

薄板坯连铸连轧工艺下 Hi-B 钢的组织及织构

肖丽俊,王海军[✉],项利,付兵,仇圣桃

钢铁研究总院连铸技术国家工程研究中心,北京 100081

✉ 通信作者,E-mail: whjchina@yeah.net

摘要 采用金相显微镜和扫描电镜研究实验室模拟薄板坯连铸连轧(TSCR)工艺试制的高磁取向硅钢(Hi-B钢)组织、织构的演变特征.研究发现实验室模拟薄板坯连铸连轧工艺试制的Hi-B热轧板显微组织及织构在厚度方向上存在不均匀性.常化板表面脱碳层铁素体晶粒明显粗化,常化板织构基本继承了热轧板相应的织构类型,仅织构强度不同.一次大压下率冷轧后,晶粒及其晶界沿轧向被拉长形成鲜明的纤维组织,织构主要为 α 纤维织构和 γ 纤维织构.脱碳退火后试样发生回复和再结晶现象并形成初次晶粒组织.脱碳退火后织构分布较为集中.温度升高至1000℃时二次再结晶开始,1010℃时钢中晶粒发生异常长大,高斯织构强度达到61.779.成品磁感为1.915 T,铁损为1.067 W·kg⁻¹.

关键词 硅钢;薄板坯连铸连轧(TSCR);微观组织;织构

分类号 TG142.1

Microstructure and texture of Hi-B steel produced by TSCR process

XIAO Li-jun, WANG Hai-jun[✉], XIANG Li, FU Bing, QIU Sheng-tao

National Engineering Research Center of Continuous Casting Technology, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China

✉ Corresponding author, E-mail: whjchina@yeah.net

ABSTRACT The microstructure and texture evolution of Hi-B steel produced by thin slab casting and rolling (TSCR) process in the laboratory was studied by metalloscopy and scanning electron microscopy. It was found that the microstructure and texture of the hot rolling slab of Hi-B steel, which was manufactured by simulated TSCR process in the laboratory, was inhomogeneous along the thickness direction. Ferrite grains in the surface decarbonization layer of the normalizing slab obviously coarsen; moreover, the texture of the normalizing slab inherited the texture type of the hot rolling slab, with only a difference in texture density. After cold rolling with big reduction rate, the coarse grains and grain boundaries were stretched to be fibrous bands in the rolling direction, and the α fiber texture and the γ fiber texture were the main texture style. With the decarburizing annealing carrying out, the recovery and recrystallization of the cold rolling slab occurred, primary recrystallization grains formed, and the texture was more centrally distributed. When the temperature increased to 1000℃, secondary recrystallization appeared; at 1010℃ the Goss grains grew up, and the Goss texture intensity reached to 61.779. By testing, the products had a magnetic induction of 1.915 T and an iron loss of 1.0671 W·kg⁻¹.

KEY WORDS silicon steel; thin slab casting and rolling (TSCR); microstructure; texture

取向硅钢以其优良的软磁性能被广泛运用于电力、电子以及国防军事工业中,是一种优良的软磁材料^[1-3].研究表明,取向硅钢的微观组织、织构决定宏观性能,而组织、织构与生产工艺密切相关^[3-4],对取向硅钢全流程生产过程中不同工序段微观组织、织构

的成因、演变规律以及与宏观磁性能的关系进行研究,有助于生产过程的质量控制.国内外众多学者^[5-7]开展了对金属微观组织及织构的研究工作,以期能更好地控制金属组织、织构,生产高性能的产品.

薄板坯连铸连轧(thin slab casting and rolling,

收稿日期:2014-10-15

基金项目:国家自然科学基金委员会与上海宝山钢铁股份有限公司联合资助项目(50934009)

TSCR) 工艺与传统工艺相比,具有高铸坯凝固速度、低铸坯加热温度等主要特点,薄板坯流程的铸坯厚度($<100\text{ mm}$)远小于传统连铸坯厚度($200\sim300\text{ mm}$),薄板坯经均热炉加热后,无需粗轧,直接轧制成 $1.2\sim2.0\text{ mm}$ 厚度的热轧带卷。在缩短流程的同时,最终能得到较高性能的产品。随着薄板坯连铸连轧工艺总体水平的不断进步,与取向硅钢生产过程中的后处理工艺有机结合将更显示出其独特的技术特征与优越性^[8-9]。因此,本研究在实验室模拟薄板坯连铸连轧工艺试制 Hi-B 钢,对其全流程中的组织和织构进行定量性分析检测,阐述其在全流程生产过程中组织和织构的演变规律,为 Hi-B 钢的薄板坯连铸连轧工艺的工业化生产提供理论参考。

