

УДК 621.771.23:669.1:669.017.3:621.787

А.А. Кононов, П.А. Глухов, О.Г. Зотов

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПО СЕЧЕНИЮ ПОЛОСЫ АНИЗОТРОПНОЙ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

A.A. Kononov, P.A. Glukhov, O.G. Zotov

MODELING OF THE TEMPERATURE FIELD ON THE SECTION OF THE STRIP OF GRAIN ORIENTED SILICON STEEL DURING HOT ROLLING

Методами математического моделирования исследовано изменение распределения температуры по толщине полосы анизотропной электротехнической стали в процессе горячей прокатки. На основании полученных данных определено изменение фазового состава полосы в процессе прокатки и оценена его неравномерность по толщине прокатываемой полосы.

АНИЗОТРОПНАЯ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКАЯ СТАЛЬ; ГОРЯЧАЯ ПРОКАТКА; МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ; ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ; РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ.

By methods of mathematical modeling it was investigated the changes of distribution of temperature on thickness of a strip of anisotropic electric technical steel during hot rolling. On the basis of the data obtained it is determined the change of phase structure of the strip in the rolling process and it is evaluated its irregularity on thickness of the rolled strip.

ANISOTROPIC ELECTROTECHNICAL STEEL; HOT ROLLING; MATHEMATICAL MODELING; PHASE TRANSFORMATIONS; RECRYSTALLIZATION.

Известно, что высокие магнитные свойства в анизотропной электротехнической стали (АЭС) обеспечиваются наличием кристаллографической текстуры $\{110\}\langle 001\rangle$ (текстура Госсса), формирование которой происходит на всех этапах производства [1, 2]. При такой текстуре направления легкого намагничивания и прокатки совпадают, что обуславливает наличие в этом направлении высоких магнитных свойств [3, 4].

Одним из основных этапов производства анизотропной электротехнической стали является горячая прокатка, в процессе которой в поверхностных слоях полосы образуются зерна с ребровой текстурой. Предотвращение их образования способствует исключению аномального роста зерен $\{110\}\langle 001\rangle$ в процессе последующего высокотемпературного отжига [5, 6].

Поэтому один из путей повышения качества готового листа — это оптимизация структуры горячекатаной полосы [7], в частности формирование определенного соотношения феррита и аустенита в процессе прокатки, что в значительной степени определяет характер зеренной структуры стали [8, 9].

Сформировалось достаточно ясное представление о механизмах образования зародышей новых рекристаллизованных зерен при горячей деформации металлических материалов [10–12]. Однако значительно меньше экспериментально и теоретически исследовалось влияние на эти процессы таких технологических факторов, как скорость нагрева, продолжительность горячей деформации, характер температурного поля по сечению заготовки. Лишь в последние десяти-

летия в промышленности используются комплексные технологические линии изготовления горячекатаного листа, что позволяет управлять структурой и свойствами металла. В связи с этим установление закономерностей формирования свойств деформированного металла — весьма важная задача.

Целью нашей работы было выявить характер распределения температуры по сечению полосы в процессе прокатки, который определяет соотношение феррита и аустенита в структуре анизотропной электротехнической стали.

Материал и методика эксперимента

Расчет температурных полей проводили в программе Deform-2D. Для этого была создана компьютерная модель прокатки АЭС на стане 2000, которая включает в себя модели черновой и чистовой групп клетей, а также промежуточного рольганга (рис. 1). Задачу решали в симметричной постановке (рис. 2) для рассматриваемого сечения. В качестве температурных граничных условий задавали отрицательный тепловой поток по поверхности сляба, который учитывает 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 ОМД — ковки, прокатки, волочения, штамповки, а также для процессов термической обработки.

