

УДК 669-176

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe – 3 % Si*^{*}

*Лобанов М.Л.¹, д.т.н., профессор кафедры «Термообработка
и физика металлов» (m.l.lobanov@urfu.ru)*

Редикульцев А.А.¹, к.т.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов»

Русаков Г.М.^{1,2}, к.ф.-м.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов»

Беляевских А.С.¹, аспирант кафедры «Термообработка и физика металлов»

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, д. 19)

² Институт физики металлов УрО РАН
(620990, Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, д. 18)

Аннотация. Исследовано влияние параметров отжига горячекатаных образцов и деформационного старения при холодной прокатке на формирование структуры, текстуры и магнитных свойств технического сплава Fe – 3 % Si. Показано, что текстуры деформации и рекристаллизации после холодной прокатки и последующего отжига были более рассеянными при условии сохранения углерода в твердом растворе, которое достигалось выбором температуры отжига и скорости охлаждения горячекатаного подката. При этом заметно лучшими магнитными свойствами и более совершенной текстурой вторичной рекристаллизации $\{110\}\langle 001 \rangle$ обладал сплав, в котором в максимальной степени реализовалось деформационное старение. Данный эффект объяснен влиянием углерода на процесс образования полос сдвига при холодной прокатке в зернах ориентировки $\{111\}\langle 112 \rangle$.

Ключевые слова: сплав Fe – 3 % Si, холодная прокатка, деформационное старение, вторичная рекристаллизация, текстура, магнитная индукция, полосы сдвига.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-520-525

До настоящего времени технический сплав Fe – 3 % Si [электротехническая анизотропная сталь (ЭАС), трансформаторная сталь, CGO, RGO, HI-B] остается основным материалом для производства магнитопроводов (сердечников) различных устройств, преобразующих электроэнергию [1 – 5]. Высокие магнитные свойства сплава Fe – 3 % Si обеспечиваются формированием в нем на последних стадиях обработки текстуры, близкой к (110)[001] (текстура Госса), возникающей в процессе вторичной рекристаллизации. Высокотемпературной обработке, в процессе которой реализуется аномальный рост зерен, предшествует сложная технологическая цепочка операций, включающая горячую прокатку, две или одну холодные прокатки и несколько промежуточных отжигов [4].

Несмотря на то, что холоднокатаный сплав Fe – 3 % Si в соответствии с основополагающим патентом Госса [6] начали производить промышленно более 60 лет назад [1 – 5], назначение некоторых технологических опе-

раций и их влияние на конечную текстуру и свойства остаются не совсем ясными.

Сплав Fe – 3 % Si с наилучшими магнитными свойствами (HI-B, магнитная индукция $B_{800} \geq 1,88$ Тл; удельные магнитные потери $P_{1,7/50} \leq 1,10$ Вт/кг) производят по двум технологическим вариантам, разработанным японской фирмой NSC, – сульфонитридным и методу приобретенного ингибитора [3, 4]. Технологическая схема производства ЭАС класса HI-B, вне зависимости от варианта, в обязательном порядке включает кратковременный отжиг горячекатаной полосы в проходной печи при температурах 1100 – 1150 °С с последующим охлаждением по жестко регламентированному закону и однократную холодную прокатку со степенью деформации ≥ 88 % на специализированном стане, позволяющем совместить прокатку с деформационным старением (pass aging) [7]. Механизм влияния этих операций на формирование структуры и свойства стали до настоящего времени остается не очевидным.

Цель настоящей работы – исследование влияния параметров отжига горячекатаной полосы и наличия деформационного старения при холодной прокатке на структуру, текстуру и свойства сплава Fe – 3 % Si с выяснением механизма данного влияния.

* Работа выполнена в рамках проектной темы МОиН РФ (задание № 11.1465.2014/К). Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006

Исследования проводились на горячекатаных образцах сплава толщиной 2,4 мм с AlN в качестве ингибиторной фазы. Сплав содержал ~ 0,06 % (по массе) углерода, что приблизительно соответствовало 30 % аустенита (максимально возможному) в структуре стали при температурах ~ 1100 – 1150 °С [8].

