

УДК 621.771.23

*А.А. Кононов*

## **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА РАЗМЕР ЗЕРНА АНИЗОТРОПНОЙ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ**

*А.А. Кононов*

### **INFLUENCE OF HOT ROLLING MODES ON GRAIN-ORIENTED SILICON STEEL GRAIN SIZE**

Исследовано изменение микроструктуры полосы анизотропной электротехнической стали в зависимости от режимов горячей прокатки. В процессе лабораторной горячей прокатки варьировали степени обжатия и температуру начала прокатки. Изучена микроструктура, определено количество аустенита в деформированных образцах. Результаты лабораторной прокатки сравнены с горячекатаной полосой промышленного производства.

АНИЗОТРОПНАЯ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКАЯ СТАЛЬ; ГОРЯЧАЯ ПРОКАТКА; ОБЪЕМНАЯ ДОЛЯ АУСТЕНИТА.

Hot rolled grain-oriented silicon steel sheets microstructure behavior was investigated depending on rolling modes. During laboratory hot rolling reduction rate and initial rolling temperature were varied. Grain size and austenite volume fraction in deformed specimens was observed. Results of laboratory hot rolling were compared with real production hot rolling sheets.

GRAIN-ORIENTED SILICON STEEL; HOT ROLLING; AUSTENITE VOLUME FRACTION.

Анизотропная электротехническая сталь применяется в качестве магнитного материала, поэтому для нее наиболее важны магнитные свойства, основными из которых являются максимальная магнитная индукция и магнитные потери на перемагничивание.

Из анизотропной электротехнической стали изготавливаются изделия, которые используют в неподвижных магнитных полях и намагничивают только в одном направлении. Так как кристаллическая решетка обладает анизотропными магнитными свойствами, то для получения наиболее высоких магнитных свойств в каком-либо направлении необходимо получить кристаллографическую текстуру в листе. Высокие магнитные свойства в анизотропной электротехнической стали в направлении прокатки обеспечиваются наличием текстуры  $\{110\}\langle 001 \rangle$  — текстуры Госса (ребровая текстура) [1].

Непосредственное формирование текстуры в листе происходит на этапе заключительного высокотемпературного отжига в ходе вторичной рекристаллизации за счет избирательного роста

зерен с ребровой ориентировкой. Это возможно благодаря механизму текстурной наследственности и эволюции частиц второй фазы (ингибиторная фаза), которая играет важную роль в избирательном росте зерен [2, 3]. Оба этих процесса начинаются на стадии горячей прокатки. Так, на стадии горячей прокатки в поверхностных слоях полосы образуются зерна с ребровой текстурой, которые играют важную роль в образовании острой текстуры готового листа [4, 5].

Таким образом, меняя режимы горячей прокатки, можно влиять на структуру горячекатаной полосы и в итоге воздействовать на магнитные свойства готового листа [6]. Один из важных факторов, влияющих на структуру полосы после горячей прокатки, — это соотношение количества аустенита и феррита во время прокатки [7].

Целью данной работы было проведение количественного анализа микроструктуры анизотропной электротехнической стали и определение количества аустенита в зависимости от температуры образцов и степени их деформации.

Несмотря на то, что подобные работы уже проводились [8], предмет исследований остается актуальным.

### Материал и методики

В работе исследовали литую анизотропную электротехническую сталь нитридно-медного варианта производства, химический состав которой, масс. %, следующий:

C	0,037
Si	3,260
Mn	0,168
Ni	0,012
Al	0,013
Cr	0,014
Cu	0,555

Образцы прокатывали на лабораторном стане Дуо 210. Контроль температуры образцов во время прокатки осуществляли пирометром Optis CT 3МНЗ. Погрешность измерения составила  $\pm 5^\circ\text{C}$ . Прокатку проводили по трем режимам: при обжатиях 50, 35 и 25 % и температурах начала прокатки 1000, 950 и 900  $^\circ\text{C}$  (табл. 1). Для фиксации структуры сразу после окончания горячей прокатки образцы охлаждали в воде.

Исследование структуры проводили на оптическом микроскопе Leica DMI 5000M в плоскости прокатки и в продольном сечении. При количественном анализе микроструктуры использовали анализатор изображений Thixomet PRO.