1 实验

实验室模拟薄板坯连铸连轧工艺制备高磁取向硅钢,其化学成分如表 1 所示。铸坯由真空感应炉冶炼,钢水浇注到 $50\text{ mm}\times100\text{ mm}\times400\text{ mm}$ 的水冷铜模中,铸坯热脱模温度不低于 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$,脱模后直接装入设定温度为 $1180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的保温炉中,保温 0.5 h 后热轧至 2.3 mm ,后经两段式常化处理,一次冷轧至 0.3 mm ,高温退火阶段在 100% 高纯 H_2 气氛下进行 $1210\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 8 h 净化处理。采用“中断法”对通过薄板坯连铸连轧工艺生产的高磁取向硅钢二次再结晶过程中的组织和织构演变进行研究,分析 $900\sim1030\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内高磁取向硅钢二次再结晶行为。在 $900\sim1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内每隔 $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 取样;为了更好地确定二次再结晶温度,在 $1000\sim1030\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内每隔 $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ 取样。文中 S 表示样品相对厚度。

表 1 高磁取向硅钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical components of Hi-B steel							%
C	Si	Mn	Cu	S	Als	N	P
0.049	3.11	0.11	0.18	0.0047	0.030	0.011	0.02

将各工序样品沿轧制方向取样并制成实验样品,样品尺寸为 $8\text{ mm}\times10\text{ mm}$ 。在金相显微镜下观察其低倍组织,用 ZEISS-200MAT 金相显微镜观察试样低倍组织并采集图像,借助配有 EDAX OIM 电子背散射衍射(EBSD)系统的蔡司 ZEISS SUPRA 55VP 扫描电子显微镜进行织构检测,采用 OIM Analysis 6.1 织构分析软件进行 ODF 分析。

2 结果与分析

2.1 热轧组织及织构分析

图 1 为热轧板的横断面和纵断面组织图(其中 ND 表示轧制法向,TD 表示轧制横向,RD 表示轧制轧

向)。由于在热轧过程中,伴随回复和再结晶过程,以及板坯在热轧过程中受力分布不均,使热轧板沿板厚方向组织不均匀,其可分为三个区域,即表面脱碳层、过渡层和中心层。表面脱碳层主要为细小的呈不规则多边形铁素体晶粒,尺寸约为 $10\sim50\text{ }\mu\text{m}$;过渡层为略伸长的较粗大再结晶晶粒和经过一定回复的变形晶粒混合组织;中心区为更粗大的经过回复的变形晶粒,略伸长的再结晶晶粒数量减少,但尺寸更大。

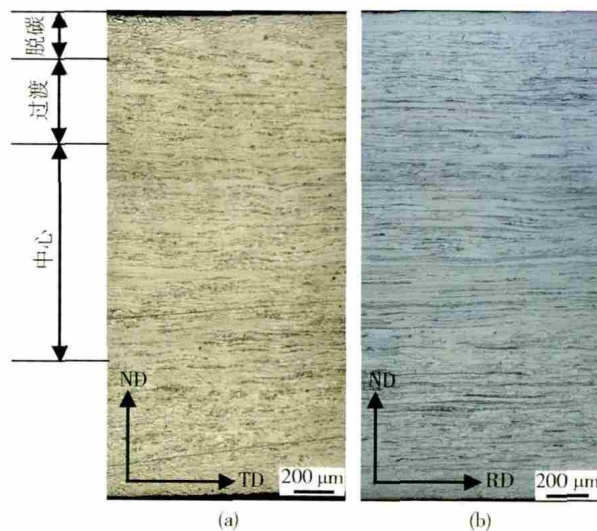


图 1 热轧板组织图。(a)横断面金相组织;(b)纵断面金相组织

Fig. 1 Microstructures of the hot rolling slab: (a) microstructure in the transverse direction; (b) microstructure in the rolling direction

图 2 是热轧板($(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ 为欧拉角,即 $\varphi_2 = 45^\circ$)不同厚度处的 ODF 图。从 ODF 图及含量统计表可以看出:在 $S=0$ 的位置,表现出很强的高斯织构组分 $\{554\} <225>$ 、 $\{332\} <113>$ 组分以及部分 α 面织构;在 $S=1/4$ 处,高斯织构沿着 RD(轧制方向)转动,高斯织构消失,转变为 γ 面织构,另外 α 面织构转动为立方织构;在 $S=1/2$ 处,表现出很强的 $\{001\} <110>$ 立方织构。

图 3 为热轧板不同厚度的 α 、 γ 和 η 取向线图($f(g)$ 为取向分布密度函数)。从 α 取向线分析可知,晶粒取向主要集中在 $\{115\} <110>$ 位向附近, $\{115\} <110>$ 织构随着厚度的增加,其强度不断增加。热轧板表层主要织构为 Goss 织构,如 η 取向线分析图所示,并在 $S=0$ 处取得最大值,说明 Goss 织构主要分布在热轧板的表层。从 γ 取向线可以得出在热轧板中心处织构主要为 γ 纤维织构, $\{111\} <110\sim112>$ 织构在中心层织构密度最高,次表层几乎不含有 $\{111\} <112>$ 织构。