Образцы подвергали отжигу после горячей прокатки (ОГП) по трем различным режимам (табл. 1); холодной прокатке (ХП) в конечную толщину 0,30 мм за восемь проходов; рекристаллизационно-обезуглероживающему отжигу (ОО): 5 мин при 820 °С в увлажненной азо-

то-водородной атмосфере и высокотемпературному отжигу (ВТО): 10 ч при температуре 1150 °С в атмосфере сухого H₂, нагрев и охлаждение с печью. На образцах, обрабатываемых по схемам 2.1 – 2.3, ХП совмещалась с деформационным старением. Для этого образцы после нечетных проходов помещались на 5 мин в печь, разогретую до 250 °С.

Металлографические исследования микроструктуры после холодной прокатки и отжигов осуществлялись на микроскопе Neophot-2M. Шлифы готовили механическим полированием и подвергали травлению в 4 %-ном спиртовом растворе H₂SO₄. Для выявления макроструктуры готовой стали образцы травили в водном растворе 35 %-ной соляной кислоты, нагретом до 80 °С.

Определение текстурных характеристик осуществлялось на дифрактометре ДРОН-2, оборудованном специальной автоматической приставкой, в характеристическом K_α Mo излучении. Рентгеновские съемки проводились со слоя, находящегося на расстоянии ~ 1/8 толщины от поверхности – области наиболее вероятного образования зародышей аномального роста с госсовской ориентировкой при ВТО согласно работе [9]. Анализ текстуры выполняли на основе построения прямых полюсных фигур (ППФ).

Магнитную индукцию образцов измеряли на аппарате TWM-85. Погрешность определения магнитной индукции B : ±0,5 % ± 2 единицы последнего разряда. Полученные данные усредняли по измерениям пяти образцов.

Структура образцов после горячей прокатки имела полосчатый характер (рис. 1, а). Вытянутые вдоль направления прокатки (НП) полосы состояли из рекри-

Таблица 1

Схемы и параметры обработки образцов ЭАС

Table 1. Schemes and parameters of GO-steel processing

Номер схемы	Схема обработки
1.1	ОГП (1150 °С, 2'; охлаждение с печью) + ХП + ОО + ВТО
1.2	ОГП (900 °С, 2'; 10" на воздухе, закалка в воду) + ХП + ОО + ВТО
1.3	ОГП (1150 °С, 2'; 10" на воздухе, закалка в воду) + ХП + ОО + ВТО
2.1	ОГП (1150 °С, 2'; охлаждение с печью) + ХП(250 °С) + ОО + ВТО
2.2	ОГП (900 °С, 2'; 10" на воздухе, закалка в воду) + ХП(250 °С) + ОО + ВТО
2.3	ОГП (1150 °С, 2'; 10" на воздухе, закалка в воду) + ХП(250 °С) + ОО + ВТО

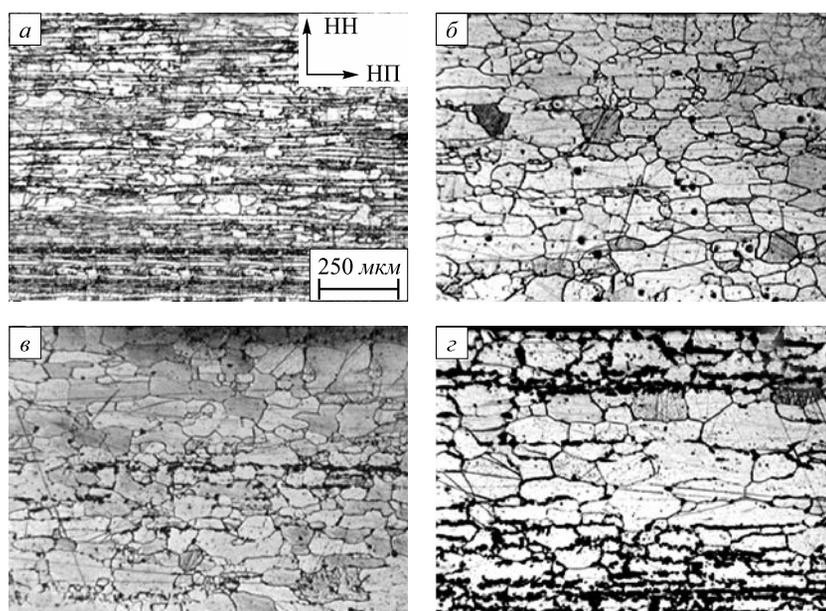


Рис. 1. Микроструктура подповерхностной области горячекатаных образцов сплава Fe – 3 % Si после дополнительных отжигов: а – после горячей прокатки; б – после ОГП «1»; в – после ОГП «2»; з – после ОГП «3»

