

中温含铜取向硅钢的形变和再结晶组织特征

刘恭涛, 李海蛟, 杨平[✉], 毛卫民

北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

✉ 通信作者, E-mail: yangp@mater.ustb.edu.cn

摘 要 通过对比中温含铜取向硅钢与普通取向硅钢和高磁感取向硅钢的组织 and 织构特征, 分析中温含铜取向硅钢独特的组织演变规律及其对二次再结晶行为的影响。结果表明, 为了获得有利于高斯晶粒长大的强 γ 取向线织构, 中温含铜钢需经过回复退火处理和高温退火阶段慢速升温。回复过程中 γ 取向线晶粒储能降低, 同时慢速升温有利于 γ 取向线晶粒的形核和再结晶。中温含铜钢的二次再结晶开始温度超过 1000 °C, 由于初次再结晶晶粒组织以 γ 织构为主且非 γ 取向线晶粒较少, 导致最终二次晶粒尺寸超大且晶界圆滑, 二次再结晶机理以择优长大为主导, 超大的二次晶粒尺寸导致最终成品的铁损升高, 但通过激光刻痕处理后, 整体铁损的降低效果比二次晶粒较小的高磁感取向硅钢更加显著。

关键词 硅钢; 织构; 形变; 再结晶; 激光刻痕

分类号 TG142.77

Deformation and recrystallization texture features of medium temperature reheated grain oriented silicon steel containing copper

LIU Gong-tao, LI Hai-jiao, YANG Ping[✉], MAO Wei-min

School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉ Corresponding author, E-mail: yangp@mater.ustb.edu.cn

ABSTRACT The unique texture evolution and secondary recrystallization behavior of medium temperature reheated grain oriented silicon steel containing copper were analyzed by comparison with those of conventional grain oriented silicon steel and high permeability silicon steel. The results show that to obtain a stronger γ -fiber primary recrystallization texture, which can be easily consumed by Goss grains, recovery annealing and slow heating rate of high temperature annealing are necessary. During the high temperature annealing stage, the strong γ -fiber primary recrystallization texture shows the effects of decreasing the stored energy caused by recovery annealing and increasing the nucleation rate of γ -fiber grains with slow heating rate. The onset temperature of secondary recrystallization exceeding 1000 °C and the strong γ -fiber primary recrystallization texture with less non- γ -fiber oriented grains indicate that the secondary recrystallization behavior is dominated by preferred grain growth. As a result, very huge secondary recrystallization grains with smooth boundaries are obtained. The iron loss is increased due to huge secondary grain size characterized in medium temperature reheated grain oriented silicon steel final products, but can be reduced significantly by magnetic domain refinement using laser scribing, compared with that of high permeability grain oriented silicon steel with small secondary grain size.

KEY WORDS silicon steel; texture; deformation; recrystallization; laser scribing

传统取向硅钢包括普通取向硅钢 (CGO) 和高磁感取向硅钢 (Hi-B)。为了稳定地获得诱导发生二次再结晶所需的抑制剂, 板坯加热温度往往超过 1350 °C

以使铸坯中 MnS 或 AlN 充分固溶, 在随后的热轧和常化阶段细小、均匀和弥散地析出。随着节能环保和紧凑化生产趋势的要求^[1], 新型低温板坯加热取向硅钢

得到广泛的研究与开发应用。一方面,在高磁感取向硅钢的基础上发展了获得抑制剂低温板坯加热取向硅钢^[2]。另一方面,在普通取向硅钢的基础上发展了固有抑制剂中温板坯加热含铜取向硅钢^[3]。这两种类型取向硅钢在制备薄规格成品时均能获得优良的磁感值。很明显,板坯加热温度不同,后续的工艺流程必然需要做一系列调整以获得完善的二次再结晶组织和锋锐的 Goss 组织。因此中低温板坯加热取向硅钢的形变和再结晶组织演变及二次再结晶行为必然不同于传统高温板坯加热取向硅钢。工业生产出于保护商业利益的需要,对中低温板坯加热取向硅钢的组织控制要点鲜有报道。

本文研究中温板坯加热含铜取向硅钢的形变和再结晶行为。中温含铜钢在热轧阶段可以析出大量的含铜硫化物粒子,因此取消常化工艺,导致热轧形变和冷轧形变的叠加,从而对后续的冷轧和再结晶组织演变产生一系列影响。同时,为了进一步简化生产流程,初次再结晶退火与最终高温退火合并,并引入了回复处理。中温含铜取向硅钢特有的工艺流程使得其形变和再结晶组织及组织的控制思路和演变方式均不同于传统高温板坯加热的普通取向硅钢和高磁感取向硅钢。因此本文通过电子背散射衍射技术研究中温含铜取向硅钢的形变和再结晶组织演变规律,分析取消常化和回复处理对形变和再结晶组织的影响。通过对比高温和中温取向硅钢的组织特征,分析中温含铜钢的二次再结晶行为。最后,为了进一步降低铁损,研究并分析激光刻痕对中温含铜取向硅钢成品最终磁性能的影响。