热轧板在厚度方向上,织构存在明显的不均匀性,这种不均匀性对于二次再结晶具有十分重要的作用^[10-11],其不均匀性主要是由于在热轧过程中次表层中的动态再结晶以及部分相变,使其表层中保持了

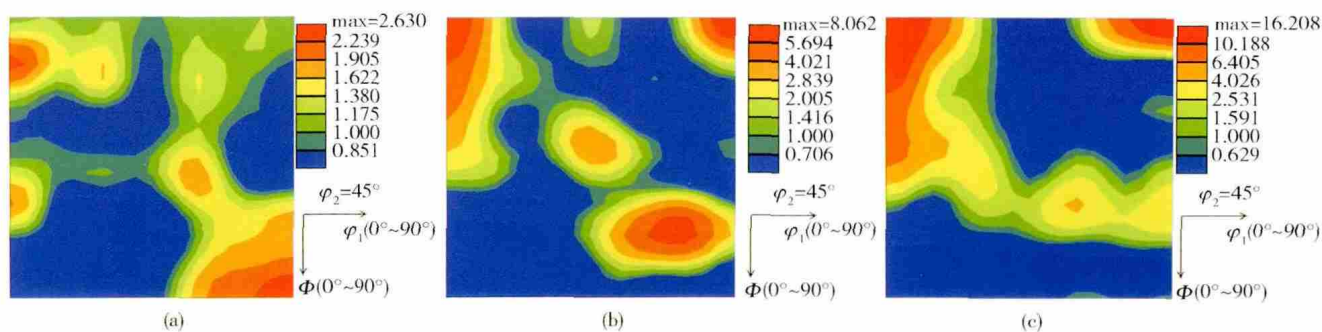


图2 热轧板不同厚度的 $\varphi_2 = 45^\circ$ ODF 图. (a) $S=0$; (b) $S=1/4$; (c) $S=1/2$

Fig. 2 ODFs section of $\varphi_2 = 45^\circ$ at different thicknesses in the hot rolled slab: (a) $S=0$; (b) $S=1/4$; (c) $S=1/2$

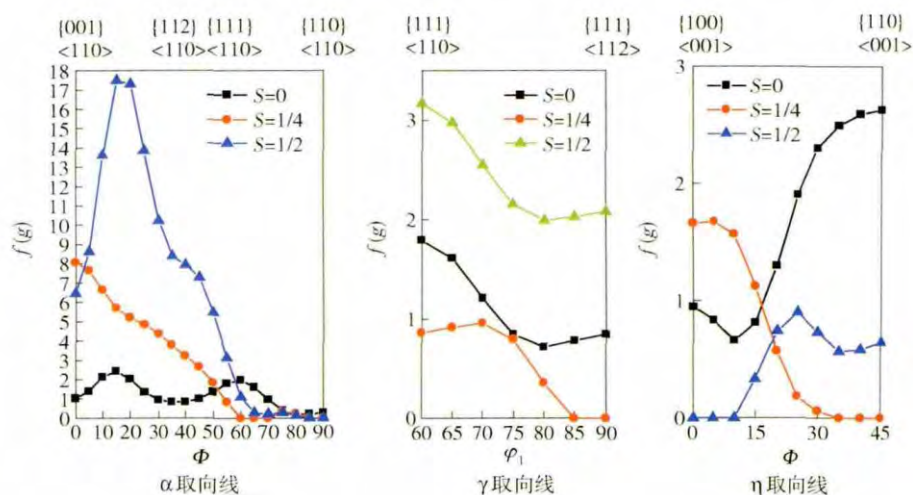


图3 热轧板不同厚度方向上 α 、 γ 和 η 取向线

Fig. 3 Orientation distribution densities along α , γ and η fibers at different thicknesses in the hot rolled slab

Goss 取向晶核^[12]. 与传统厚板坯流程相比, 由于薄板坯厚度降低, 可以减少中心区域具有 $\{001\}$ 位向的晶粒, 而 $\{001\}$ 织构是稳定的冷轧织构且具有最低的储能. 在高温退火过程中最难被吞并, 导致二次再结晶不完善. 采用薄板坯连铸连轧流程生产 Hi-B 钢可以减少初次晶粒中 $\{001\}$ 组分, 并促使高温退火过程中二次再结晶发展更加完善. 铸坯在热轧过程经剪切变形后所有稳定的最终位向都将产生 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 位向组分, 而这种在热轧板次表层由于剪切变形形成的 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 位向具有所谓的“继承效应”, 是高温退火过程中二次晶核的发源地.

2.2 常化组织和织构分析

热轧板经常化后组织如图4所示. 与热轧板相比, 常化板表面脱碳层铁素体晶粒明显粗化, 板中晶粒尺寸达 $20 \sim 100 \mu\text{m}$. 过渡层和中心层的形变晶粒由于在常化高温过程中发生再结晶而基本消失. 此外, 由于在常化升温过程中部分碳化物回溶, 并与铁素体形成一定量 γ 相, 在随后的冷却过程中再次相变使得晶粒更加均匀化. 过渡层是晶界圆整尺寸为 $10 \sim 80 \mu\text{m}$ 的细小铁素体晶粒; 而中心层铁素体较为粗大, 约为

$50 \sim 200 \mu\text{m}$. 过渡层和中心层中仍存在沿轧向伸长的细长珠光体, 且比热轧板中更为清晰.