Fig. 1. The subsurface microstructure of hot-rolled samples of Fe – 3 % Si alloy after additional annealing: а – after hot rolling; б – after additional annealing “1”; в – after additional annealing “2”; з – after additional annealing “3”

сталлизованных и деформированных зерен. Между некоторыми полосами наблюдались продукты распада переохлажденного аустенита – дисперсные ферритные зерна и карбиды. Отжиг после горячей прокатки сплава по режиму «1» (1.1 и 2.1, см. табл. 1) привел к полной замене полосчатой структуры на крупные рекристаллизованные зерна, несколько вытянутые в НП (рис. 1, б). Продукты распада переохлажденного аустенита полностью отсутствовали. Углерод выделялся в виде цементита по границам зерен. Выделение цементита происходило не по всем границам, что заметно по степени их растрова (рис. 1, б).

Зеренные структуры образцов сплава после ОГП по режимам «2» и «3» (1.2, 1.3, 2.2, 2.3, см. табл. 1) оказались близкими к структуре, зафиксированной после ОГП по режиму «1» (рис. 1, в, г). Основное отличие состояло в наличии вытянутых в НП, несколько скоагулированных по сравнению со структурой после горячей прокатки, продуктов распада переохлажденного аустенита. После ОГП по режиму «3» наблюдались самое крупное зерно и наибольшее количество продуктов распада аустенита в виде ярко выраженных строчек (рис. 1, г).

Текстура поверхностного слоя горячекатаной ЭАС была сильно рассеянной и представлялась совокупностью компонент $\{110\}\langle 001\rangle + \{110\}\langle 113\rangle \dots \langle 112\rangle$, что согласуется с результатами работ [9, 10]. Отжиг после горячей прокатки по режимам «1» – «3» еще сильнее рассеивал текстуру, не меняя ее характера.

Текстура сплава после ХП, вне зависимости от вида ОГП и наличия отжигов на старение, представляла собой совокупность рассеянных деформационных компонент: $\{112\}\langle 110\rangle +$ слабые $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$ (рис. 2, в, д), которые являются стабильными ориентировками в ОЦК-металлах после прокатки с большими степенями обжатия [11]. При этом обработка на старение несколько усиливала рассеяние текстуры.

Проведение рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига в целом не поменяло общего характера текстуры (рис. 2, г, е). Однако в результате рекристаллизации интенсивности основных компонент перераспределились: наблюдалось усиление ориентровок $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$ и некоторое ослабление $\{112\}\langle 110\rangle$. В образцах, дополнительно подвергавшихся старению при ХП, после рекристаллизации наблюдается существенно большее общее рассеяние текстуры. Причем в данной текстуре становится заметной слабая компонента $\{110\}\langle 001\rangle$.

Во всех образцах вне зависимости от обработки при ВТО прошла вторичная рекристаллизация с формированием госсовской текстуры. При этом макроструктура (рис. 3) и магнитные свойства (табл. 2) сплава Fe – 3 % Si после ВТО демонстрировали существенные различия в зависимости от режимов ОГП и наличия старения при ХП. Образцы, обработанные по схеме 1.1, характеризовались минимальным уровнем магнит-

ной индукции и макроструктурой, которая состояла из крупных вторично рекристаллизованных зерен со сравнительно прямыми границами (рис. 3, а). Напротив, образцы, обработанные по схеме 2.3, показали наилучший уровень магнитной индукции (см. табл. 2) при наиболее мелком вторично рекристаллизованном зерне с развитыми (изрезанными) границами (рис. 3, г). В ряду ОГП «1» – «2» – «3» сплав Fe – 3 % Si после завершающей стадии обработки демонстрировал улучшение магнитных свойств (см. табл. 2, схемы 1.1 – 1.2 – 1.3 и 2.1 – 2.2 – 2.3), а также уменьшение размеров зерен в макроструктуре с увеличением развитости границ (см. рис. 3). Аналогичное влияние на магнитные