1 实验材料和方法

以中温板坯加热含铜取向硅钢热轧板为原材料,原始厚度为 2.3 mm,主要成分(质量分数)为 Si 3.04%, Mn 0.21%, S 0.0054%, Al 0.021%, N 0.01%, Cu 0.53%。热轧板经酸洗后在实验室轧机上第 1 次冷轧至 0.63 mm,随后在湿的氮氢混合气氛中保温 10 min 完成中间脱碳退火,然后第 2 次冷轧至 0.27 mm,所有试样裁剪成 30 mm × 300 mm 标准试样以便于测量磁性能。最终冷轧板经 550 °C 保温 2 min 回复处理后,涂覆以氧化镁为主要成分的退火隔离剂并烘干入炉高温退火,高温退火时采用 75% H₂ + 25% N₂ 作为保护气氛,在 400 ~ 700 °C 区间以 80 °C · h⁻¹ 的速度升温,700 °C 以上升温速度改为 25 °C · h⁻¹,升温至 1200 °C 后换为纯氢气保温大于 10 h 完成净化过程。为研究激光刻痕细化磁畴的作用,对高温退火后的中温含铜钢和高磁感取向硅钢分别采用相同的参数进行激光刻痕处理,刻痕参数为 12 A、3500 Hz 和 200 mm · s⁻¹,刻痕间距为 6 mm。

为确定中温含铜取向硅钢的二次再结晶开始温度,在高温退火的不同温度节点中断抽出样品以检测晶粒组织和微区取向(中断抽出温度分别为 850、900、950、1000 和 1050 °C)。高温退火后,在 NIM-2000E 型硅钢片磁性测量仪上进行磁性能测量,表征取向硅钢磁性能的参量为磁感值 B_8 和铁损值 $P_{1.7}$ 。使用 HKL Channel5 EBSD 系统采集并分析冷轧及再结晶样品的微区取向和组织,运用金相显微镜观察中断抽出样品的金相组织并统计平均晶粒截距,高温退火后单片样品经磨光去除表面硅酸镁底层,使用 20% 硝酸乙醇溶液侵蚀出二次晶粒组织并用相机拍照,使用 Textools 软件和组织数据计算中温含铜钢初次再结晶组织中各取向晶粒的晶界特征分布。

2 实验结果

2.1 冷轧及回复过程中的组织演变

热轧板经 73% 的压下率第 1 次冷轧后的取向分布和组织如图 1(a) 和 (e) 所示。带状分布的冷轧组织绕 RD // <110> 轴旋转形成强 α 线组织和弱 γ 线组织,从样品的表层至中心层,旋转立方取向、{112} <110>、{111} <110> 等组织组分占据主导,这种组织特征的形成是由于冷轧和热轧形变量叠加形成超过 99% 的超大形变量,同时热轧组织中大多数晶粒平行与轧向导致晶界间交互作用减弱^[4],形成以旋转立方组织为主的 α 取向线组织。锋锐的 α 线组织会使得中间脱碳退火后 {111} <112> 取向晶粒形核数不足,再结晶组织以 15° 旋转立方、{001} <110>、{411} <148>、{111} <112> 等组织为主,整体密度水平较弱,如图 1(f) 所示。此外,可以观察到次表层区域分布的高斯晶粒(图 1(b))。这些高斯晶粒经第 2 次冷轧和再结晶后得以保留。

如图 1(g) 和 (h) 所示,经 57% 压下率第 2 次冷轧后形成了较强的 α 和 γ 线组织,而回复退火后 γ 线组织进一步增强。这是由于存储能存在着各向异性,回复过程中位错的重新排列和对消促进形变组织向 γ 线的旋转^[5],提高了 γ 线组织强度。

2.2 初次再结晶组织特征

三种不同类型取向硅钢的初次再结晶组织如图 2 所示。其中普通取向硅钢和高磁感取向硅钢的初次再结晶组织为 X 射线衍射测量数据,中温含铜取向硅钢的初次再结晶组织为电子背散射衍射测量数据,中温含铜钢初次再结晶样品为高温退火升温至 850 °C 中断试样。普通取向硅钢的初次再结晶组织以 γ 线组织和立方组织为主,高磁感取向硅钢的初次再结晶组织以 {111} <112> 和 {100} <031> 组织为主^[6]。中温含铜钢的初次再结晶组织则表现为较漫散的强 γ 线组织,经回复退火后再结晶组织强度进一步增强。对中