Теплофизические характеристики стали (рис. 3) задавали как функции от температуры

[13]. Из-за трудности определения коэффициента теплоотдачи на контакте «сляб — валок» при решении задачи этот параметр был подгоночным коэффициентом. Показатель трения на контакте «сляб — валок» при расчетах приняли постоянным и равным 0,8 согласно данным работы [14]. Использована модель трения по Зибелю. Калибровку температурной 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 расчетов и их обсуждение

При производстве анизотропной электротехнической стали, в которой в качестве ингибиторной фазы выступают частицы AlN , слябы перед горячей прокаткой подогревают до температуры 1200–1270 °С, а за время прокатки в черновой группе клетей их температура по поверхности раската падает до 1140 °С. При этом толщина сляба, как правило, уменьшается с 200–250 мм до 40–50 мм.

Расчет параметров горячей прокатки в черновой группе клетей вели по режимам, представленным в табл. 1. Суммарное обжатие в черновой группе составило 83,8 %.

Результаты расчетов распределения температуры по толщине полосы, прокатанной по указанным режимам, представлены на рис. 4. В процессе черновой прокатки температура

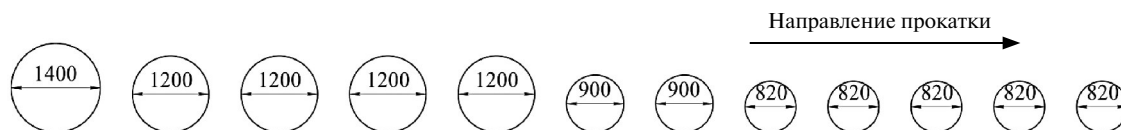


Рис. 1. Компьютерная модель стана 2000 в программе *Deform-2D*



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

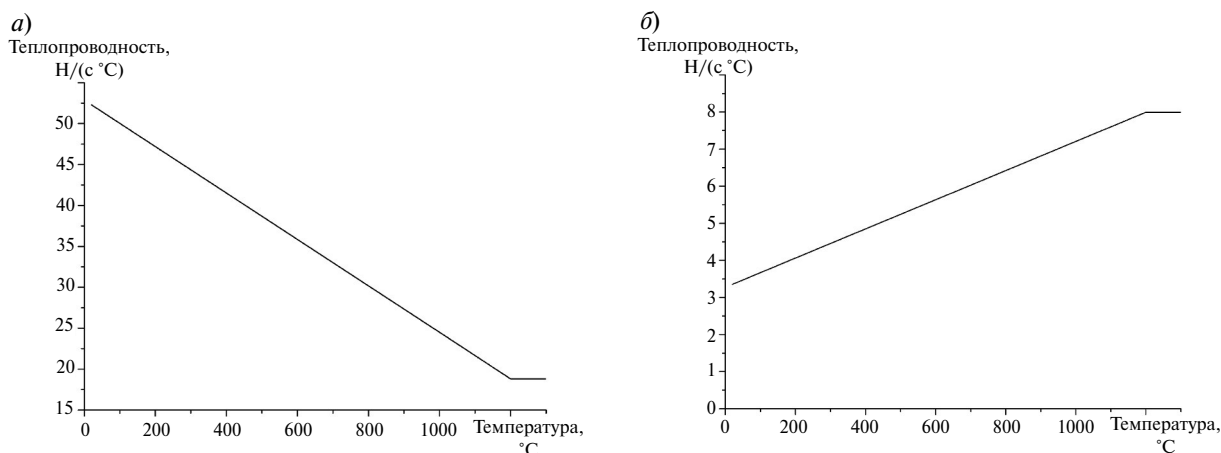


Рис. 3. Теплофизические характеристики исследованной стали:
 а — теплопроводность; б — теплоемкость

Таблица 1

Режим расчетной черновой прокатки АЭС

Параметры	Значения параметров в клетях №№ 1–5					
	Исходн.	1	2	3	4	5
Относительное обжатие, %	—	8,0	17,4	47,4	30,0	31,4
Толщина после клетки, мм	250	230	190	100	70	48
Абсолютное обжатие, мм	—	20	40	90	30	22
Скорость прокатки, м/сек.	1,0	1,0	1,5	2,0	2,5	3,2
Время пребывания раската между клетями, сек.	—	17,1	19,8	20,6	26,5	73,5

центральной части полосы остается практически неизменной и составляет 1250–1270 °С. Температура поверхности полосы в процессе прокатки понижается до 1130 °С. Толщина заоложенного слоя металла практически не изменяется в процессе черновой прокатки и составляет 25–30 мм, при этом толщина сляба уменьшается более чем в 5 раз. Таким образом, доля заоложенного металла увеличивается с 0,1 до 0,25 от толщины полосы.