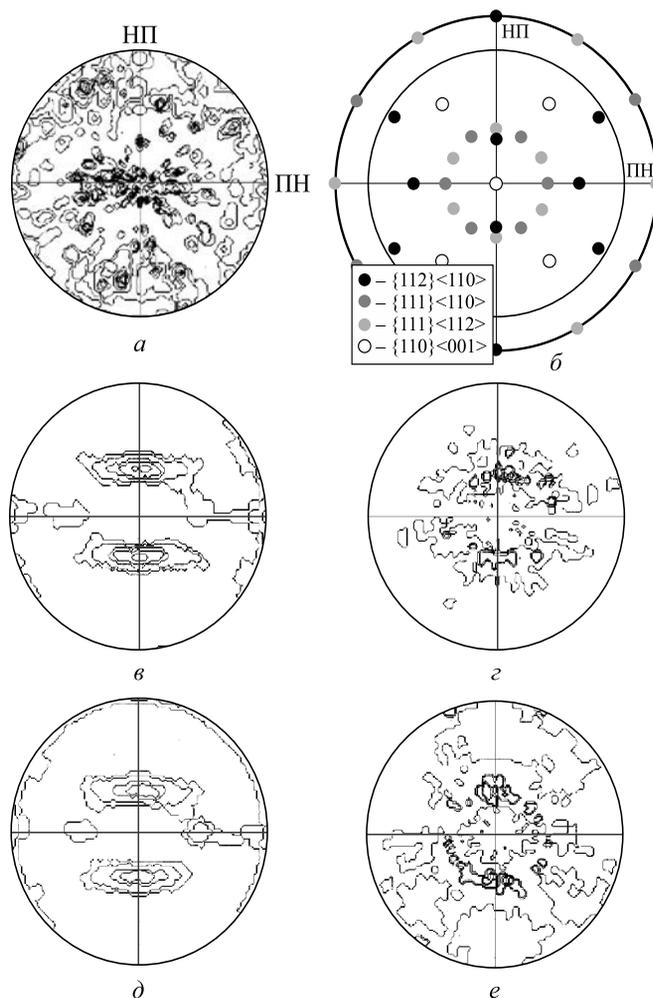


Рис. 2. ППФ $\{110\}$, полученные со слоя образцов сплава Fe – 3 % Si, находящегося на ~ 1/8 толщины от поверхности, после различных обработок (80 % от полной ППФ): а – после горячей прокатки; б – модельная полная ППФ с указанием основных ориентировок зерен; в, д – после ХП; г, е – после ОО; в, г – обработка по схеме 1.3; д, е – обработка по схеме 2.3

Fig. 2. Direct pole figures (DPF) of $\{110\}$ obtained from a layer located at ~ 1/8 the thickness from the surface after the different treatments (80% of the total of DPF): а – after hot rolling; б – complete calculating DPF including main orientations of the grains; в, д – after cold rolling; г, е – after decarburization annealing; в, г – processing scheme 1.3; д, е – the processing scheme 2.3

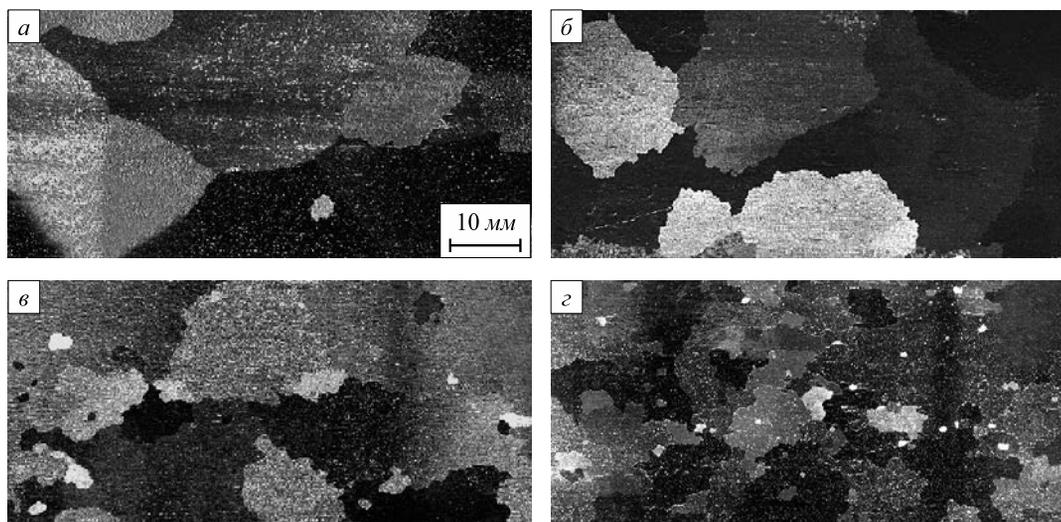


Рис. 3. Макроструктура образцов сплава Fe – 3 % Si, обработанных по различным технологическим схемам: а – 1.1; б – 1.3; в – 2.1; г – 2.3

