

К таким материалам относится и электротехническая анизотропная сталь (ЭАС), магнитомягкий материал, используемый для изготовления сердечников трансформаторов. Кристаллографическая текстура Госса – $\{110\}<001>$ («ребровая» текстура) в готовом листе обеспечивает высокую магнитную индукцию и минимальные потери на перемагничивание [9, 10].

Непосредственное формирование текстуры $\{110\}<001>$ в листе ЭАС происходит на этапе высокотемпературного отжига в процессе вторичной рекристаллизации за счет избирательного роста зерен с «ребровой» ориентировкой. Вторичная рекристаллизация начинается в поверхностном слое листа [11]. Развитие аномального роста «ребровых» зерен возможно в результате механизма текстурной наследственности [12–14],* согласно которому предпосылки

успешного развития полномасштабной текстуры $\{110\}<001>$ в готовом листе закладываются на этапе горячей прокатки. Горячекатаная полоса ЭАС имеет сильную структурную неоднородность: поверхностные слои состоят из почти равноосных зерен феррита, центральные – из вытянутых в направлении прокатки. Именно во время горячей прокатки в поверхностных слоях полосы образуются зерна с госсовой ориентировкой [12, 15–16]. Чем острее ориентировка $\{110\}<001>$ в горячекатаной полосе, тем совершеннее текстура в готовом листе ЭАС [17].

Считается, что ориентировка $\{110\}<001>$ образуется в области деформации сдвига (обусловлена высоким контактным трением), проникающей на глубину $\sim 1/4$ от толщины полосы, за счет разворотов решетки при деформации [17–19]. Это подтверждается тем, что большинство «ребровых» зерен – вытянутые деформированные [11, 19, 20], а компонента $\{110\}<001>$ острее в металле, прокатанном с небольшими обжатиями, т.к. в этом случае в горячекатаной полосе присутствует минимальное количество рекристаллизованных зерен. С повышением обжатий доля рекристаллизованных зерен повышается, а доля компонента $\{110\}<001>$ уменьшается.

Однако некоторые авторы полагают [21], что структура поверхностных слоев полосы формируется в результате рекристаллизации. Согласно их представлениям, в очаге деформации поверхность полосы захолаживается и металл в этих слоях наклепывается сильнее, чем в центральных. В паузе после прохода поверхность слои разогреваются, и в них развивается первичная рекристаллизация. Подтверждением этому служит наличие в поверхностных слоях горячекатаной полосы крупных «ребровых» зерен без субструктур и мелких «ребровых» зерен с развитой субструктурой и градиентом ориентировки [22]. С другой стороны, в работе [23] наличие рекристаллизованных «ребровых» зерен в поверхностных слоях горячекатаной поло-

* См. также: Лобанов М.Л. Управление структурой и текстурой электротехнической анизотропной стали с нитридным ингибирированием: дисс. ... д-ра техн. наук: 05.16.01; защищена 18.06.2010, 2010. 238 с.

сы связывают с совместным действием сдвиговой деформации и динамической рекристаллизации *in situ*.

Таким образом, в настоящее время нет полного понимания механизма формирования структуры и текстуры горячекатанной полосы, в частности повышенной плотности ориентировки $\{110\}<001>$ в поверхностных слоях горячекатаной ЭАС. В связи с этим цель данной работы – определение механизмов формирования структуры при горячей прокатке ЭАС.

Материал и методики исследования

В работе исследовали сталь трех химических составов, отличающихся содержанием кремния и углерода (% масс.): 1) Fe – 3,2 % Si – 0,035 % C; 2) Fe – 3,2 % Si – 0,025 % C; 3) Fe – 1,3 % Si – 0,04 % C. Это обеспечило получение различного содержания γ -фазы в структуре стали при температурах горячей прокатки (см. табл.).