Чистовая прокатка начинается при температуре поверхности раската 1010–1020 °С, а из последней клетки чистовой группы полоса выходит с температурой поверхности 910–920 °С. Толщина горячекатаной полосы обычно составляет 2,0–2,5 мм. Таким образом, обжатия в чистовой группе клетей составляют ~ 95 %.

Расчеты параметров чистовой прокатки вели по режимам, представленным в табл. 2.

Результаты расчетов представлены на рис. 5. К началу чистовой прокатки температура центральной части полосы падает до 1150–1180 °С и к моменту выхода из последней клетки принимает значения 920–930 °С. Разница температуры между поверхностью и центром полосы перед входом в шестую клетку (начало чистовой группы) составляет около 200 °С и в процессе прокатки понижается до 30 °С, что связано с уменьшением толщины прокатываемой полосы и выравниванием температурного поля по ее толщине.

Теперь, зная распределение температуры на различных этапах производства электротехнической стали, можно предположить возможные структурные изменения в ней. Необходимо учесть, что в составе подобных сталей содержится около 3 % (масс.) кремния, при температурах горячей прокатки они находятся в двухфазной ($\alpha + \gamma$) области (рис. 6). Результаты выполненных

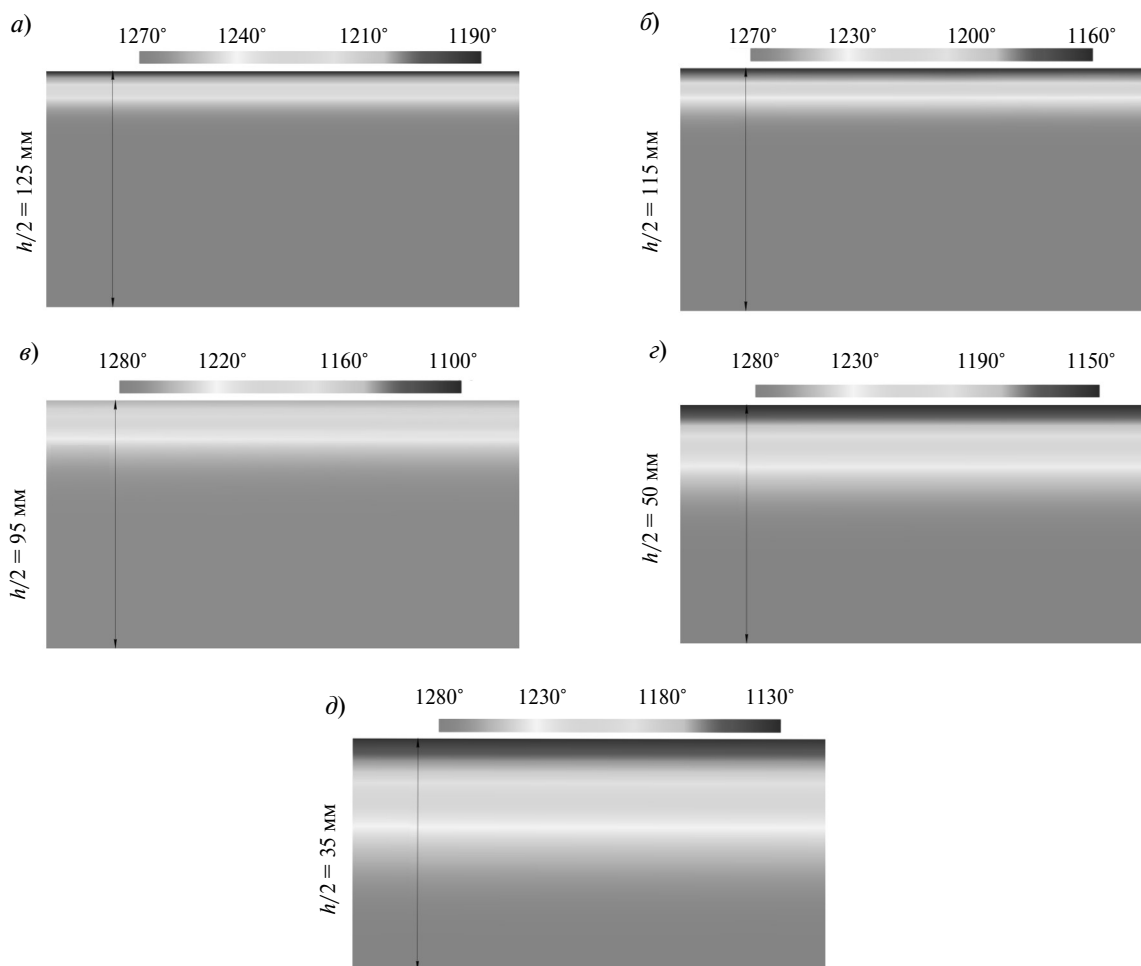


Рис. 4. Расчет распределения температуры по толщине полосы в процессе горячей прокатки в черновой группе клетей: перед клетью № 1 (а), № 2 (б), № 3 (в), № 4 (г), № 5 (д)

Таблица 2

Режим расчетной чистовой прокатки АЭС

Параметры	Значения параметров в клетях №№ 6–12						
	6	7	8	9	10	11	12
Относительное обжатие, %	35,4	41,0	40,0	38,0	34,0	29,0	22,0
Толщина после клетки, мм	31,0	18,3	11,0	6,8	4,5	3,2	2,5
Абсолютное обжатие, мм	17,0	12,7	7,8	4,2	2,3	1,3	0,7
Скорость прокатки, м/сек.	1,0	1,7	2,8	4,4	6,7	9,5	12,7
Время пребывания раската между клетями, сек.	6,2	3,6	2,2	1,4	0,9	0,6	0,5