Fig. 3. The macrostructure of Fe – 3 % Si processed samples: а – scheme 1.1; б – 1.3; в – 2.1; г – 2.3

свойства и макроструктуру оказало включение в ХП обработки на старение.

Госсовская текстура в сплаве Fe – 3 % Si формируется посредством текстурной наследственности [12], которую можно представить в виде следующих стадий.

- Формирование текстуры горячей прокатки, в которой ориентировка (110)[001] образуется, в основном, как деформационная в поверхностных слоях полосы [9, 10].
- Преобразование текстуры горячей прокатки в результате структурных превращений при холодной прокатке и отжиге (переориентация кристаллической решетки зерен при деформации и рекристаллизации). Ориентировка (110)[001] практически исчезает при деформации и возник

кает как очень слабая компонента текстуры в результате рекристаллизации.

- Формирование госсовской текстуры в результате вторичной рекристаллизации при завершающем высокотемпературном отжиге. При этом зародыши аномального роста образуются в поверхностных областях холоднокатаных полос, т. е. там, где формировалась компонента (110)[001] при горячей прокатке.

Детали механизма текстурной наследственности, связанные с текстурными превращениями, остаются не понятными. В работах [13, 14] показано, что ориентировка (110)[001] устойчиво возникает в процессе ХП монокристаллов или зерен (в поликристаллах) с ориентировками {111}<112> в полосах сдвига (ПС). Также из ПС госсовская ориентировка растет при рекристаллизации [14, 15]. Кристаллографические аспекты формирования ПС до настоящего времени не ясны, однако считается установленным, что возникновение ПС происходит при больших степенях деформации, когда скольжение дислокаций оказывается существенно затрудненным вследствие их большой накопленной плотности [16]. Отметим, что также затруднить процесс скольжения можно за счет создания на дислокациях атмосфер из примесных атомов (в частности, из атомов углерода).

Очевидно, что используемые в данной работе режимы ОГП (температуры закалки и скорости охлаждения) определяли количество углерода в твердом растворе (феррите) перед ХП. Максимальное количество сохраненного в феррите углерода соответствовало ОГП «3», минимальное (практический чистый твердый раствор) – «1». Феррит с большей концентрацией углерода в условиях ХП (нарастания плотности

Таблица 2

Магнитная индукция образцов сплава Fe – 3 % Si в зависимости от схемы обработки

Table 2. The flux density of Fe – 3 % Si alloy samples according to the processing scheme

Номер схемы	B_{800} , Тл		
	минимум	максимум	среднее
1.1	1,70	1,84	1,78
1.2	1,61	1,88	1,80
1.3	1,84	1,93	1,88
2.1	1,70	1,82	1,77
2.2	1,80	1,90	1,85
2.3	1,88	1,92	1,90

дислокаций и заметного повышения температуры в очаге деформации) имел большую склонность к старению, т. е. выделению атмосфер на дислокациях. Холодная прокатка, совмещенная с обработкой на старение, приводила к условиям еще большего затруднения деформации за счет скольжения, т. е. способствовала возникновению ПС. Таким образом, «запасание» углерода в твердом растворе при ОГП совместно со старением в процессе ХП приводило к интенсификации процесса формирования ПС, т. е. к увеличению количества ориентировки (110)[001] в текстурах деформации и первичной рекристаллизации. Последнее, в свою очередь, приводило к увеличению количества зародышей аномального роста с острой госсовской ориентировкой при вторичной рекристаллизации в процессе ВТО. В результате формировалась более мелкозернистая макроструктура с совершенной ориентировкой (110)[001], и соответственно, сплав Fe – 3 % Si приобретал более высокий уровень магнитных свойств. Очевидно, что увеличение количества зародышей вторичной рекристаллизации (при наличии деформационного старения) приводит при аномальном росте к существенно большему числу столкновений зерен с госсовской ориентировкой, т. е. к возникновению низкоэнергетических стабильных малоугловых границ. Таким образом, происходит измельчение вторично рекристаллизованного зерна и повышается изрезанность его границ. Данное положение полностью согласуется с результатами работы [7].