Прокатку образцов осуществляли за несколько проходов ($n_{\text{пр}}$) с обжатиями $\varepsilon_{\text{пр}}$ за проход и температурой начала прокатки $T_{\text{пр}}$; после каждого прохода образцы помещали в печь и для выравнивания температуры по сечению образца выдерживали при температурах начала прокатки различ-

ное время $t_{\text{пауз}}$. После последнего прохода образцы охлаждали на воздухе. Режимы лабораторной прокатки отражены в таблице ($\varepsilon_{\text{пр}}$ – суммарные обжатия; F_{γ} – доля γ -фазы в металле при температурах начала прокатки; $T_{\text{кон}}$ – температура металла после последнего прохода).

Исследование структуры проводили на оптическом микроскопе *Leica DMI 5000M* в продольном сечении. Количественный металлографический анализ проводили с использованием анализатора изображений *Thixomet PRO*.

Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 1 представлена структура стали химического состава 1, прокатанного с паузами $t_{\text{пауз}} = 300$ с (режимы 1–4 в таблице) в продольном сечении.

Прокатка по режиму 1 приводит к развитию в металле сквозной рекристаллизованной структуры из-за высокой, 1200 °C, температуры прокатки (рис. 1, a). Размер зерен составляет ~ 100 мкм. В центральной части образца присутствуют мелкие зерна феррита, по-видимому, образовавшиеся в результате фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, протекающего при остывании стали после прокатки.

Режимы лабораторной горячей прокатки

Schedule of the laboratory hot rolling

Номер режима прокатки	Температура прокатки, °C		$\varepsilon_{\text{пр}}$, %	$n_{\text{пр}}$, шт.	$\varepsilon_{\text{сум}}$, %	$t_{\text{пауз}}$, с	F_{γ} , %	Номер состава стали
	начала $T_{\text{пр}}$	конца $T_{\text{кон}}$						
1	1200	1100	50	4	91	300	13	1
2	1100	1000	50	4	92	300	19	1
3	1000	950	50	4	90	300	12	1
4	1100	1000	25	7	85	300	19	1
5	1100	1000	50	4	92	30	19	1
6	1100	800	50	3	84	0	19	1
7	1100	1000	50	4	92	300	9	2
8	1100	1000	50	4	91	300	90	3