### Обсуждение результатов

На рис. 1 представлена структура горячекатаной полосы промышленного производства в плоскости прокатки и в поперечном сечении.

По сечению проката наблюдается типичная для сталей этой марки неравномерность: в центральных слоях — вытянутые деформированные зерна; в поверхностных — рекристаллизованные равноосные. Средний диаметр зерна в плоскости прокатки составляет 80–110 мкм.

Неравномерность структуры после промышленной прокатки появляется в результате одновременного воздействия нескольких факторов: распределения обжатий по проходам, изменения температуры в течение прокатки и неравномерности температуры по толщине полосы. Лабораторные образцы значительно тоньше слябов и были прокатаны за один проход. По этой причине такую сильную неравномерность структуры по толщине получить было невозможно. В результате в центральных слоях образцов отсутствуют деформированные вытянутые зерна, и структура по всей толщине состоит из равноосных зерен (рис. 2). Это свидетельствует о полном протекании процессов рекристаллизации по всей толщине образцов.

В табл. 2 представлен средний размер зерна в образцах после лабораторной прокатки. Для возможности сравнения полученных экспериментальных данных с промышленными измерения проводили в плоскости прокатки в поверхностных слоях (в которых в промышленной полосе находятся рекристаллизованные зерна). Наиболее крупное зерно получено в образцах с наименьшими обжатиями, причем размер зерна в этом случае не зависит от температуры прокатки. Причиной этого была недостаточность степени деформации для измельчения зерна.

Таблица 1

Режимы лабораторной горячей прокатки

Температура начала прокатки, $^\circ\text{C}$	Температура конца прокатки, $^\circ\text{C}$	Исходная толщина, мм	Конечная толщина, мм	Степень обжатия, %
1170	1000	6,7	3,15	52,99
1044	890	6,5	3,20	50,77
950	870	6,9	3,30	52,17
1150	1020	6,8	4,15	38,97
1050	950	6,4	4,15	35,16
950	870	6,9	4,30	37,68
1140	1010	6,7	4,90	26,87
1050	960	6,4	4,95	22,66
950	870	6,6	5,00	24,24

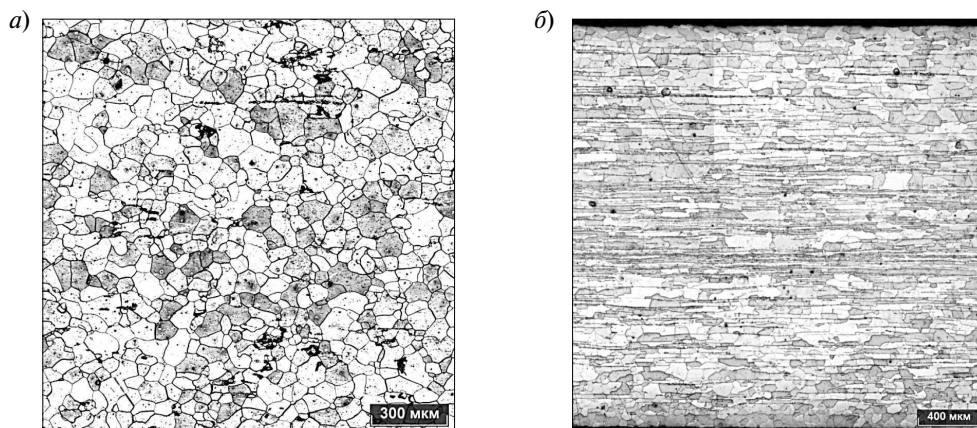


Рис. 1. Структура горячекатаной полосы промышленного производства: *а* — в плоскости прокатки, *б* — в продольном сечении

