

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:*

A.A. Kononov, M.A. Matveev. 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 Госсса –  $\{110\}\langle 001\rangle$  («ребровая» текстура) в готовом листе обеспечивает высокую магнитную индукцию и минимальные потери на перемагничивание [9, 10].

Непосредственное формирование текстуры  $\{110\}\langle 001\rangle$  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  $\{110\}\langle 001\rangle$  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 госссовской ориентировкой [12, 15–16]. Чем острее ориентировка  $\{110\}\langle 001\rangle$  в горячекатаной полосе, тем совершеннее текстура в готовом листе ЭАС [17].

Считается, что ориентировка  $\{110\}\langle 001\rangle$  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  $\{110\}\langle 001\rangle$  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 компоненты  $\{110\}\langle 001\rangle$  уменьшается.

Однако некоторые авторы полагают [21], что структура поверхностных слоев полосы формируется в результате рекристаллизации. Согласно их представлениям, в очаге деформации поверхность полосы захлаживается и металл в этих слоях наклепывается сильнее, чем в центральных. В паузе после прохода поверхностные слои разогреваются, и в них развивается первичная рекристаллизация. Подтверждением этому служит наличие в поверхностных слоях горячекатаной полосы крупных «ребровых» зерен без субструктуры 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 ингибированием: 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  $\{110\}\langle 001 \rangle$  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  $\gamma$ -фазы в структуре стали при температурах горячей прокатки (см. табл.).

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

ное время  $t_{пауз}$ . После последнего прохода образцы охлаждали на воздухе. Режимы лабораторной прокатки отражены в таблице ( $\epsilon_{пр}$  – суммарные обжатия;  $F_{\gamma}$  – доля  $\gamma$ -фазы в металле при температурах начала прокатки;  $T_{кон}$  – 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  $t_{пауз} = 300$  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 °С, температуры прокатки (рис. 1, а) 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, °С		$\epsilon_{пр}$ , %	$n_{пр}$ , ШТ.	$\epsilon_{сум}$ , %	$t_{пауз}$ , с	$F_{\gamma}$ , %	Номер состава стали
	начала $T_{пр}$	конца $T_{кон}$						
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