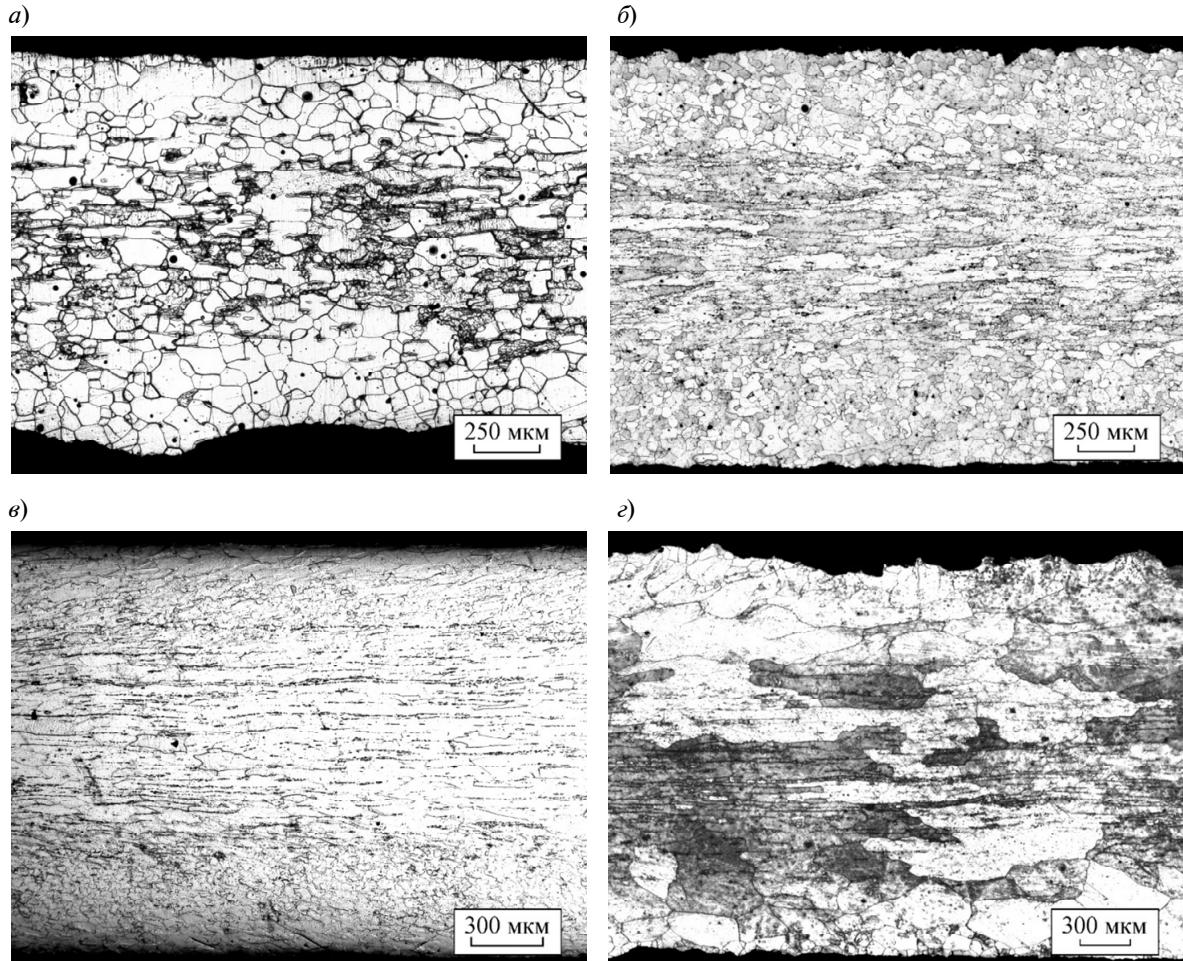


Рис. 1. Структура прокатанного металла в продольном сечении (состав 1), прокатанного с междеформационными паузами $t_{\text{пауз}} = 300$ с: *а* – $T_{\text{пп}} = 1200$ °C, $\varepsilon_{\text{пп}} = 50$ % (режим 1); *б* – $T_{\text{пп}} = 1100$ °C, $\varepsilon_{\text{пп}} = 50$ % (режим 2); *в* – $T_{\text{пп}} = 1000$ °C, $\varepsilon_{\text{пп}} = 50$ % (режим 3); *г* – $T_{\text{пп}} = 1100$ °C, $\varepsilon_{\text{пп}} = 25$ % (режим 4)

Fig. 1. Structure of the rolled metal in longitudinal section (composition 1) which was rolled with pauses $t_{\text{пауз}} = 300$ s: *a* – $T_{\text{rol}} = 1200$ °C, $\varepsilon_{\text{pass}} = 50$ % (schedule 1); *b* – $T_{\text{rol}} = 1100$ °C, $\varepsilon_{\text{pass}} = 50$ % (schedule 2); *c* – $T_{\text{rol}} = 1000$ °C, $\varepsilon_{\text{pass}} = 50$ % (schedule 3); *d* – $T_{\text{rol}} = 1100$ °C, $\varepsilon_{\text{pass}} = 25$ % (schedule 4)

При прокатке по режиму 2 ($T_{\text{пп}} = 1100$ °C) в стали формируется неоднородная по толщине проката структура: в поверхностных слоях – равноосные зерна феррита, в центральных – вытянутые в направлении прокатки (рис. 1, *б*). Размер зерна в поверхностных слоях составляет 10–40 мкм, а длина зерен в центральной части образца – 300–700 мкм. Как видно, снижение температуры прокатки приводит к уменьшению размера зерна. Толщина слоя равноосных зерен составляет 20–25 % от

толщины образца. Большее снижение температуры прокатки ($T_{\text{пп}} = 1000$ °C, режим 3) приводит к большему измельчению зерна в поверхностных слоях по сравнению с прокаткой при температуре $T_{\text{пп}} = 1100$ °C – средний диаметр зерна в этом случае составляет 5–25 мкм. В центральных слоях сформировалось вытянутое в направлении прокатки зерно. Толщина слоя равноосных зерен осталась неизменной и составила 20–25 % от толщины образца (рис. 1, *в*).