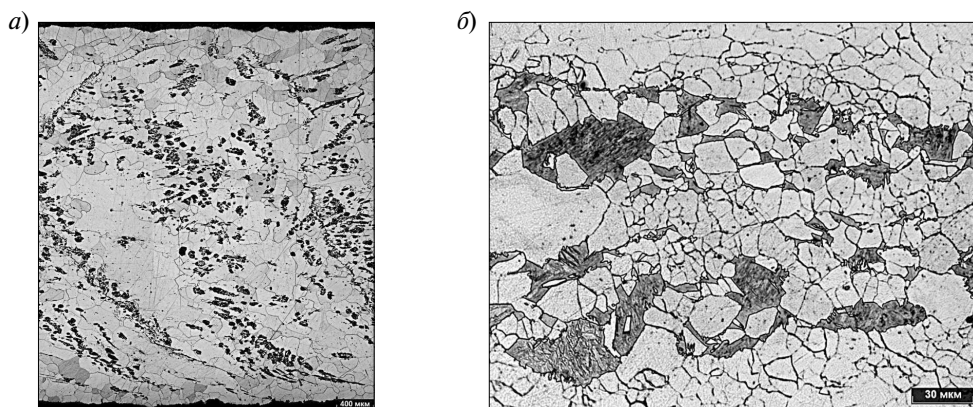


Рис. 2. Структура лабораторных образцов после прокатки: *а* — общий план по сечению образца; *б* — центральные слои

Таблица 2

Средний диаметр зерна в образцах после лабораторной горячей прокатки

Температура начала прокатки, °С	Температура конца прокатки, °С	Степень обжатия, %	Средний диаметр зерна, мкм
1170	1000	52,99	100–160
1044	890	50,77	90–170
950	870	52,17	60–110
1150	1020	38,97	210–240
1050	950	35,16	100–140
950	870	37,68	100–200
1140	1010	26,87	160–250
1050	960	22,66	100–250
950	870	24,24	200–250

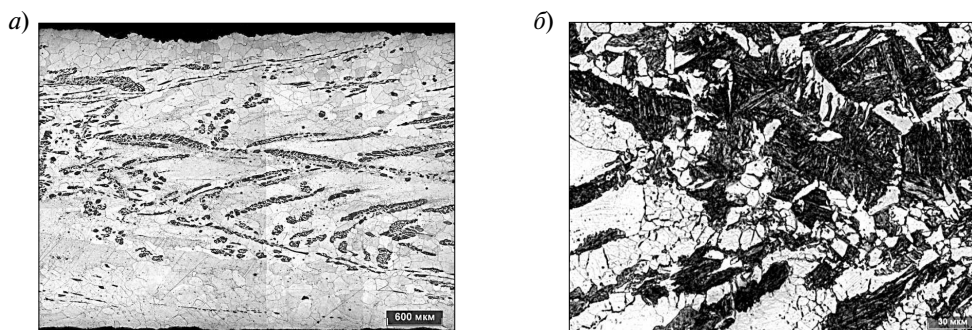


Рис. 3. Участки перлита в образцах после лабораторной горячей прокатки

Поэтому под действием высоких температур зерно сильно выросло. Повышение обжатий до 35 % сопровождается более интенсивным измельчением зерна, чем при 25 %. Важно отметить, что при таких степенях деформации появляется зависимость размера зерна от температуры прокатки. Наибольшим размером зерна обладает образец, прокатанный при 1150 °С. При этой температуре недостаточно измельченное зерно успевает сильно вырасти, а более низких температур не хватает для столь интенсивного роста. При деформации 50 % получено наименьшее зерно, при этом с увеличением температуры прокатки размер зерна увеличивался.

Схожие с данными для промышленного металла значения среднего диаметра зерна были получены на лабораторном образце, прокатанном при температуре 950 °С с обжатиями 52 %. Дело в том, что данный режим наиболее близок

режиму последних проходов промышленной горячей прокатки.

Поскольку после лабораторной горячей прокатки образцы охлаждались с повышенными скоростями, то помимо феррита в их структуре присутствуют продукты распада аустенита (перлит), которых нет в металле после промышленной горячей прокатки (рис. 3).

Включения перлита сконцентрированы в основном в центральных слоях прокатанных образцов, что связано с захлаживанием поверхностных слоев из-за контакта металла с валками. Частично превращение «аустенит → феррит» успело пройти, поэтому в областях концентрации перлита присутствует большое количество мелких зерен феррита.