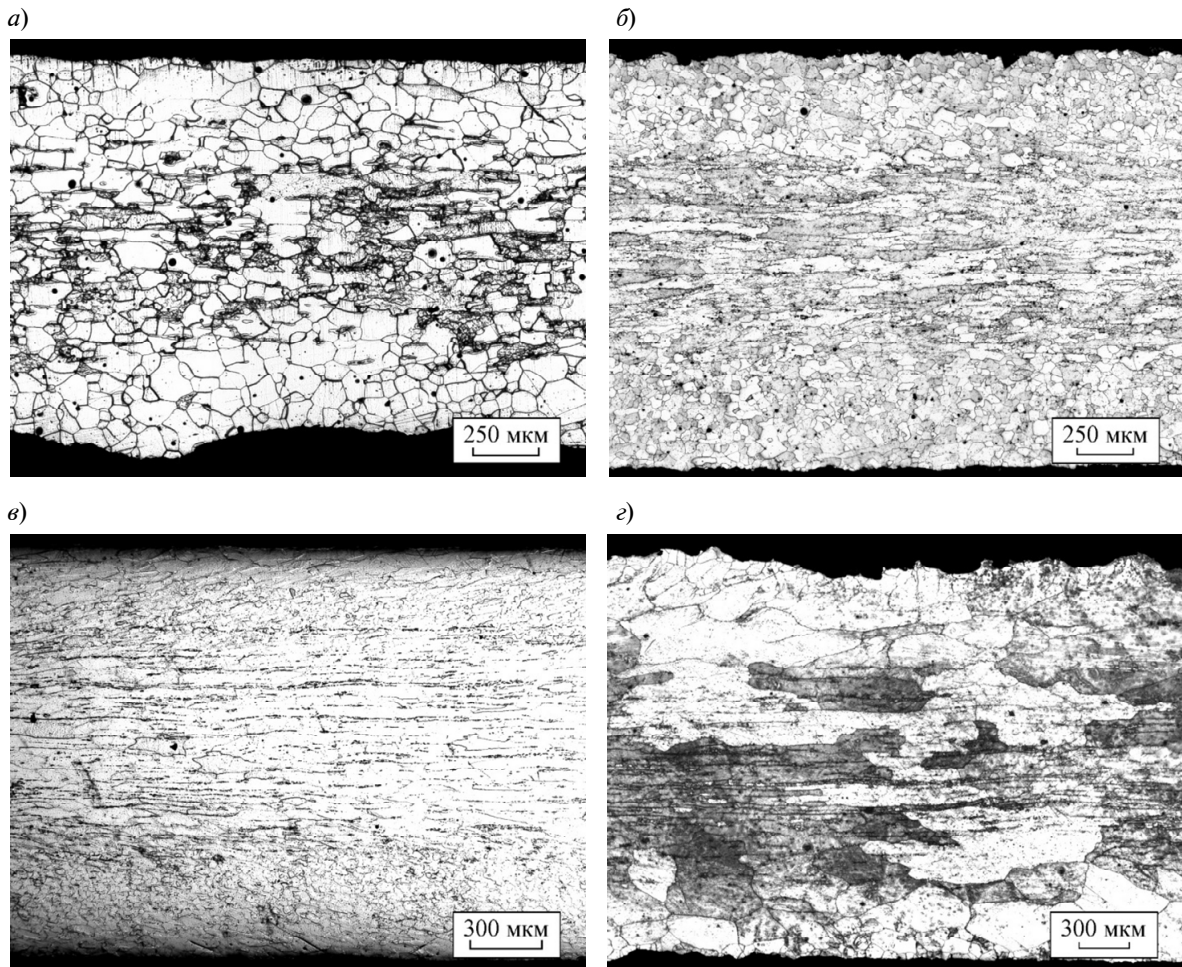


Рис. 1. Структура прокатанного металла в продольном сечении (состав 1), прокатанного с междеформационными паузами  $t_{\text{пауз}} = 300$  с: *a* –  $T_{\text{пр}} = 1200$  °С,  $\epsilon_{\text{пр}} = 50$  % (режим 1); *б* –  $T_{\text{пр}} = 1100$  °С,  $\epsilon_{\text{пр}} = 50$  % (режим 2); *в* –  $T_{\text{пр}} = 1000$  °С,  $\epsilon_{\text{пр}} = 50$  % (режим 3); *г* –  $T_{\text{пр}} = 1100$  °С,  $\epsilon_{\text{пр}} = 25$  % (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* –  $T_{\text{рол}} = 1200$  °С,  $\epsilon_{\text{pass}} = 50$  % (schedule 1); *b* –  $T_{\text{рол}} = 1100$  °С,  $\epsilon_{\text{pass}} = 50$  % (schedule 2); *c* –  $T_{\text{рол}} = 1000$  °С,  $\epsilon_{\text{pass}} = 50$  % (schedule 3); *d* –  $T_{\text{рол}} = 1100$  °С,  $\epsilon_{\text{pass}} = 25$  % (schedule 4)

При прокатке по режиму 2 ( $T_{\text{пр}} = 1100$  °С) 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. Больше снижение температуры прокатки ( $T_{\text{пр}} = 1000$  °С, режим 3) приводит к большему измельчению зерна в поверхностных слоях по сравнению с прокаткой при температуре  $T_{\text{пр}} = 1100$  °С – 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 захлажденных слоев металла между проходами и, следовательно, снижению интенсивности протекания превращения  $\alpha \rightarrow \gamma$ . Поэтому доля  $\gamma$ -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.