Анализируя результаты для режимов 1–3, можно заключить, что снижение температуры прокатки приводит к уменьшению интенсивности процессов рекристаллизации в металле. При этом возможно было ожидать и расширения центральной зоны проката, состоящей из нерекристаллизованных вытянутых в направлении прокатки зерен. Однако этого не наблюдается при металлографическом анализе. Одно из отличий условий прокатки между режима 1 от режимов 2–3, в том, что в первом случае в металле при каждом проходе протекает превращение $\alpha \rightarrow \gamma$, а во втором – превращение $\gamma \rightarrow \alpha$. Можно предположить, что именно фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ является одним из условий формирования неравномерной по толщине структуры горячекатаной полосы ЭАС.

Снижение степени деформации за проход с 50 до 25 % (режим 4) приводит к формированию в прокатанном металле сквозной деформированной структуры (рис. 1, *г*), поскольку такой степени деформации недостаточно для начала динамической рекристаллизации, особенно в последнем проходе. Следовательно, необходимым условием для формирования равноосных зерен в поверхностных слоях полосы ЭАС при горячей прокатке является протекание в них динамической рекристаллизации.

Уменьшение междеформационных пауз при прокатке (режимы 5, 6) приводит к уменьшению разогрева поверхностных захоложенных слоев металла между проходами и, следовательно, снижению интенсивности протекания превращения $\alpha \rightarrow \gamma$. Поэтому доля γ -фазы в полосе во время паузы не восстанавливается, а во время деформации после паузы снижается интенсивность фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, что приводит к формированию в металле деформированной структуры (рис. 2). Таким образом, с уменьшением продолжительности паузы между проходами увеличивается вытянутость зерен в направлении прокатки.

Можно заключить, что второе условие формирования в поверхностных слоях горячекатаной полосы полигонального феррита – это протекание фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ во время деформации, так как при отсутствии фазового превращения при прокатке не развивается динамическая рекристаллизация. Исходя из этого можно предположить, что формирование полигонального феррита в поверхностных слоях горячекатаной полосы ЭАС происходит в результате действия двух процессов, протекающих совместно: фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и динамической рекристаллизации. При отсутствии условий для протекания хотя бы одного из этих процессов происходит образование деформированной структуры.

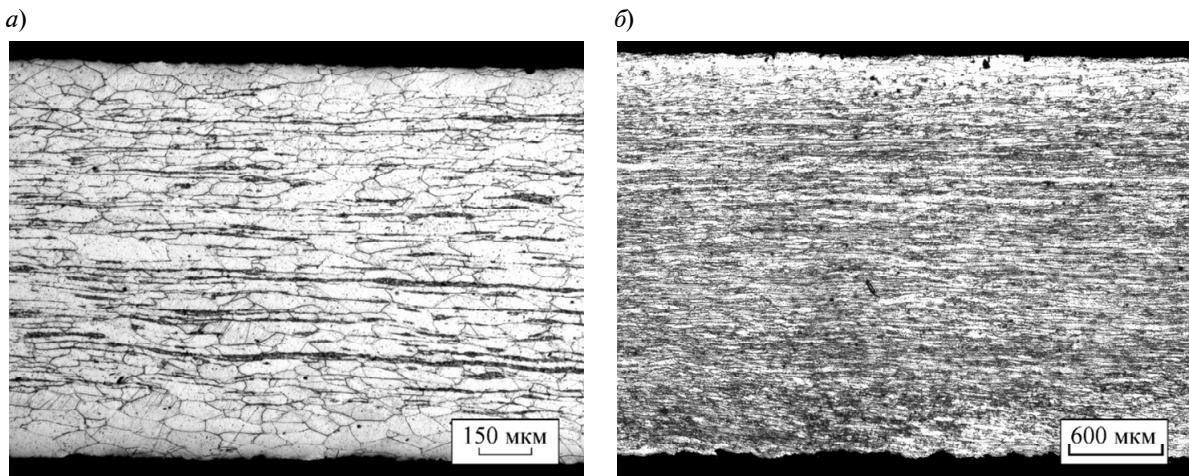


Рис. 2. Структура в продольном сечении металла (состав 1), прокатанного при $T_{\text{пп}} = 1100^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon_{\text{пп}} = 50\%$ с междеформационными паузами: *а* – $t_{\text{пауз}} = 30$ с (режим 5); *б* – $t_{\text{пауз}} = 0$ с (режим 6)

