DOI: 10.18721/JEST.230215 УДК 621.771.23:669.1:669.017.3:621.787

А.А. Кононов, М.А. Матвеев

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПНОЙ СТАЛИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

Методами физического моделирования установлена зависимость доли аустенита в структуре электротехнической анизотропной стали от температуры. Методами математического моделирования исследовано изменение распределения температуры по толщине полосы электротехнической анизотропной стали в процессе горячей прокатки. На основании полученных данных установлено изменение фазового состава стали в процессе горячей прокатки. Показано, что наличие градиента температуры по толщине полосы электротехнической анизотропной стали в процессе горячей прокатки. На основании полученных данных установлено изменение фазового состава стали в процессе горячей прокатки. Показано, что наличие градиента температуры по толщине полосы электротехнической анизотропной стали вызывает неоднородное распределение аустенита в структуре стали. Различное содержание фазовых составляющих по толщине полосы может приводить к различному протеканию процессов структрообразования на различной толщине полосы (динамическая и статическая рекристаллизация, фазовое превращение). В результате этого при горячей прокатке электротехнической анизотропной стали может происходить формирование неоднородной по сечению полосы структуры.

ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПНАЯ СТАЛЬ; ГОРЯЧАЯ ПРОКАТКА; МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МО-ДЕЛИРОВАНИЕ; ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ.

Ссылка при цитировании:

А.А. Кононов, М.А. Матвеев. Изменение фазового состава электротехнической анизотропной стали при горячей прокатке // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2017. Т. 23. № 2. С. 166–174. DOI: 10.18721/JEST.230215

A.A. Kononov, M.A. Matveev

Peter the Great St. Petersburg polytechnic university, Saint-Peterburg, Russian Federation

PHASE COMPOSITION CHANGE OF THE GRAIN-ORIENTED SILICON STEEL DURING HOT ROLLING

The austenite fraction dependence on temperature in grain-oriented silicon steel was determined by physical simulation. The change in the temperature distribution along strip thickness of grain-oriented silicon steel during the hot rolling process was studied by the finite element method. Based on the data obtained, the phase composition variation in the strip was determined. It is shown that the temperature gradient across the strip thickness of grain-oriented silicon steel leads to inhomogeneous distribution of austenite in the steel structure. The different contents of phase components across the strip thickness can lead to different processes of structure formation for different strip thicknesses (dynamic and static recrystallization, phase transformation). As a result, a structure that is heterogeneous across the strip thickness can form during hot rolling of grain-oriented silicon steel.

GRAIN-ORIENTED SILICON STEEL; HOT ROLLING; MATHEMATICAL MODELLING; PHASE TRANSFORMATIONS.

Citation:

A.A. Kononov, M.A. Matveev, Phase composition change of the grain-oriented silicon steel during hot rolling, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering sciences and technology, 23 (02) (2017) 166–174, DOI: 10.18721/JEST.230215

Введение

Электротехническая анизотропная сталь (ЭАС) — магнитомягкий материал, используемый для изготовления сердечников трансформаторов. ЭАС характеризуется высокой магнитной индукцией и низкими потерями на перемагничивание. Высокие магнитные свойства этой стали обусловлены кристаллографической текстурой Госса {110}<001> («ребровая» текстура), при которой направление легкого намагничивания совпадает с направлением прокатки.

Согласно современным представлениям формирование полномасштабной текстуры {110}<001> в готовом листе ЭАС начинается на этапе горячей прокатки и происходит по механизму текстурной наследственности [1–4]. Непосредственное формирование текстуры {110}<001> в листе ЭАС реализуется на этапе заключительного высокотемпературного отжига при производстве стали в процессе вторичной рекристаллизации за счет избирательного роста зерен с «ребровой» ориентировкой.