Определив количество перлита и мелких зерен феррита, можно оценить количество аустенита в образцах сразу после горячей прокатки. В табл. 3 приведены данные о количестве продуктов рас-

Таблица 3

Количество перлита в образцах после лабораторной горячей прокатки

Температура начала прокатки, °С	Температура конца прокатки, °С	Степень обжатия, %	Количество перлита, объемный %	
			Поперечное сечение	Плоскость прокатки
1170	1000	52,99	10,70	4,78
1044	890	50,77	7,66	4,16
950	870	52,17	8,36	3,73
1150	1020	38,97	14,30	4,33
1050	950	35,16	9,32	3,62
950	870	37,68	13,90	4,79
1140	1010	26,87	12,80	7,03
1050	960	22,66	13,30	5,78
950	870	24,24	10,30	7,93

пада аустенита в исследуемых образцах. Как уже отмечалось выше, в поверхностных слоях продуктов распада аустенита значительно меньше, чем в центральных. Наибольшее количество перлита в плоскости прокатки было получено на образцах с наименьшей степенью деформации, для остальных образцов значения примерно одинаковы.

Количество перлита по сечению образца также больше при низких деформациях. Возможно, это связано с большим количеством продуктов распада аустенита в поверхностных слоях образцов.

Из табл. 3 видно, что наибольшее количество аустенита в металле образовалось при более высоких температурах, однако полученные значения не являются максимальными для исследуемой марки стали. Следует отметить, что по результатам выполненных экспериментов не выявлено однозначных тенденций влияния деформации на ферритное превращение.

Исследование влияния режимов горячей прокатки на микроструктуру анизотропной

электротехнической стали позволило установить, что варьирование степени деформации от 25 до 50 % и температуры начала прокатки от 900 до 1000 °С дает возможность изменять размер зерна в широких пределах от 60 до 250 мкм. При обжатиях 25 % рекристаллизованное зерно вырастает до 200 мкм, причем зависимости от температуры прокатки практически нет. При обжатиях 50 % влияние температуры прокатки становится значительным, размер зерна увеличивается в три раза при 1150 °С по сравнению с 950 °С. При обжатиях 35 % влияние температуры менее выражено.

Полученные экспериментальные данные позволяют вносить коррективы в температурно-деформационные схемы горячей прокатки с целью управления микроструктурой горячекатаных полос анизотропной электротехнической стали. Варьируя степень деформации и температуру прокатки, можно изменять соотношение рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен в прокатке и размер зерна.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Казаджан Л.Б.** Магнитные свойства электротехнических сталей и сплавов. М.: ООО «Наука и технологии», 2000. 224 с.

2. **Cui F., Yang P., Mao W.** 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.

3. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб.: Наука, 2006. 364 с.

4. **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.

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. Vols. 702–703, P. 754–757.

6. **Hong, B.D., Kim J.K., Cho 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.

7. **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.

8. **Tsai, M-C.** The quenching effects of hot band annealing on grain-oriented electrical steel / M-C. Tsai, Y-S. Hwang // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2010. № 322, P. 2690–2695.

9. **Tsai, M-C., Hwang Y-S.** The quenching effects of hot band annealing on grain-oriented electrical steel // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2010. № 322, P. 2690–2695.

#### REFERENCES

1. **Kazadzhyan L.B.** Magnitnyye svoystva elektrotekhnicheskikh staley i splavov. M.: ООО «Nauka i tekhnologii», 2000. 224 s. (rus.)

2. **Cui, F., Yang, P. Mao W.** 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.

3. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб.: Наука, 2006. 364s. (rus.)

4. **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.

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. Vols. 702–703, P. 754–757.

6. **Hong, B.D., Kim J.K., Cho 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.

7. **Akta, S., Richardson G.J., Sellars C.M.** Hot Deformation and Recrystallization of 3 % Silicon Steel Part 1: Mi-

crostructure, Flow Stress and Recrystallization Characteristics. *ISIJ International*. 2005. Vol. 45, № 11, P. 1666–1675.

8. **Tsai, M.-C., Hwang Y.-S.** The quenching effects of hot band annealing on grain-oriented electrical steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2010. № 322, P. 2690–2695.

9. **Tsai, M.-C., Hwang Y.-S.** The quenching effects of hot band annealing on grain-oriented electrical steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2010. № 322, P. 2690–2695.

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

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

#### AUTHORS

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