Fig. 2. Structure of the rolled metal in longitudinal section (composition 1) which was rolled at $T_{\text{rol}} = 1100^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon_{\text{pass}} = 50\%$ with pauses: *а* – $t_{\text{paus}} = 30$ s (schedule 5); *б* – $t_{\text{paus}} = 0$ s (schedule 6)

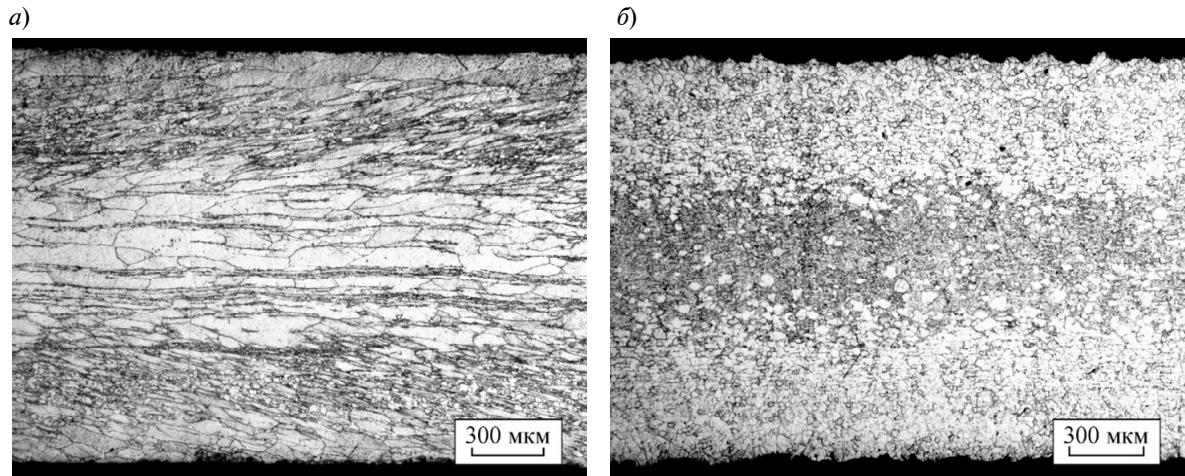


Рис. 3. Структура в продольном сечении металла, прокатанного при $T_{\text{пр}} = 1100^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon_{\text{пр}} = 50\%$ с междеформационными паузами $t_{\text{пaus}} = 300$ с: *а* – состав 2 (режим 7); *б* – состав 3 (режим 8)
 Fig. 3. Structure of the rolled metal in longitudinal section (composition 1) which was rolled at $T_{\text{rol}} = 1100^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon_{\text{pass}} = 50\%$ with pauses $t_{\text{paus}} = 300$ s: *а* – composition 2 (schedule 7); *б* – composition 3 (schedule 8)

На рис. 3 представлена структура стали составов 2, 3, прокатанной по режимам 7, 8 (см. табл.).

Снижение содержания углерода в стали с 0,035 до 0,025 % масс. приводит к уменьшению доли γ -фазы во время прокатки (см. табл.). Фазовый состав металла при прокатке близок к фазовому составу металла при прокатке по режиму 3. В результате при прокатке по этим режимам сформировалась близкая структура, несмотря на разницу в температуре прокатки (рис. 1, *в* и 3, *а*). Это подтверждает сделанное ранее наблюдение, что в отсутствие фазового превращения динамическая рекристаллизация не развивается.