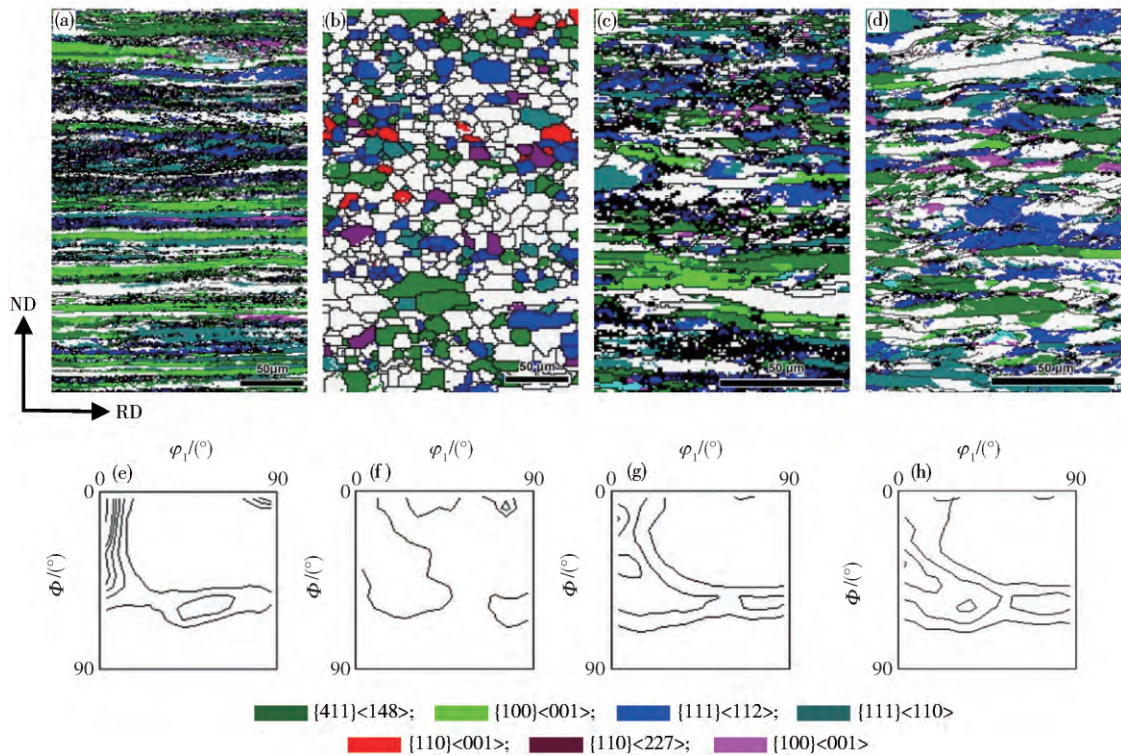


图1 中温含铜取向硅钢的形变和再结晶组织取向成像图和 $\varphi_2 = 45^\circ$ 截面图(密度水平: 2 4 6 8 10 12 14 16 18 20)。(a, e) 第1次冷轧板; (b, f) 中间脱碳退火板; (c, g) 第2次冷轧板; (d, h) 回复退火板

Fig. 1 Orientation image maps and ODFs at the $\varphi_2 = 45^\circ$ section of medium temperature reheated grain oriented silicon steel containing copper after deformation and recrystallization (level: 2 4 6 8 10 12 14 16 18 20): (a, e) first-stage cold rolled sample; (b, f) intermediate annealed sample; (c, g) second-stage cold rolled sample; (d, h) recovery annealed sample