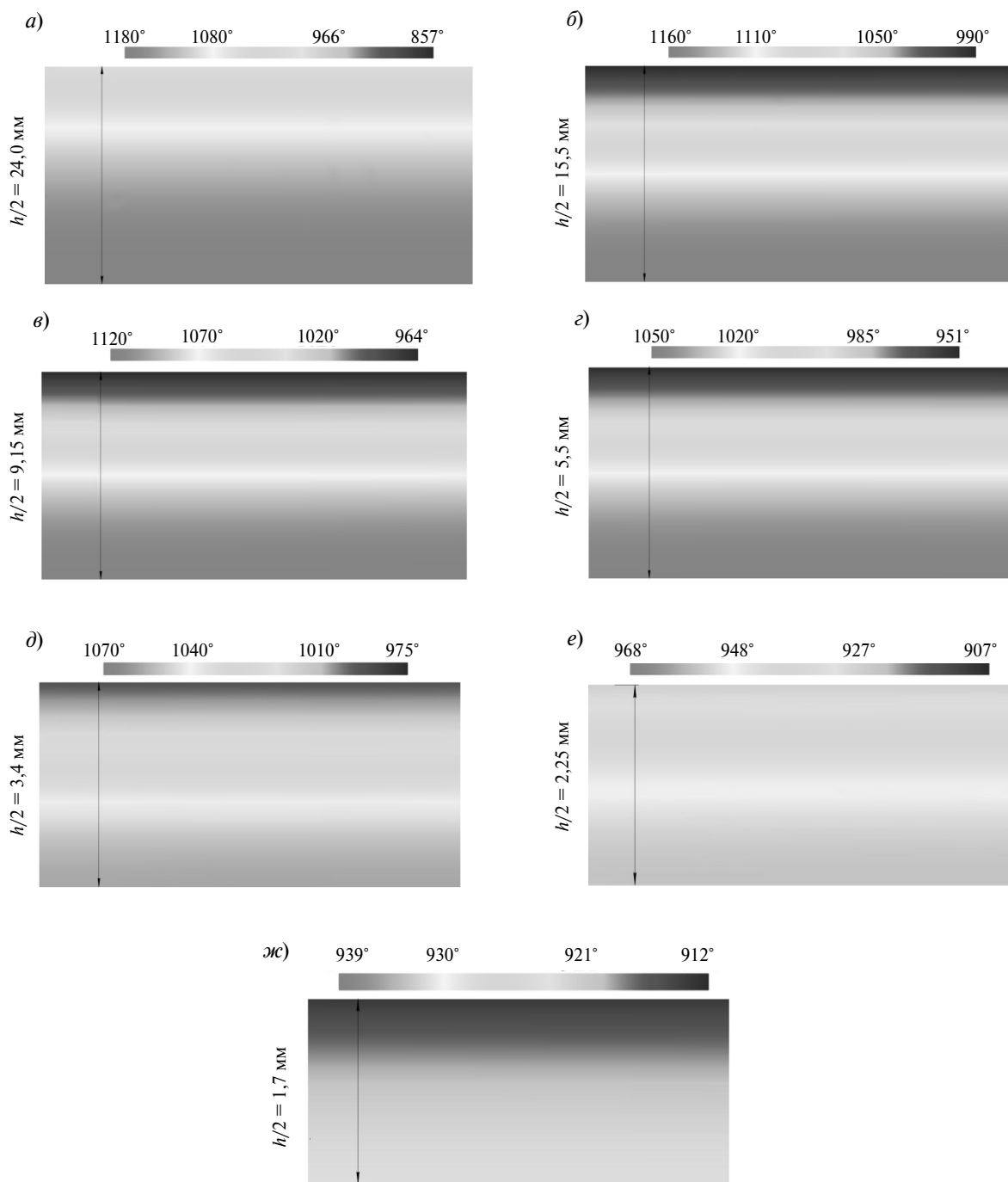


Рис. 5. Расчет распределения температуры по толщине полосы в процессе горячей прокатки в чистой группе клетей: перед