Прокатка металла с химическим составом 3 происходила в условиях высокого содержания аустенита (см. табл.). В результате во всем объеме образца сформировалось равнодное зерно, которое имеет различный размер в центральных и поверхностных слоях. В центральной части образца получено более мелкое зерно диаметром 3–6 мкм, в поверхностных слоях – диаметром 10–30 мкм (рис. 3, *б*). Из-за высокого содержания аустенита фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ происходило по всей толщине образца с наибольшей интенсивностью в поверхностных слоях из-за большего перепада температур.

На основании результатов лабораторной прокатки можно заключить, что неод-

нородная по толщине горячекатаной полосы ЭАС структура формируется из-за неоднородного развития фазового превращения. Поверхностные слои полосы во время прокатки охлаждаются быстрее, чем центральные, вследствие чего фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ протекает в них интенсивнее. Установлено, что полигональный феррит при горячей прокатке исследуемых сталей формируется в результате совместного протекания фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и динамической рекристаллизации. Поскольку в центральной части полосы фазовое превращение протекает слабо, то в них образуется деформированная структура.

Заключение

На основании анализа экспериментальных результатов исследования много-проходной горячей прокатки ЭАС установлено, что формирование неоднородной по толщине структуры горячекатаной полосы происходит из-за неоднородного протекания фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, вызванного захолаживанием поверхностных слоев металла, в результате чего поверхностные слои полосы формируются под действием совместно протекающих процессов $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и динамической рекристаллизации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента РФ № МК-1587.2017.8.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pushin V.G. Alloys with a thermomechanical memory: structure, properties, and application // The Physics of Metals and Metallography. 2000. Vol. 90. P. 568–595.
2. Третьяков Ю.Д., Гудилин Е.А. Введение в химию функциональных материалов. М.: Изд-во МГУ им. М.В. Ломоносова, 2006. 125 с.
3. Матвеев В.В., Ярославский Г.Я., Чайковский Б.С., Кондратьев С.Ю. Сплавы высокого демпфирования на медной основе. Киев: Наукова думка, 1986. 208 с.
4. Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при температурах эксплуатации. Сообщение 2: Влияние высокотемпературной выдержки // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2012. № 1(147). С. 217–228.
5. Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Фукс М.Д. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при температурах эксплуатации. Сообщение 3: Механизм и кинетика фазовых превращений // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2012. № 2(154). С. 143–150.
6. Соколов Ю.А., Павлушкин Н.В., Кондратьев С.Ю. Новые аддитивные технологии с использованием пучка ионов // Вестник машиностроения. 2016. № 9. С. 72–76.
7. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А. Новый подход к синтезу порошковых и композиционных материалов электронным лучом. Часть 1. Технологические особенности процесса // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 1 (727). С. 30–35.
8. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А., Копаев В.Н. Особенности моделирования процесса послойного синтеза изделий электронным лучом // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. Вып. 11. С. 91–96.
9. Дружинин В.В. Магнитные свойства электротехнических сталей. М.: Энергия, 1974. 240 с.
10. Казаджан Л.Б. Магнитные свойства электротехнических сталей и сплавов. М.: ООО «Наука и технологии», 2000. 224 с.
11. Shimizu Y., Ito Y., Iida Y. Formation of the Goss orientation near the surface of 3 pct silicon steel during hot rolling // Metallurgical Transactions A. 1986. Vol. 17a. No 8. P. 1323–1334.
12. Suzuki S., Ushigami Y., Homma H., Takebayashi S., Kubota T. Influence of Metallurgical Factors on Secondary Recrystallization of Silicon Steel // Materials Transactions. 2001. Vol. 42. No 6. P. 994–1006.
13. Pease N.C., Jones D.W., Wise M.H.L., Hutchinson W.B. SEM study of origin of Goss texture in Fe-3.25 Si // Metal Science. 1981. Vol. 15. No 5. P. 203–209.
14. Лифшиц Б., Новиков В., Рошина Л. Изучение структуры кристалла (110)[001] кремнистого железа при начальной стадии первичной рекристаллизации // Физика металлов и металловедение. 1969. Т. 27. № 6. С. 865–869.
15. Yang P., Shao Y.Y., Mao W.M., Jiang Q.W., Jin W.X. Orientation Evolutions During Hot Rolling of Electrical Steel Containing Initial Columnar Grains // Materials Science Forum. 2012. Vol. 702–703. P. 754–757.
16. Гольдштейн В.Я., Пашенко С.В., Гражданкин С.Н. Структурообразование при горячей прокатке сплава Fe 3% Si // ФММ. 1980. Т. 50. № 6. С. 1213–1217.
17. Лобанов М.Л., Редикульцев А.А., Русаков, Г.М., Данилов С.В. Взаимосвязь ориентировок деформации и рекристаллизации при горячей прокатке электротехнической анизотропной стали // МиТОМ. 2015. № 8. С. 44–49.
18. Decker B., Harker D. Relations between initial and final orientations in rolling and annealing of silicon ferrite // Journal of Applied Physics. 1951. Vol. 22. No 7. P. 900–904.
19. Лобанов М.Л., Редикульцев А.А., Русаков Г.М., Данилов С.В. Влияние углерода на формирование текстуры в электротехнической стали Fe-3% Si при горячей прокатке // МиТОМ. 2014. Т. 12. С. 12–15.
20. Inokuto Y., Saito F., Gotoh C. Computer color mapping analyses of deformation bands and recrystallized grains inside elongated grains near surface of hot-rolled silicon steel sheet // Materials transactions. 1996. Vol. 37. No 3. P. 203–209.
21. Лифанов В. Прокатка трансформаторной стали. М.: Металлургия, 1975. 200 с.
22. Dorner D., Zaeffler S., Lahn L., Raabe D. Overview of microstructure and microtexture development in grain-oriented silicon steel // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2006. Vol. 304. No 2. P. 183–186.
23. Mishra S., Darmani C., Lucke K. On the development of the GOSS texture in iron-3% silicon // Acta Metallurgica. 1984. Vol. 32. No 12. P. 2185–2201.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