Выводы. Показано, что текстуры деформации и рекристаллизации сплава Fe – 3 % Si после холодной прокатки и последующего отжига были более рассеянными при условии сохранения углерода в твердом растворе, которое достигалось выбором температуры отжига и скорости охлаждения горячекатаной полосы. Лучшие магнитные свойства и более совершенная текстура вторичной рекристаллизации {110}<001> фиксируются в стали, в которой в максимальной степени реализовалось деформационное старение. Данный эффект объяснен влиянием углерода на процесс образования полос сдвига при холодной прокатке в зернах ориентировки {111}<112>.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Günther K., Abbruzzese G., Fortunati S., Ligi G. Recent Technology Developments in the Production of Grain-oriented Electrical Steel // Steel research int. 2005. Vol. 76. No. 6. P. 413 – 421.
- Xia Z., Kang Y., Wang Q. Developments in the production of grain-oriented electrical steel // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2008. Vol. 254 – 255. P. 307 – 314.
- Takahashi N., Harase J. Recent Development of Technology of Grain Oriented Silicon Steel // Proc. Mater. Science Forum. 1996. Vol. 204 – 206. P. 143 – 145.
- Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикутьцев А.А. Электротехническая анизотропная сталь. Часть I. История развития // МнТОМ. 2011. № 7. С. 18 – 25.
- Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикутьцев А.А. Электротехническая анизотропная сталь. Часть II. Современное состояние // МнТОМ. 2011. № 8. С. 3 – 7.
- Pat. 1965559 USA. Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test / Goss N.P. Application August 7, 1933.
- Hyung-Ki Park, Chang-Soo Park, Tae-Wook Na etc. Irregular or Smooth Grain Boundaries Evolved after Secondary Recrystallization of Fe – 3 % Si Steel // Materials Transactions. 2012. Vol. 53. No. 4. P. 658 – 661.
- Leslie M.C., Rickett R.L., Stroble C.P. The Microstructure of Low-Carbon 3,25 % Silicon Steel // Trans. ASM. 1961. Vol. 53. P. 715 – 734.
- 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.
- Смирнов С.В., Урицкий А.Г., Редикутьцев А.А. и др. Формирование структуры и текстуры по ширине полосы ферритной стали при горячей прокатке // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 10. С. 42 – 46.
- Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А. Теория образования текстур в металлах и сплавах. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
- Matsuo M., Sakai T., Suga Y. Origin and Development of Through-the-Thickness Variations of Texture in the Processing of Grain-Oriented Silicon Steel // Metallurgical Transactions A. 1986. Vol. 17A. No. 8. P. 1313 – 1322.
- Ushioda K., Hutchinson W.B. Role of Shear Bands in Annealing Texture Formation in 3 % Si – Fe (111)[112] Single Crystals // ISIJ Int. 1989. Vol. 29. P. 862 – 867.
- Dorner D., Zaefferer S., Raabe D. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe – 3 % Si single crystal // Acta mater. 2007. Vol. 55. No. 7. P. 2519 – 2530.
- Dorner D., Adachi Y., Tszuzaki K., Zaefferer S. Tracing the Goss Orientation during Deformation and Annealing of an FeSi Single Crystal // Materials Science Forum. 2007. Vol. 550. P. 485 – 490.
- Dillamore I.L., Roberts J.G., Bush A.C. Occurrence of shear bonds in heavily rolled cubic metals // Mater. Sci. 1979. Vol. 13. P. 73 – 77.

Поступила 11 марта 2015 г.