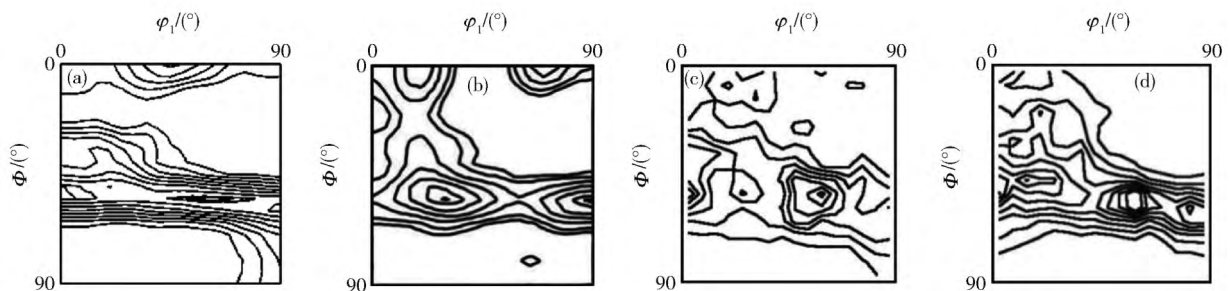


图2 不同类型取向硅钢初次再结晶组织的 $\varphi_2 = 45^\circ$ ODF 截面图(密度水平: 1 2 3 4 5 6 7 8)。(a) 普通取向硅钢^[9]; (b) 高磁感取向硅钢^[10]; (c) 中温含铜钢未回复退火试样; (d) 中温含铜钢回复退火试样

Fig. 2 ODFs at the $\varphi_2 = 45^\circ$ section of primary recrystallization specimens measured from different grain oriented silicon steels (level: 1 2 3 4 5 6 7 8): (a) CGO; (b) Hi-B; (c) medium temperature reheated grain oriented silicon steel without recovery annealing; (d) medium temperature reheated grain oriented silicon steel with recovery annealing

温含铜取向硅钢的组织演变研究表明,由于取消常化和超大形变量的作用,中间退火样品中的 γ 线组织很弱(图1(f)),因此为了获得强 γ 线初次再结晶组织,必须增加回复退火并在高温退火阶段慢速升温。回复退火降低形变组织的储存能,增强 $\{111\}$ 取向晶粒的形核优势^[7],而高温退火慢速升温提高 $\{111\}$ 取向晶粒的长大速度^[8]。此外,中温含铜钢热轧阶段析出的大量第二相粒子为 $\{111\}$ 取向晶粒提供更多的再结晶形核地点。综上所述,在回复处理、慢速升温 and 粒子增

多三者共同作用下,促进 $\{111\}$ 取向晶粒的形核和再结晶,提高了初次再结晶组织中 γ 线组织的强度。然而,中温含铜钢的第2次冷轧压下率为57%,虽然稍高于普通取向硅钢但低于高磁感取向硅钢,其初次再结晶组织中Goss种子的锋锐度低于高磁感取向硅钢。

取向硅钢的初次再结晶组织对二次再结晶行为有决定性的影响。初次再结晶组织中锋锐的 γ 线取向晶粒与Goss晶粒之间为高迁移率的晶界关系,二

次再结晶过程中位向准确的 Goss 晶粒可以充分长大. 另外一些取向晶粒, 如立方和 $\{100\} \langle 031 \rangle$ 由于与 Goss 晶粒之间为低迁移率的晶界关系, 最终阻碍 Goss 晶粒的异常长大. 所以, 二次再结晶阶段, 含铜取向硅钢的初次再结晶组织主要以 γ 线织构为主, Goss 晶粒得以很容易的充分长大; 而普通取向硅钢的初次再结晶组织中存在立方织构, 高磁感取向硅钢的初次再结晶组织中存在 $\{100\} \langle 031 \rangle$ 织构, 两种类型的取向硅钢的二次晶粒组织均表现为尺寸较小且晶界粗糙.

2.3 二次再结晶机理及特征

通常认为更高的二次再结晶温度和更加锋锐的 γ 取向线初次再结晶组织有利于 Goss 晶粒的选择性异常长大^[11]. 普通取向硅钢的二次再结晶温度在 900 °C 左右, 而高磁感取向硅钢的二次再结晶温度在 975 °C 左右^[12]. 在本研究中, 1000 °C 和 1050 °C 中断抽出试样

的组织取向如图 3(a) 和 (b) 所示, 说明中温含铜取向硅钢的二次再结晶温度在 1000 ~ 1050 °C. 高磁感取向硅钢的初次再结晶约为 9 ~ 10 μm 且抑制力最强^[10], 回复退火处理后, 中温含铜钢的初次再结晶尺寸约为 16 μm 且抑制力弱于高磁感取向硅钢, 二次再结晶的驱动力和抑制力均减弱, 因此中温含铜钢的二次再结晶温度升高, 最终成品的磁性能为 $B_8 = 1.883 \text{ T}$, $P_{1.7} = 1.316 \text{ W} \cdot \text{kg}^{-1}$. 不同于其他两种传统取向硅钢, 中温含铜钢的二次晶粒尺寸超大 (30 ~ 70 mm) 且晶界圆滑 (如图 3(c) 所示), 而高磁感取向硅钢的二次晶粒尺寸较小 (10 ~ 20 mm) 且晶界粗糙^[13]. 强 γ 线和很弱的非 γ 线初次再结晶织构为 Goss 晶粒能够充分长大提供有利的取向环境, 较高的二次再结晶温度为 Goss 晶粒的快速长大提供动力学条件, 较高的二次再结晶温度和未经冷轧时效处理形成了最终圆滑的晶界形貌^[13].