Во время горячей прокатки в поверхностных слоях полосы образуются зерна с госсовской ориентировкой [3, 5-8], которая частично сохраняется и при холодной прокатке. При высокотемпературном отжиге вторичная рекристаллизация начинается в поверхностном слое листа [9], и чем острее ориентировка {110}<001> в горячекатаной полосе, тем совершеннее текстура развивается при высокотемпературном отжиге [10-12]. Удаление поверхностных слоев горячекатаной полосы, содержащих повышенную плотность ориентировки {110}<001>, приводит к неполному развитию вторичной рекристаллизации во время высокотемпературного отжига [13, 14]. Кроме того, во время горячей прокатки в металле происходит выделение частиц ингибиторной фазы (AlN, Cu₂S, MnS), сдерживающих нормальный рост зерен во время высокотемпературного отжига.

ЭАС содержит ~ 3 % масс. кремния и менее 0,004 % масс. углерода. Такой химический состав приводит к сужению температурной области существования аустенита в металле, в результате чего горячая прокатка этих сталей ведется в условиях двухфазного состава — $\alpha + \gamma$ [15]. Фазовый состав является важным параметром горячей прокатки ЭАС, влияющим на формирование структуры и текстуры, а также на выделение частиц ингибиторной фазы. Управлять долей аустенита в структуре стали можно за счет содержания углерода, а также выбором температуры прокатки.

Целью работы было количественное исследование температурной зависимости фазового состава ЭАС и оценка изменения доли аустенита в полосе при горячей прокатке.

Материал и методика эксперимента

В работе исследовали электротехническую анизотропную сталь нитридно-медного варианта производства со следующим химическим составом (% масс): 0,035 C; 3,2 Si; 0,31 Mn; 0,015 Al; 0,52 Cu; 0,01 N. Исходная структура исследуемой стали представлена на рис. 1. Структура металла состоит из равноосных зерен со средним размером зерна ~ 200 мкм.

Фазовый состав стали определяли экспериментальным путем на установке Gleeble 3800. Исследования проводили на цилиндрических образцах диаметром 6 мм и длиной 85 мм. Образцы нагревали до температуры испытания 700–1250 °C со скоростью 5 °C/с, далее образы выдерживали при температуре испытания 300 с, после чего охлаждали водой с максимально возможной скоростью для фиксации высокотемпературной структуры. На рис. 2 показана типичная кривая изменения температуры образца стали в процессе испытания.

На кривой охлаждения (см. рис. 2) можно выделить три участка. Вследствие инертности системы включение подачи воды на образец и выключение подогрева образца происходят



Рис. 1. Исходная структура исследуемой стали Fig 1. Initial structure of the investigated steel



Рис. 2. Схематическое изображение кривой изменения температуры образцов ЭАС при испытаниях на установке Gleeble 3800

Fig 2. Schematic representation of the temperature change curve for test GOES at the Gleeble 3800

с некоторой конечной скоростью, и максимальная скорость охлаждения достигается не сразу. Поэтому на первом участке кривой скорость охлаждения ниже максимальной. Температура образца при этом успевает понизиться на ~50 °C. На втором участке кривой достигается максимальная скорость охлаждения, температура образца снижается до 300–500 °C. На третьем участке подача воды прекращается и охлаждение осуществляется за счет теплоотвода в захваты, поэтому скорость охлаждения уменьшается. Таким образом, ускоренное охлаждение образцов заканчивается ниже температуры конца фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, что позволяет зафиксировать высокотемпературное двухфазное ($\alpha + \gamma$)



Рис. 3. Граничные условия в программе Deform-2D

Fig. 3. The boundary conditions in program Deform-2D

состояние металла. На испытанных образцах исследовали микроструктуру и по площади, занимаемой продуктами распада аустенита, определяли объемную долю аустенита в структуре стали при температуре испытания, считая, что доля продуктов распада аустенита при комнатной температуре соответствует доле аустенита при температуре испытания.