EFFECT OF THE STRAIN AGING DURING COLD ROLLING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF Fe – 3 % Si STEEL

Lobanov M.L.¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Physics and Heat Treatment of Metals (m.l.lobanov@urfu.ru)

Redikultsev A.A.¹, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Physics and Heat Treatment of Metals

Rusakov G.M.^{1,2}, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Professor of the Chair of Physics and Heat Treatment of Metals

Belyaevskih A.S.¹, Postgraduate of the Chair of Physics and Heat Treatment of Metals

¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

² Institute of Metal Physics UB RAS (IMP UB RAS) (18, S. Kovalevskoi str., Ekaterinburg, 620990, Russia)

Abstract. The authors have investigated the effect of annealing parameters after hot rolling and strain aging during cold rolling on the structure, texture and magnetic properties of Fe – 3 % Si steel. It is shown that after cold rolling and subsequent annealing, deformation and recrystal-

lization textures were more scattered while maintaining carbon in solid solution is done by selecting the annealing temperature and cooling rate of hot-rolled steel. Much better magnetic properties and improved texture of secondary recrystallization $\{110\}\langle 001\rangle$ had steel with maximum degree of strain aging. This effect can be explained by the influence of carbon on the shear bands formation in cold rolling grains with $\{111\}\langle 112\rangle$ orientation.

Keywords: Fe – 3 % Si steel, cold rolling, strain aging, texture, secondary recrystallization, magnetic induction, shear bands.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-7-520-525

REFERENCES

- Günther K., Abbruzzese G., Fortunati S., Ligi G. Recent Technology Developments in the Production of Grain-oriented Electrical Steel. *Steel research int.* 2005. Vol. 76, no. 6, pp. 413–421.
- Xia Z., Kang Y., Wang Q. Developments in the production of grain-oriented electrical steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2008. Vol. 254–255, pp. 307–314.
- Takahashi N., Harase J. Recent Development of Technology of Grain Oriented Silicon Steel. *Proc. Mater. Science Forum*. 1996. Vol. 204–206, pp. 143–145.
- Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part 1. History of development. *Metal Science and Heat Treatment*, 2011, Vol. 53, no. 7–8, pp. 326–332.
- Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steels. Part II. State-of-the-Art. *Metal Science and Heat Treatment*, 2011, Vol. 53, no. 7–8, pp. 355–359.
- Goss N.P. *Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test*. Patent 1965559 USA. 03.07.1934. Application August 7, 1933.
- Hyung-Ki Park, Chang-Soo Park, Tae-Wook Na, Chan-Hee Han and Nong-Moon Hwang. Irregular or Smooth Grain Boundaries Evolved after Secondary Recrystallization of Fe – 3 % Si Steel. *Materials Transactions*. 2012. Vol. 53. no. 4. pp. 658–661.
- Leslie M.C., Rickett R.L., Stroble C.P. The Microstructure of Low-Carbon 3.25 % Silicon Steel. *Trans. ASM*. 1961. Vol. 53, pp. 715–734.
- Shimizu Y., Ito Y. and 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, pp. 1323–1334.
- Uritskii A.G., Redikul'tsev A.A., Smirnov S.V., Lobanov M.L., and Rusakov G.M. Structure and texture formation over the width of ferrite steel strip in hot rolling. *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44, no. 10, pp. 723–726.
- Vishnyakov Ya.D., Babareko A.A. *Teoriya obrazovaniya tekstur v metallakh i splavakh* [Theory of Texture Formation in Metals and Alloys]. Moscow: Nauka, 1979. 343 p. (In Russ.).
- Matsuo M., Sakai T., Suga Y. Origin and Development of Through-the-Thickness Variations of Texture in the Processing of Grain-Oriented Silicon Steel. *Metallurgical Transactions A*. 1986. Vol. 17A, no. 8, pp. 1313–1322.
- Ushioda K. and Hutchinson W. B. Role of Shear Bands in Annealing Texture Formation in 3%Si-Fe (111)[112] Single Crystals. *ISIJ Int.* 1989. Vol. 29, pp. 862–867.
- Dorner D., Zaefferer S., Raabe D. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe – 3 % Si single crystal. *Acta mater.* 2007. Vol. 55, no. 7, pp. 2519–2530.
- Dorner D., Adachi Y., Tsuzaki K., Zaefferer S. Tracing the Goss Orientation during Deformation and Annealing of an FeSi Single Crystal. *Materials Science Forum*. 2007. Vol. 550, pp. 485–490.
- Dillamore I.L., Roberts J.G., Bush A.C. Occurrence of shear bands in heavily rolled cubic metals. *Mater. Sci.* 1979. Vol. 13, pp. 73–77.

Acknowledgements. The work was performed as a part of the design task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (no. 11.1465.2014/K). The authors are grateful for the assistance of the program to support leading universities in Russia in order to enhance their competitiveness no. 211 of the Government of the Russian Federation no. 02.A03.21.0006.

Received March 11, 2015