клетью № 6 (а), № 7 (б), № 8 (в), № 9 (г), № 10 (д), № 11 (е), № 12 (ж)

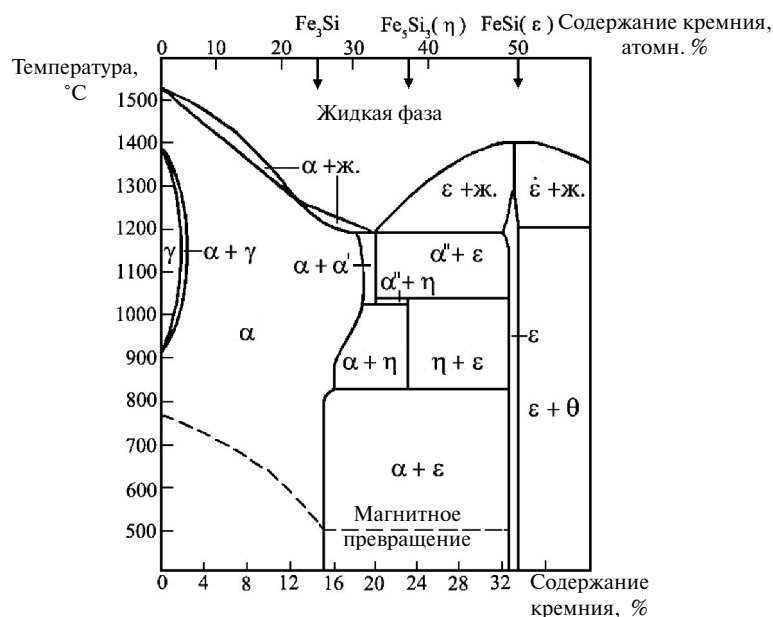


Рис. 6. Диаграмма состояния «железо — кремний»