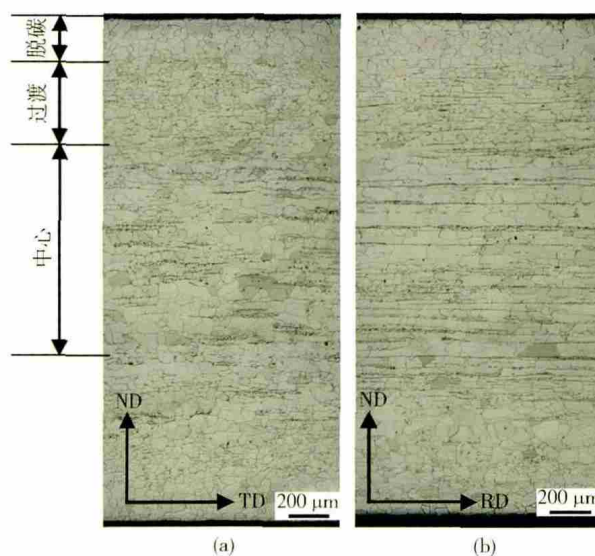


图4 常化板组织图. (a) 横断面金相组织; (b) 纵断面金相组织

Fig. 4 Microstructures of the normalizing slab: (a) microstructure in the transverse direction; (b) microstructure in the rolling direction

从图5 常化板不同厚度处 ODF 图分析得出, 常化

板不同厚度处织构类型和热轧板对应位置的织构类型相似, 仅织构强度存在差异。常化板表层织构主要为立方织构以及 α 纤维织构, 织构强度较低, 旋转立方织构强度为 6.632 级, 具体织构类型主要有 $\{110\}$

$\langle 001 \rangle$ 、 $\{554\}$ 、 $\langle 225 \rangle$ 、 $\{332\}$ 、 $\langle 113 \rangle$ 、 $\{114\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 、 $\{115\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 和 $\{001\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 。1/4 层和中心层织构组分和表层基本相同, 但 Goss 织构基本消失, 且各织构组分强度有所不同。

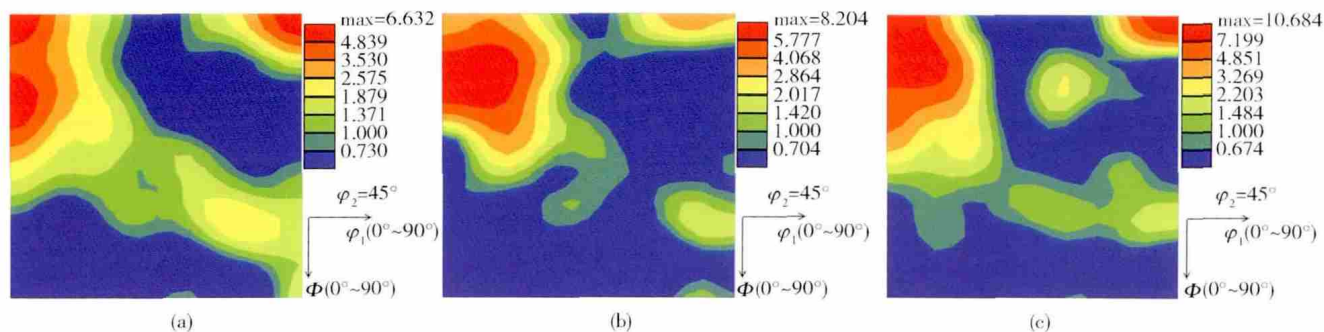


图 5 常化板不同厚度处 $\varphi_2 = 45^\circ$ ODF. (a) $S=0$; (b) $S=1/4$; (c) $S=1/2$

Fig. 5 ODFs section of $\varphi_2 = 45^\circ$ at different thicknesses in the normalizing slab: (a) $S=0$; (b) $S=1/4$; (c) $S=1/2$

常化板厚度 1/4 处, 主要织构有 $\{114\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 、 $\{115\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 、 $\{001\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 和 $\{332\}$ 、 $\langle 113 \rangle$ 。厚度中心处, 仍然为较强的 $\{001\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 形变织构。从常化板表层至中心处沿厚度方向的 $\{111\}$ 、 $\{110\}$ 和 $\{001\}$ 织构总体变化趋势如图 6 中 γ 、 α 和 η 取向线所示, $\{110\}$ 、 $\langle 001 \rangle$ 织构强度随着厚度的增加而降低, $\{001\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 织构强度先降低再升高。 $\{110\}$ 、 $\langle 001 \rangle$ 织构强度变化主要是受热轧时表层剪切应力的作用,