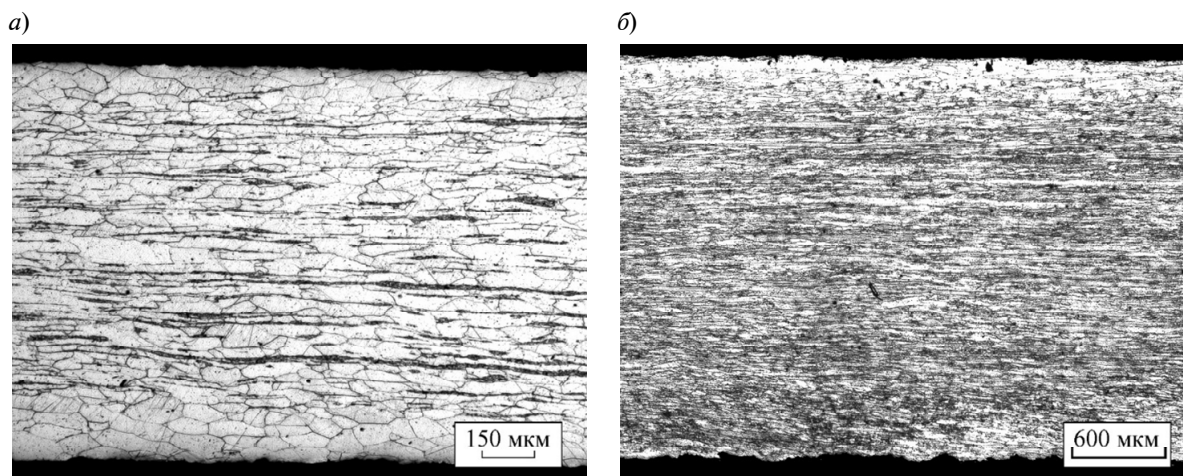


Рис. 2. Структура в продольном сечении металла (состав 1), прокатанного при  $T_{пр} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\epsilon_{пр} = 50 \%$  с междеформационными паузами: *a* –  $t_{пауз} = 30 \text{ с}$  (режим 5); *б* –  $t_{пауз} = 0 \text{ с}$  (режим 6)  
 Fig. 2. Structure of the rolled metal in longitudinal section (composition 1) which was rolled at  $T_{rol} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\epsilon_{pass} = 50 \%$  with pauses: *a* –  $t_{paus} = 30 \text{ s}$  (schedule 5); *б* –  $t_{paus} = 0 \text{ s}$  (schedule 6)



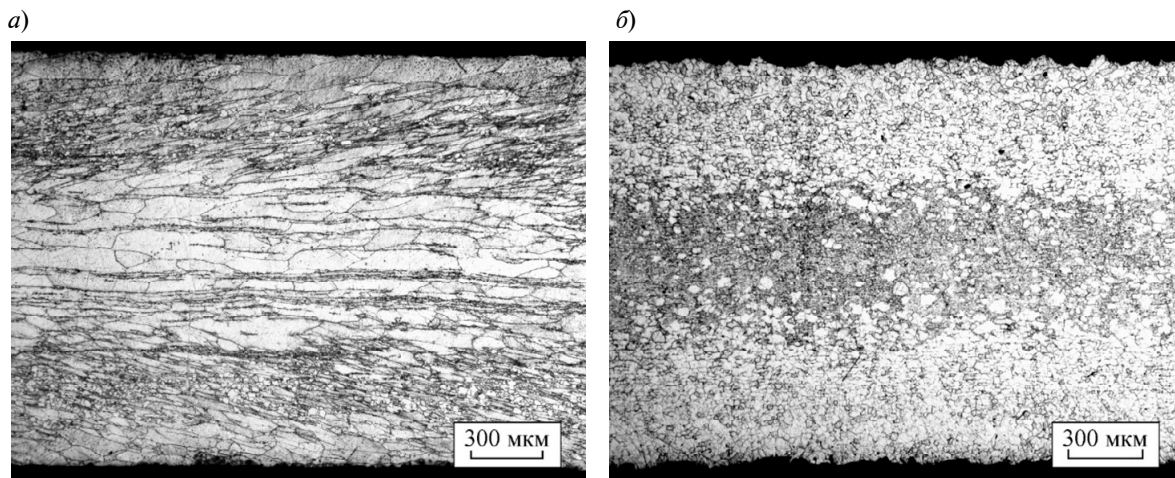


Рис. 3. Структура в продольном сечении металла, прокатанного при  $T_{пр} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\epsilon_{пр} = 50\%$  с междеформационными паузами  $t_{пауз} = 300\text{ с}$ : а – состав 2 (режим 7); б – состав 3 (режим 8)  
 Fig. 3. Structure of the rolled metal in longitudinal section (composition 1) which was rolled at  $T_{rol} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\epsilon_{pass} = 50\%$  with pauses  $t_{paus} = 300\text{ s}$ : 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  $\gamma$ -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 равноосное 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 многопроходной горячей прокатки ЭАС установлено, что формирование неоднородной по толщине структуры горячекатаной полосы происходит из-за неоднородного протекания фазового превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$ , вызванного захлаживанием 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 45X26H33C2B2 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 45X26H33C2B2 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., Павлушин 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., Рощина 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., Zaefferer 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., Darmann 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'iakov 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 45Kh26NZS2B2 pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshchenie 2: Vliianie vysokotemperaturnoi vyderzhki. *Nauchno-tekhnicheskie 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-tekhnicheskie 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 elektronnykh 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 elektronnykh luchom. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*. 2015. T. 85. Vyp. 11. S. 91–96. (rus.)
- [9] **Druzhinin V.V.** Magnitnye svoistva elektrotekhnicheskikh stalei. M.: Energiia, 1974. 240 s. (rus.)
- [10] **Kazadzhan L.B.** Magnitnye svoistva elektrotekhnicheskikh 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.** Strukturnoobrazovanie 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 elektrotekhnicheskoi 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 formirovanie 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.: Metallurgiya, 1975. 200 s. (rus.)

[22] **Dorner D., Zaefferer 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., Darmann 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