расчетов показывают, что сердцевина сляба находится на границе двухфазной области, т. е. содержание аустенита в ней крайне мало. Поверхностные слои перед первой клетью характеризуются таким же фазовым составом. В процессе прокатки их температура понижается, и содержание аустенита в них увеличивается, достигая практически максимального значения после выхода полосы из пятой клетки. Таким образом, на промежуточном рольганге наблюдается заметный градиент по содержанию аустенита в полосе: практически полное его отсутствие в центре и большое содержание в поверхностных слоях. На промежуточном рольганге полоса остывает, в результате чего в ее центральной части количество аустенита увеличивается до значений, близких к максимальному. В то же время температура поверхностных слоев снижается, что сопровождается увеличением доли ферритной составляющей в структуре.

В процессе чистовой прокатки металл продолжает остывать и доля аустенита в полосе снижается. Причем уже после седьмой клетки температура поверхностных слоев близка к температуре конца фазового аустенитно-ферритного превращения, поэтому количество аустенита в них близко к нулю. Центральные слои полосы при прокатке в 6-й, 7-й и 8-й клетях разогреты до температуры максимального содержания ау-

стенита. В процессе дальнейшей прокатки температура центра уменьшается, и к концу прокатки содержание аустенита по всей толщине листа близко к нулю.

Таким образом, на протяжении всего процесса горячей прокатки фазовый состав полосы электротехнической стали является неравномерным по толщине, что отражается на процессах динамической рекристаллизации. Как следствие, динамическая рекристаллизация протекает неравномерно, так как включения аустенита служат 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. Кроме того, аустенит, выстраиваясь в строчки, может препятствовать деформации более мягких зерен феррита. Следовательно, одной из основных причин образования неоднородной структуры по толщине горячекатаной полосы является ее неравномерный фазовый состав (соотношение аустенита и феррита) в процессе горячей прокатки, связанный с неравномерностью температурного поля по сечению.

Математическое моделирование температурного поля по сечению полосы анизотропной

электротехнической стали в процессе горячей прокатки показало, что распределение температуры по толщине полосы неравномерно. Это обуславливает формирование по сечению полосы неравномерной структуры стали с различ-

ным соотношением феррита и аустенита, что оказывает существенное влияние на процессы динамической рекристаллизации и приводит к образованию неоднородной структуры готового проката.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кононов А.А., Зотов О.Г., Шамшурин А.И. Распределение кристаллографических ориентировок в анизотропной электротехнической стали на прокатных переделах // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 8. С. 49–52.
2. Казаджан Л.Б. Магнитные свойства электротехнических сталей и сплавов. М.: ООО «Наука и технологии», 2000. 224 с.
3. May J.E., Turnbull D. Secondary recrystallization in silicon-iron // *Transactions AIME*. 1958. Vol. 212, № 6. P. 769–781.
4. Cui F., Yang P., Mao W-M. Behaviors of different inhibitors during secondary recrystallization of a grain-orientated silicon steel // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2011. Vol. 18, № 3. P. 314–321.
5. 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.
6. Yang P., Shao Y-Y., Mao W-M., Jiang Q-W., Jin Yang W-X. Orientation Evolutions During Hot Rolling of Electrical Steel Containing Initial Columnar Grains // *Materials Science Forum*. 2012. Vols. 702–703. P. 754–757.
7. Hong B.D., Kim J.K., Cho Hong K-M. Effects of Hot Rolling on Microstructures and Magnetic Properties in 3 % Si Grain Oriented Electrical Steels // *Journal of Magnetism*. 2006. Vol. 11, № 3. P. 111–114.
8. Akta S., Richardson G.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, № 11. P. 1666–1675.
9. Кононов А.А. Влияние режимов горячей прокатки на размер зерна анизотропной электротехнической стали // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2014. № 2 (195). С. 128–133.
10. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб: Наука, 2006. 363 с.
11. Колбасников Н.Г., Щукин С.В., Кондратьев С.Ю. Образование новых границ механизм релаксации внутренних напряжений // *Известия АН СССР. Металлы*. 1990. № 5. С. 86–91.
12. Кондратьев С.Ю. Механические свойства металлов: учебное пособие. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2011. 128 с.
13. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1962. Т. 2. 1982 с.
14. Kobayashi S., Oh S.I., Altan T. Metal forming and the Finite-Element Method. Oxford: Oxford University Press, 1989. 378 p.