使其在表层中 Goss 织构强度较高, 中心层剪切应力较弱, 不利于织构向 Goss 织构转变。常化过程中, 伴随着回复再结晶, 表层和次表层中都发生不同程度的再结晶, 由于板厚的影响, 中心层再结晶不明显, $\{001\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 织构在板的中心层强度最高。从实验结果分析来看, 常化使热轧板发生回复再结晶, 晶粒更加圆整, 但对纤维组织变化不大, 通常不会引起织构的明显变化, 仅织构的锋锐程度略微降低^[13]。

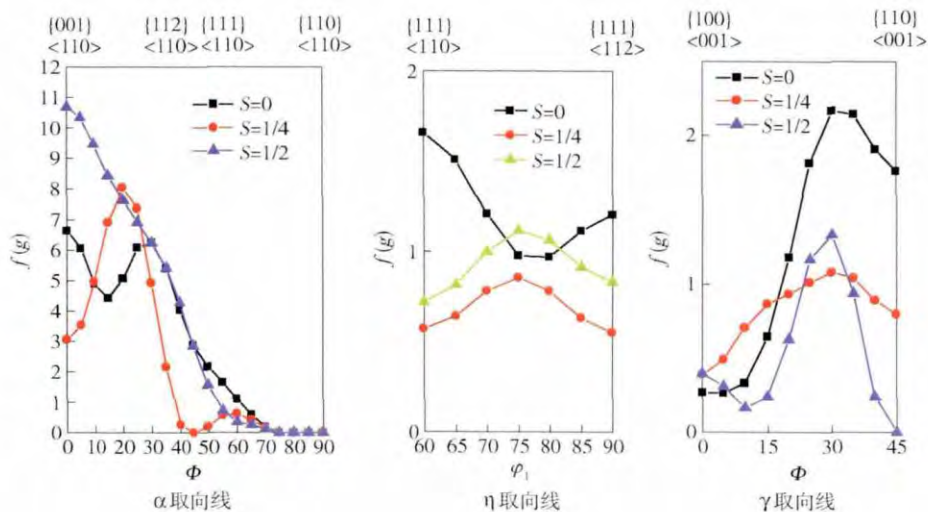


图 6 常化板不同厚度处 α 、 γ 和 η 取向线

Fig. 6 Orientation distribution intensities along α , γ and η fibers at different thicknesses in the normalizing slab

2.3 冷轧组织和织构分析

常化板经一次大压下率冷轧后的金相组织如图 7 所示。常化后形成的粗大晶粒及其晶界沿轧向被拉长形成鲜明的纤维组织, 由于常化板表层晶粒较中心层更为粗大, 晶界较少, 因此在冷轧板中心层的纤维组织要比表层更为明显。

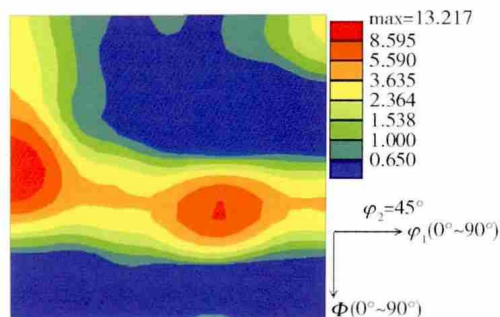
从图 8 冷轧板 ODF 图可以看出, 冷轧板织构主要为 α 纤维织构和 γ 纤维织构, 如 $\{111\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 、

$\{111\}$ 、 $\langle 011 \rangle$ 、 $\{111\}$ 、 $\langle 132 \rangle$ 以及 $\{111\}$ 、 $\langle 112 \rangle$ 织构, 在冷轧板中 $\{111\}$ 、 $\langle 110 \rangle$ 织构所占比例较大, 冷轧织构的本质主要取决于钢的晶体结构和流变特性。冷轧时通过滑移进行塑性形变, 晶体在改变形状的同时发生转动而改变位向, 直到晶体不再转动形成稳定的位向为止。一次冷轧时, Goss 织构绕 TD 轴 $[110]$ 轴转动, 形成 $\{111\}$ 、 $\langle uvw \rangle$ 形变带及形变织构。



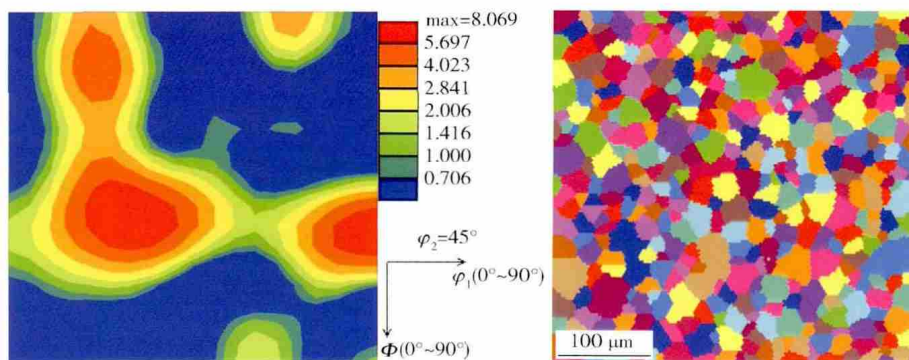
图7 冷轧板组织图

Fig. 7 Microstructure of the cold rolling slab

图8 冷轧板 $\varphi_2 = 45^\circ$ ODF 图Fig. 8 ODFs section of the cold rolling slab at $\varphi_2 = 45^\circ$