Расчет температурных полей полосы ЭАС при горячей прокатке проводили в программе Deform-2D. Задачу решали в симметричной постановке (рис. 3) для рассматриваемого сечения. В качестве температурных граничных условий задавали отрицательный тепловой поток по поверхности сляба, который учитывал суммарные температурные потери полосы за счет излучения, конвекции, действия установок гидросбива окалины.

Решение задачи в пакете Deform-2D осуществляли с помощью анализа Лагранжа (Lagrangian incremental), который применяется для большинства процессов обработки металлов далением (ОМД): ковки, прокатки, волочения, штамповки, а также для процессов термической обработки.

Теплофизические характеристики стали задавали как функции от температуры, приведенные в работе [16], (рис. 4). Из-за трудности определения коэффициента теплоотдачи на контакте «сляб — валок» при решении задачи этот параметр являлся подгоночным коэффициентом. Показатель трения на контакте «сляб валок» при расчетах приняли постоянным и равным 0,8. Используемая модель трения — модель трения по Зибелю. Калибровку температурной



a — теплопроводность; δ — теплоемкость

Fig. 4. Thermophysical properties of investigates steel: a — thermal conduction; δ — thermal capacity

задачи в пакете Deform-2D проводили по экспериментальным данным. Поскольку задачей моделирования было определение изменения температуры по толщине проката, то в расчетах не учитывали распределение температуры по ширине и длине сляба. Также в расчетах не учитывали тепловые потери за счет контакта раската с роликами рольганга.

Результаты и их обсуждение

На рис. 5 представлена структура стали после ускоренного охлаждения водой из двухфазной (α+γ) области.

На месте аустенита после охлаждения сформировался мартенсит (рис. 5, δ), что подтверждается результатами измерения микротвердости структурных составляющих (200–230 $HV_{0.2 \text{ для}}$ ферритной матрицы и 350–370 $HV_{0,2}$ и продукты распада). На панорамных снимках структуры стали после испытания (рис. 5, *a*) измеряли площадь продуктов распада. В результате получили объемную долю аустенита в структуре стали при температурах двухфазного состояния. Результаты исследования представлены на рис. 6.

Температурная область существования аустенита находится в интервале ~ 750–1300 °С. Максимальная доля аустенита в структуре стали составляет ~ 18 % объемн. и наблюдается при температуре 1100–1150 °С. Таким образом, горячая прокатка ЭАС начинается при невысоком



Рис. 5. Структура ЭАС после ускоренного охлаждения из двухфазной (α+γ) области: *a* — панорамный снимок в поперечном сечении; *б* — продукты распада аустенита

Fig. 5. Structure of GOES after quenching from α + γ area: a – panorama in cross-section; δ – martensitic



Рис. 6. Температурная зависимость объемной доли аустенита в исследуемых сталях



содержании аустенита в структуре стали (температура выдачи сляба из печи — 1200—1250 °C). В процессе черновой прокатки доля аустенита повышается и на промежуточном рольганге достигает максимальных значений; в процессе чистовой прокатки доля аустенита в металле снижается, достигая ~ 5 % объемн. на выходе из последней клети.

Из-за неравномерности температуры по толщине раската фазовый состав стали также может быть неравномерен по толщине. Для исследования этого явления провели расчет температуры полосы стали при горячей прокатке. Расчет горячей прокатки провели по режимам, представленым в табл. 1, 2.

Результаты расчетов распределения температуры по толщине полосы, прокатанной по указанным режимам, представлены на рис. 7. Во время черновой прокатки можно выделить две температурные зоны по толщине полосы:

Таблица 1

Режим расчетной черновой прокатки ЭАС

Table 1

Номер клети	Относительное обжатие, %	Толщина после клети, мм	Абсолютное обжатие, мм	Скорость прокатки, м/с	Время пребывания раската между клетями, с
_	_	250	_	1,0	_
1	8,0	230	20	1,0	17,1
2	17,4	190	40	1,5	19,8
3	47,4	100	90	2,0	20,6
4	30,0	70	30	2,5	26,5
5	31,4	48	22	3,2	73,5