REFERENCES

1. Kononov A.A., Zotov O.G., Shamshurin A.I. Raspredeleniye kristallograficheskikh oriyentirovok v anizotropnoy elektrotekhnicheskoy stali na prokatnykh peredelakh. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 8. S. 49–52. (rus.)
2. Kazadzhan L.B. Magnitnyye svoystva elektrotekhnicheskikh staley i splavov. M.: ООО «Наука и технологии», 2000. 224 s. (rus.)
3. May J.E., Turnbull D. Secondary recrystallization in silicon-iron. *Transactions AIME*. 1958. Vol. 212, № 6. P. 769–781. (rus.)
4. Cui F., Yang P., Mao W-M. Behaviors of different inhibitors during secondary recrystallization of a grain-orientated silicon steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2011. Vol. 18, № 3. P. 314–321. (rus.)
5. 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.
6. Yang P., Shao Y-Y., Mao W-M., Jiang Q-W., Jin Yang W-X. Orientation Evolutions During Hot Rolling of Electrical Steel Containing Initial Columnar Grains. *Materials Science Forum*. 2012. Vol. 702–703. P. 754–757.
7. Hong B.D., Kim J.K., Cho Hong K-M. Effects of Hot Rolling on Microstructures and Magnetic Properties in 3 % Si Grain Oriented Electrical Steels. *Journal of Magnetism*. 2006. Vol. 11, № 3. P. 111–114.
8. Akta S., Richardson G.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 № 11. P. 1666–1675. (rus.)
9. Kononov A.A. Vliyaniye rezhimov goryachey prokatki na razmer zerna anizotropnoy elektrotekhnicheskoy

stali. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2014. № 2 (195). S. 128–133. (rus.)

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

11. **Kolbasnikov N.G., Shchukin S.V., Kondratiev S.Yu.** Obrazovaniye novykh granits mekhanizm relaksatsii vnutrennikh napryazheniy. *Izvestiya AN SSSR. Metally*. 1990. № 5. S. 86–91. (rus.)

12. **Kondratiev S.Yu.** Mekhanicheskiye svoystva metallov: uchebnoye posobiye. SPb.: Izd-vo Politekh. un-ta, 2011. 128 s.

13. **Vol A.Ye.** Stroyeniye i svoystva dvoynnykh metallicheskiykh sistem. M.: Gosudarstvennoye izdatelstvo fiziko-matematicheskoy literatury, 1962. T. 2. 1982 s. (rus.)

14. **Kobayashi S., Oh S.I., Altan T.** Metal forming and the Finite-Element Method. Oxford: Oxford University Press, 1989. 378 p. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

КОНОНОВ Александр Александрович — аспирант Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: a.a.kononov@russia.ru

ГЛУХОВ Павел Александрович — инженер Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: glukhovpavel@gmail.com

ЗОТОВ Олег Геннадьевич — кандидат технических наук доцент Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: zog-58@mail.ru

AUTHORS

KONONOV Aleksandr A. — St. Petersburg State Polytechnical University. 29, Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: a.a.kononov@russia.ru

GLUKHOV Pavel A. — St. Petersburg State Polytechnical University. 29, Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: glukhovpavel@gmail.com

ZOTOV Oleg G. — St. Petersburg State Polytechnical University. 29, Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: zog-58@mail.ru