2.4 脱碳退火组织和组织分析

实验室模拟薄板坯连铸连轧流程试制的高磁感取

图10 脱碳退火板 $\varphi_2 = 45^\circ$ ODF 图及晶粒取向图Fig. 10 ODF map of the decarburizing annealing slab and orientation map of grains at $\varphi_2 = 45^\circ$

经脱碳退火后,由于各位向组分在冷轧板中的储能不同,储能为 $\{110\} > \{111\} > \{112\} > \{100\}$,因此退火时处于 $\{111\} < 112 \rangle$ 形变带之间的 $\{110\} < 001 \rangle$ 亚晶粒优先聚集并形成位向准确 $\{110\} < 001 \rangle$ 初次晶粒,而冷轧板中大量的 $\{112\} < 110 \rangle$ 冷轧组织几乎全部转变为 $\{111\} < 112 \rangle$ 或 $\{554\} < 225 \rangle$,少量的 $\{001\}$ 组织由于储能最低不易再结晶,因此仍保留在初次晶粒中。

2.5 高温退火组织和组织分析

图11为高温退火过程中所取样品的低倍组织图。从图11中可以看出:当温度在 950°C 以前,样品未发

向硅钢的脱碳退火试样金相组织如图9所示。

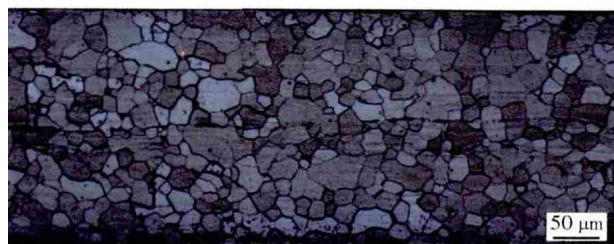


图9 脱碳退火板金相组织

Fig. 9 Microstructure of the decarburizing annealing slab

一次冷轧板经 835°C 脱碳退火后发生了回复和再结晶现象并形成初次晶粒组织,为全铁素体晶粒。晶粒尺寸大多在 $10 \sim 30 \mu\text{m}$ 之间,平均晶粒尺寸约为 $21.27 \mu\text{m}$ 。脱碳退火后主要以 γ 纤维组织为主,如图10所示,其组织强度为8级,主要包括 $\{111\} < 112 \rangle$ 、 $\{111\} < 121 \rangle$ 和 $\{111\} < 132 \rangle$ 组织,其取向成像图取向分布同宏观组织一致。从ODF图中可以看出脱碳退火后,组织分布较为集中, $\{111\} < 112 \rangle$ 组织强度较冷轧板中 $\{111\} < 112 \rangle$ 强度有所提高,低温时效处理改善了板内位错组态,增加冷轧剪切带的形成,促进了脱碳退火后 $\{111\} < 112 \rangle$ 组织的增强。 $\{111\} < 112 \rangle$ 组织组分的增多,有益于在二次再结晶过程中获得强而锋锐的 Goss 组织。

生二次再结晶,样品表面层颜色均一;当温度升高至 1000°C 时,样品边部中出现部分小晶粒,意味着二次再结晶已经开始,但效果不明显;当温度升高至 1010°C ,钢中出现异常长大晶粒,二次再结晶发展迅速;当温度升高至 $1020 \sim 1030^\circ\text{C}$ 时,二次再结晶组织已经发展完善。

对 $700 \sim 1010^\circ\text{C}$ 高温退火过程的样品进行组织分析。图12为高温退火过程中不同温度点的 ODF 图。

从图12(a)~(e)中可以看出,当温度在 $800 \sim 1000^\circ\text{C}$ 范围内,所取样品的组织类型继承了典型的初次再结晶组织特点,主要为 γ 纤维组织,ODF 图中未