Schedule of calculated rough rolling GOES

171

Таблица 2

Режим расчетной чистовой прокатки ЭАС

Table 2

Номер клети	Относительное обжатие, %	Толщина после клети, мм	Абсолютное обжатие, мм	Скорость прокатки, м/с	Время пребывания раската между клетями, с
6	35,4	31,0	17,0	1,0	6,2
7	41,0	18,3	12,7	1,7	3,6
8	40,0	11,0	7,8	2,8	2,2
9	38,0	6,8	4,2	4,4	1,4
10	34,0	4,5	2,3	6,7	0,9
11	29,0	3,2	1,3	9,5	0,6
12	22,0	2,5	0,7	12,7	0,5

Schedule of calculated final rolling GOES

захоложенные поверхностные слои толщиной \sim 30 мм и центральные слои, имеющие температуру начала прокатки (1270 °C). Температура поверхности полосы в процессе прокатки понижается до 1130 °C. Толщина захоложенного слоя металла практически не изменяется в процессе черновой прокатки, несмотря на то, что толщина сляба уменьшается более чем в 5 раз (с 250 до 40 мм). Таким образом, доля захоложенного металла увеличивается с 0,1 до 0,25 от толщины полосы.

Во время прохождения полосой промежуточного рольганга из-за наличия экранирующей установки разница между температурой поверхности и центра не изменяется, т. е. полоса остывает равномерно. При чистовой прокатке толщина полосы изменяется от 48 до 2,5 мм. Чистовая прокатка начинается при температуре поверхности раската 1010–1020 °C, а из последней клети чистовой группы полоса выходит с температурой поверхности 910–920 °C. С уменьшением толщины полосы градиент температуры по толщине полосы уменьшается: перед входом в шестую клеть он составляет ~170 °C, после выхода из двенадцатой клети — ~20 °C.



Рис. 7. Изменение температуры по толщине полосы стали при горячей прокатке: *а* — черновая, *б* — чистовая

Fig. 7. The temperature changing across the strip thickness of the steel strip during hot rolling: a - roughing, b - finishing



Рис. 8. Равновесная доля аустенита в структуре полосы ЭАС в процессе горячей прокатки



Таким образом, максимальный перепад температур от центра к поверхности при горячей прокатке может достигать 200 °С, и неоднородность фазового состава по толщине листа может быть значительной. Сопоставляя результаты расчета температуры полосы ЭАС при горячей прокатке (см. рис. 6) и температурную зависимость доли аустенита (см. рис. 7), получили данные о фазовом составе стали в процессе горячей прокатки. На рис. 8 представлена зависимость равновесного содержания аустенита в поверхностных и центральных слоях полосы ЭАС в процессе горячей прокатки.

В нагретых под прокатку слябах распределение аустенита равномерно по толщине: его доля составляет ~ 3 % объемн. В процессе чистовой прокатки температура поверхностных слоев снижается; и содержание в них аустенита увеличивается, достигая практически максимальных значений в 3—5-й клетях. В то же время температура центральных слоев полосы остается неизменной, в результате чего доля аустенита в этих слоях также остается постоянной (~3 % объемн.).

На промежуточном рольганге между пятой и шестой клетями полоса остывает по всей толщине и количество аустенита в центральных слоях увеличивается, а в поверхностных — уменьшается. В результате этого перед входом в первую клеть чистовой группы (шестая клеть стана) распределение аустенита по полосе почти равномерное, а его доля составляет 10–13 % объемн.

При чистовой прокатке температура металла продолжает снижаться. Соответственно уменьшается содержание аустенита в поверхностных слоях полосы стали; к концу прокатки оно составляет 3–5 % объемн. При этом в центральных слоях полосы количество аустенита сначала увеличивается до 16–18 % объемн. перед входом в клеть № 8, а далее падает до 3–5 % объемн. — после выхода из 12 клети.