КОНОНОВ Александр Александрович – инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого
E-mail: kononov.alexandr@yahoo.com

МАТВЕЕВ Михаил Александрович – кандидат технических наук старший научный сотрудник Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого
E-mail: matveev_ma@inbox.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 29.01.2018

REFERENCES

- [1] **Pushin V.G.** Alloys with a thermomechanical memory: structure, properties, and application. *The Physics of Metals and Metallography*. 2000. Vol. 90. P. 568–595.
- [2] **Tret'jakov Iu.D., Gudilin E.A.** Vvedenie v khimiiu funktsional'nykh materialov. M.: Izd-vo MGU im. M.V. Lomonosova, 2006. 125 s. (rus.)
- [3] **Matveev V.V., Iaroslavskii G.Ia., Chaikovskii B.S., Kondrat'ev S.Iu.** Splavy vysokogo dempfirovaniia na mednoi osnove. Kiev: Naukova dumka, 1986. 208 s. (rus.)
- [4] **Oryshchenko A.S., Kondrat'ev S.Iu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N.** Osobennosti strukturnykh izmenenii v zharoprochnom splave 45Kh26NZZS2B2 pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshchenie 2: Vliianie vysokotemperaturnoi vyderzhki. *Nauchno-tehnicheskie vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta*. 2012. № 1(147). S. 217–228. (rus.)
- [5] **Rudskoi A.I., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Kondrat'ev S.Iu., Fuks M.D.** Osobennosti strukturnykh izmenenii v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshchenie 3: Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashchenii. *Nauchno-tehnicheskie vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta*. 2012. № 1 (154). S. 143–150. (rus.)
- [6] **Sokolov Iu.A., Pavlushin N.V., Kondrat'ev S.Iu.** Novye additivnye tekhnologii s ispol'zovaniem puchka ionov. *Vestnik mashinostroeniia*. 2016. № 9. S. 72–76. (rus.)
- [7] **Rudskoi A.I., Kondrat'ev S.Iu., Sokolov Iu.A.** Novyi podkhod k sintezu poroshkovykh i kompozitsionnykh materialov elektronnym luchom. Chast' 1. Tekhnologicheskie osobennosti protsessa. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*. 2016. № 1 (727). S. 30–35. (rus.)
- [8] **Rudskoi A.I., Kondrat'ev S.Iu., Sokolov Iu.A., Kopaev V.N.** Osobennosti modelirovaniia protsessa posloinogo sinteza izdelii elektronnym luchom. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*. 2015. T. 85. Vyp. 11. S. 91–96. (rus.)
- [9] **Druzhinin V.V.** Magnitnye svoistva elektrotehnicheskikh stalei. M.: Energiia, 1974. 240 s. (rus.)
- [10] **Kazadzhan L.B.** Magnitnye svoistva elektrotehnicheskikh stalei i splavov. M.: OOO «Nauka i tekhnologii», 2000. 224 s. (rus.)
- [11] **Shimizu Y., Ito Y., Iida Y.** Formation of the Goss orientation near the surface of 3 pct silicon steel during hot rolling. *Metallurgical Transactions A*. 1986. Vol. 17a. No 8. P. 1323–1334.