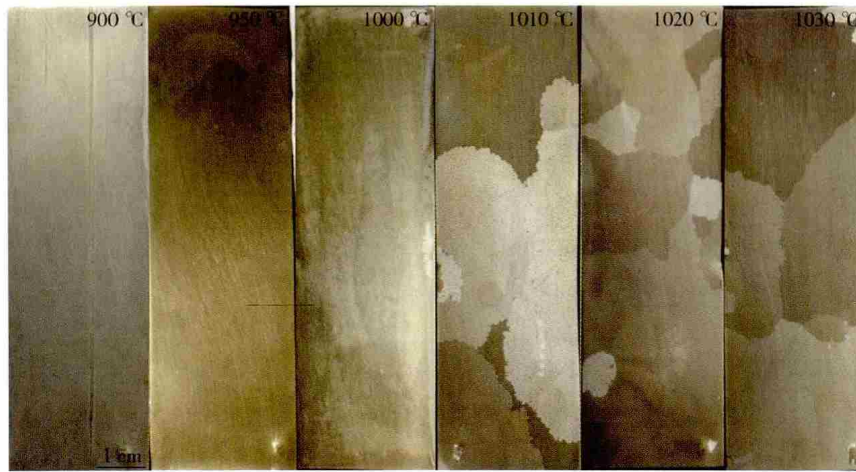
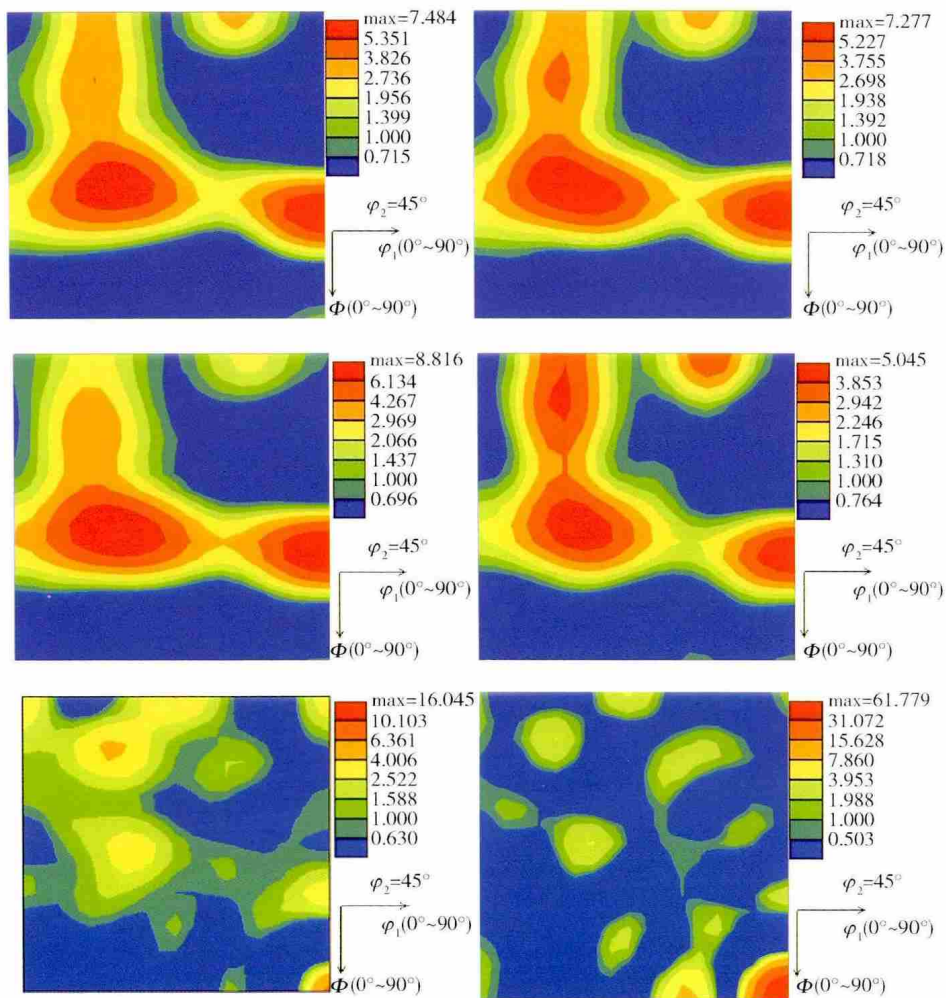


图 11 高温退火过程中组织演变

Fig. 11 Macrostructural evolution during high-temperature annealing

图 12 高温退火过程中不同温度的 $\varphi_2 = 45^\circ$ ODF 图. (a) 800 °C; (b) 850 °C; (c) 900 °C; (d) 950 °C; (e) 1000 °C; (f) 1010 °CFig. 12 ODF maps of Hi-B steel at different temperatures at $\varphi_2 = 45^\circ$ during high-temperature annealing: (a) 800 °C; (b) 850 °C; (c) 900 °C; (d) 950 °C; (e) 1000 °C; (f) 1010 °C

出现高斯织构,且织构主要组分基本相同. 温度在 950 °C 以前,样品未发生二次再结晶,微观组织形貌未发生变化,织构依旧保留其再结晶织构特点. 当温度

升至 1000 °C 时,在样品边部中出现部分晶粒,样品中出现 Goss 组分,但强度较弱,强度为 16.045. 当温度达到 1010 °C 时,抑制剂抑制能力急剧降低,钢中 Goss