Таким образом, на протяжении всего процесса горячей прокатки фазовый состав полосы ЭАС неравномерен по толщине. Это оказывает значительное влияние на процессы структурообразования в горячекатаной ЭАС. Как следствие, процессы структурообразования могут протекать неравномерно по толщине полосы, поскольку участки аустенита являются местами образования зародышей рекристаллизации. Кроме того, в результате фазовой перекристаллизации в структуре полосы образуются новые зерна феррита, размер которых также зависит от количества и характера распределения аустенита. С другой стороны, аустенит, образуя строчечную структуру, может препятствовать деформации зерен феррита. Следовательно, одной из основных причин образования неоднородной структуры по толщине горячекатаной полосы ЭАС является неоднородность ее фазового состава (соотношение аустенита и феррита) в процессе горячей прокатки, связанная с неравномерностью температурного поля по сечению.

Заключение

Математическое моделирование температурного поля по сечению полосы ЭАС в процессе горячей прокатки позволило выявить, что распределение аустенита в структуре стали по толщине полосы неравномерно. Это обусловливает формирование по сечению полосы неоднородной структуры стали с различным соотношением феррита и аустенита, что оказывает существенное влияние на процессы динамической рекристаллизации и приводит к образованию неоднородной структуры готового проката.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Урицкий А.Г., Редикульцев А.А., Смирнов С.В., Лобанов М.Л., Русаков Г.М. Формирование структуры и текстуры по ширине полосы ферритной стали при горячей прокатке // Известия высших учебных заведений черная металлургия. 2014. Т. 57. № 10. С. 42–45.

2. 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 // Металловедение и термическая обработка. 2014. № 12. 12–15.

3. 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, \mathbb{N} 6. P. 994–1006.

4. 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. № 5. P. 203– 209.

5. 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.

6. Гольдштейн В.Я., Пащенко С.В., Гражданкин С.Н. Структурообразование при горячей прокатке сплава Fe 3 % Si // ФММ. 1980. Т. 50. № 6. С. 1213–1217.

7. Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Rusakov G.M., Danilov S.V. Interrelation between the orientations of deformation and recrystallization in hot rolling of anisotropic electrical steel // Metal Science and Heat Treatment. 2015. Vol. 57. \mathbb{N} 7–8. P. 492–497.

8. Hong-Yu Song, Hai-Tao Liu, Hui-Hu Lu, Hao-Ze Li, Wen-Qiang Liu, Xiao-Ming Zhang, Guo-Dong Wang. Effect of hot rolling reduction on microstructure, texture and ductility of strip-cast grain-oriented silicon steel with different solidification structures // Materials Science & Engineering A. 2014. № 605. P. 260–269.

9. 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. \mathbb{N}_{2} 8. P. 1323–1334.

10. 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.

11. Hai-Tao Liu, Hua-Long Li, Juergen Schneider, Yi Liu, Guo-Dong Wang. Effects of Coiling Temperature after Hot Rolling on Microstructure, Texture, and Magnetic Properties of Non-Oriented Electrical Steel in Strip Casting Processing Route // Steel research int. 2016. N 9999. P. 1–8.

12. Shao Yuan-yuan, Yang Ping, Fu Yong-jun, Mao Wei-min. Texture Evolution of Columnar Grains in Electrical Steel During Hot Rolling // Journal of Iron and Steel Research, International. 2013. № 20. P. 99–106.

13. Dorner D., Zaefferer S., Raabe D. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3 %Si single crystal // Acta Materialia. 2007. Vol. 55. P. 2519–2530.

14. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб: Наука, 2006. 363 с.

15. Akta S., Richardson J., Sellars C.M. Hot Deformation and Recrystallization of 3 % Silicon Steel Part 1: Microstructure, Flow Stress and Recrystallization Characteristics // ISIJ International. 2005. Vol. 45. P. 1666–1675.

16. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Т. II. Москва : Государственное издательство физико-математической литературы, 1962. 982 с.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

КОНОНОВ Александр Александрович — инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: kononov. alexandr@yahoo.com

МАТВЕЕВ Михаил Александрович — кандидат технических наук старший научный сотрудник Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: matveev_ma@inbox.ru

REFERENCES

1. Uritskiy A.G., Redikultsev A.A., Smirnov S.V., Lobanov M.L., Rusakov G.M. Formirovaniye struktury i tekstury po shirine polosy ferritnoy stali pri goryachey prokatke. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy Chernaya metallurgiya*. 2014. № 10. T. 57. S. 42–45. (rus.)

2. Lobanov M.L., Redikultsev A.A., Rusakov G.M., Danilov S.V. Vliyaniye ugleroda na formirovaniye tekstury v elektrotekhnicheskoy stali Fe 3 %Si pri goryachey prokatke. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka*. 2014. № 12. S. 12–15. (rus.)

3. 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. № 6. P. 994–1006.

4. 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. № 5. P. 203–209.

5. 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.

6. Goldshteyn V.Ya., Pashchenko S.V., Grazhdankin S.N. Strukturoobrazovaniye pri goryachey prokatke splava Fe 3 % Si. *FMM*. 1980. T. 50. № 6. S. 1213–1217. (rus.)

7. Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Rusakov G.M., Danilov S.V. Interrelation between the orientations of deformation and recrystallization in hot rolling of anisotropic electrical steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 2015. Vol. 57. № 7–8. P. 492–497.

8. Hong-Yu Song, Hai-Tao Liu, Hui-Hu Lu, Hao-Ze Li, Wen-Qiang Liu, Xiao-Ming Zhang, Guo-Dong Wang. Effect of hot rolling reduction on microstructure, texture and ductility of strip-cast grain-oriented silicon steel with different solidification structures. *Materials Science & Engineering A*. 2014. № 605. P. 260–269.

9. 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. V. 17a. № 8. P. 1323–1334.

10. Lobanov M.L., Redikultsev A.A., Rusakov G.M., Danilov S.V. Vzaimosvyaz oriyentirovok deformatsii i rekristallizatsii pri goryachey prokatke elektrotekhnicheskoy anizotropnoy stali. *MiTOM*. 2015. \mathbb{N} 8. S. 44–49. (rus.)

11. Hai-Tao Liu, Hua-Long Li, Juergen Schneider, Yi Liu, Guo-Dong Wang. Effects of Coiling Temperature after Hot Rolling on Microstructure, Texture, and Magnetic Properties of Non-Oriented Electrical Steel in Strip Casting Processing Route. *Steel research int*. 2016. № 9999. P. 1–8.

12. Shao Yuan-yuan, Yang Ping, Fu Yong-jun, Mao Wei-min. Texture Evolution of Columnar Grains in Electrical Steel During Hot Rolling. *Journal of Iron and Steel Research. International.* 2013. № 20. P. 99–106.

13. **Dorner D., Zaefferer S., Raabe D.** Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3 %Si single crystal. *Acta Materialia*. 2007. Vol. 55. P. 2519–2530.

14. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov. SPb: Nauka, 2006. 363 s. (rus.)

15. Akta S., Richardson J., Sellars C.M. Hot Deformation and Recrystallization of 3 % Silicon Steel Part 1: Microstructure, Flow Stress and Recrystallization Characteristics. *ISIJ International*. 2005. Vol. 45. P. 1666–1675.

16. Vol A.Ye. Stroyeniye i svoystva dvoynykh metallicheskikh sistem, T. II. Moskva: Gosudarstvennoye izdatelstvo fiziko-matematicheskoy literatury, 1962. 982 s. (rus.)

AUTHORS

KONONOV Aleksandr A. — *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university.* Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: kononov.alexandr@yahoo.com

MATVEEV Mikhail A. — *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university.* Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: matveev_ma@inbox.ru

Дата поступления статьи в редакцию:06.05.2017.

© Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 2017