- [12] **Suzuki S., Ushigami Y., Homma H., Takebayashi S., Kubota T.** Influence of Metallurgical Factors on Secondary Recrystallization of Silicon Steel. *Materials Transactions*. 2001. Vol. 42. No 6. P. 994–1006.
- [13] **Pease N.C., Jones D.W., Wise M.H.L., Hutchinson W.B.** SEM study of origin of Goss texture in Fe-3.25 Si. *Metal Science*. 1981. Vol. 15. No 5. P. 203–209.
- [14] **Lifshits B., Novikov V., Roshchina L.** Izuchenie struktury kristalla (110)[001] kremnistogo zheleza pri nachal'noi stadii pervichnoi rekristallizatsii. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1969. T. 27. № 6. S. 865–869. (rus.)
- [15] **Yang P., Shao Y.Y., Mao W.M., Jiang Q.W., Jin W.X.** Orientation Evolutions During Hot Rolling of Electrical Steel Containing Initial Columnar Grains. *Materials Science Forum*. 2012. Vol. 702–703. P. 754–757.
- [16] **Gol'dshtein V.Ia., Pashchenko S.V., Grazhdankin S.N.** Strukturoobrazovanie pri goriachei prokatke splava Fe 3% Si. *FMM*. 1980. T. 50. № 6. S. 1213–1217. (rus.)
- [17] **Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Rusakov, G.M., Danilov S.V.** Vzaimosviaz' orientirovok deformatsii i rekristallizatsii pri goriachei prokatke elektrotehnicheskoi anizotropnoi stali. *MiTOM*. 2015. № 8. S. 44–49. (rus.)
- [18] **Decker B., Harker D.** Relations between initial and final orientations in rolling and annealing of silicon ferrite. *Journal of Applied Physics*. 1951. Vol. 22. No 7. P. 900–904.

- [19] **Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Rusakov G.M., Danilov S.V.** Vliianie ugleroda na formirovaniye tekstury v elektrotekhnicheskoi stali Fe-3% Si pri goriachei prokatke. *MiTOM*. 2014. T. 12. S. 12–15. (rus.)
- [20] **Inokuto Y., Saito F., Gotoh C.** Computer color mapping analyses of deformation bands and recrystallized grains inside elongated grains near surface of hot-rolled silicon steel sheet. *Materials transactions*. 1996. Vol. 37. No 3. P. 203–209.
- [21] **Lifanov V.** Prokatka transformatornoi stali. M.: Metallurgija, 1975. 200 s. (rus.)
- [22] **Dorner D., Zaeffferer S., Lahn L., Raabe D.** Overview of microstructure and microtexture development in grain-oriented silicon steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2006. Vol. 304. No 2. P. 183–186.
- [23] **Mishra S., Darman C., Lucke K.** On the development of the GOSS texture in iron-3% silicon. *Acta Metallurgica*. 1984. Vol. 32. No 12. P. 2185–2201.

AUTHORS

KONONOV Aleksandr A. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: kononov.alexandr@yahoo.com

MATVEEV Mikhail A. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*

E-mail: matveev_ma@inbox.ru

Received: 29.01.2018