晶粒吞噬其他晶粒,发生异常长大,织构强度进一步增强,达到了 61.779。经检测,实验室模拟薄板坯连铸连轧工艺生产的 Hi-B 钢成品的磁感为 1.915 T,铁损为 $1.067 \text{ W} \cdot \text{kg}^{-1}$ 。

3 结论

(1) 热轧板沿板厚方向组织和织构存在不均匀性。常化板表面脱碳层铁素体晶粒明显粗化,织构基本继承了热轧板相应的织构类型。

(2) 一次冷轧后,冷轧组织为条带状纤维组织,冷轧板织构主要为 α 纤维织构和 γ 纤维织构,有 $\{111\} <110>$ 、 $\{111\} <132>$ 以及 $\{111\} <112>$ 。

(3) 脱碳退火后,晶粒尺寸大多在 $10 \sim 30 \mu\text{m}$ 之间,平均晶粒尺寸约为 $21.27 \mu\text{m}$,脱碳退火后织构分布较为集中,主要有 $\{111\} <112>$ 、 $\{111\} <121>$ 、 $\{111\} <132>$ 等织构。

(4) 950°C 以前样品未发生二次再结晶,温度升高至 1000°C 时二次再结晶开始, 1010°C 时高斯晶粒进一步长大,Goss 织构强度达到了 61.779。成品磁感达到 1.915 T,铁损为 $1.067 \text{ W} \cdot \text{kg}^{-1}$ 。

参 考 文 献

- [1] Xia Z S, Kang Y L, Wang Q L. Developments in the production of grain-oriented electrical steel. *J Magn Magn Mater*, 2008, 320 (23): 3229
- [2] Yan M Q, Qian H, Yan P, et al. Behaviors of brass texture and its influence on Goss texture in grain oriented electrical steels. *Acta Metall Sin*, 2012, 48(1): 16
(颜孟奇, 钱浩, 杨平, 等. 电工钢中黄铜织构行为及其对 Goss 织构的影响. 金属学报, 2012, 48(1): 16)
- [3] He Z Z, Zhao Y, Luo H W. *Electrical Steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2012
(何忠治, 赵宇, 罗海文. 电工钢. 北京: 冶金工业出版社, 2012)
- [4] Dorner D, Zaefferer S, Raabe D. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3% Si single crystal. *Acta Mater*, 2007, 55(7): 2519
- [5] Hu S L, Tian W H, Zhou D L, et al. Quantitative analysis of texture of electroformed shaped charge liner by electron backscatter diffraction. *Ordinance Mater Sci Eng*, 2000, 23(3): 31
(胡士廉, 田文怀, 周登陵, 等. 电子背散射衍射对电铸药型罩织构的定量分析. 兵器材料科学与工程, 2000, 23(3): 31)
- [6] Yang X Y, Zhu Y K, Zhang L. Quantitative studies of the microstructure of hot deformed magnesium alloy. *Chin J Mater Res*, 2010, 24(2): 169
(杨续跃, 朱亚坤, 张雷. 热变形镁合金退火显微组织的定量研究. 材料研究学报, 2010, 24(2): 169)
- [7] Kong X Y, Li J, Yu C C, et al. Quantitative analysis of texture evolution in cross-rolled 3105 aluminum alloy. *Chin J Nonferrous Met*, 2009, 19(11): 1917
(孔祥宇, 李敬, 于翠翠, 等. 横轧 3105 铝合金织构演变的定量分析. 中国有色金属学报, 2009, 19(11): 1917)
- [8] Fu B, Xiang L, Qiu S T, et al. Research status and technological analysis of producing high magnetic induction grain-oriented silicon steel by thin slab casting and rolling process. *Mater Rev*, 2013, 27(7): 110
(付兵, 项利, 仇圣桃, 等. 薄板坯连铸连轧流程生产高磁取向硅钢的研究现状与技术分析. 材料导报, 2013, 27(7): 110)
- [9] Qiu S T, Xiang L, Yue E B, et al. Technology analysis of producing grain oriented silicon steel by thin slab casting and rolling process. *Iron Steel*, 2008, 43(9): 1
(仇圣桃, 项利, 岳尔斌, 等. 薄板坯连铸连轧流程生产取向硅钢技术分析. 钢铁, 2008, 43(9): 1)
- [10] Böttcher A, Lücke K. Influence of subsurface layers on texture and microstructure development in RGO electrical steel. *Acta Metall Mater*, 1993, 41(8): 2503
- [11] Böttcher A, Hastenrath M, Bölling F. The role of subsurface layers for Goss-texture development in RGO-electrical steel. *J Magn Magn Mater*, 1992, 112(1-3): 165
- [12] Kopernikus S. Rolling and recrystallization textures in iron-3% silicon. *Textures Microstruct*, 1989, 11: 171
- [13] Mishra S, Därmann C, Lücke K. New information on texture development in regular and high-permeability grain-oriented silicon steels. *Metall Trans A*, 1986, 17(8): 1301