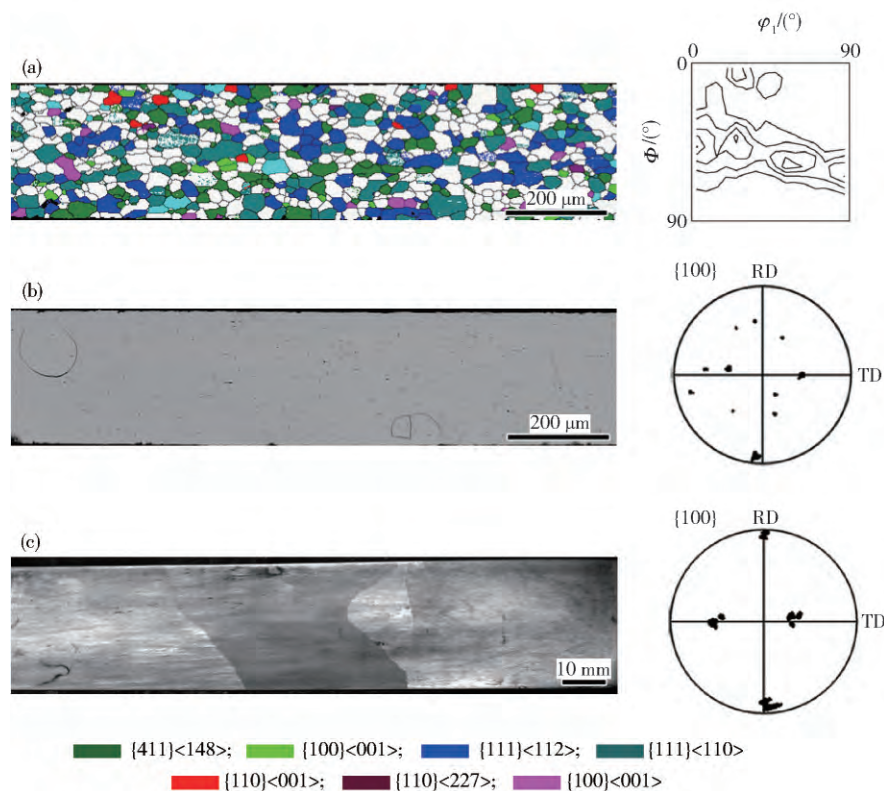


图3 中断和最终退火样品的组织和取向(密度水平: 2 4 6 8 10 12 14 16 18 20). (a) 1000 °C中断试样的取向成像图和 $\varphi_2 = 45^\circ$ ODF 截面图; (b) 1050 °C中断试样的金相组织和及其在 $\{100\}$ 极图上的取向分布; (c) 二次再结晶后的宏观晶粒组织及其在 $\{100\}$ 极图上的取向分布

Fig. 3 Microstructures and orientations of interrupted and final annealing specimens (level: 2 4 6 8 10 12 14 16 18 20): (a) orientation image map and ODF at the $\varphi_2 = 45^\circ$ section of the recrystallized specimen extracted at 1000 °C; (b) optic image and orientation in the $\{100\}$ pole figure of the specimen extracted at 1050 °C; (c) optic image and orientation in the $\{100\}$ pole figure of the specimen after final annealing

中温含铜钢二次再结晶过程中正在长大的二次晶粒如图4所示. 位向很正的 Goss 晶粒在长大过程中更容易吞并尺寸较小的晶粒, 从而在二次晶粒生长前沿之后留下了一系列尺寸大于 50 μm 的岛状晶粒和半

岛晶粒. 这些残留下来的尺寸较大的初次再结晶晶粒大多为 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 和 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 取向, 受退火气氛的影响, 带钢表层区域抑制剂粒子在二次再结晶过程中快速熟化和分解, 对晶粒长大的钉扎力减弱, 表层

晶粒更容易发生长大,在如图 3(b) 所示的二次再结晶中断试样中同样可以观察到样品表层残留的尺寸较大的初次晶粒.除了尺寸较大的初次晶粒外,并未观察

到立方或 $\{100\} \langle 031 \rangle$ 等取向晶粒阻碍二次晶粒的异常长大.从初次再结晶组织特征角度来看,中温含铜钢的 γ 线织构有利于 Goss 晶粒的充分长大.

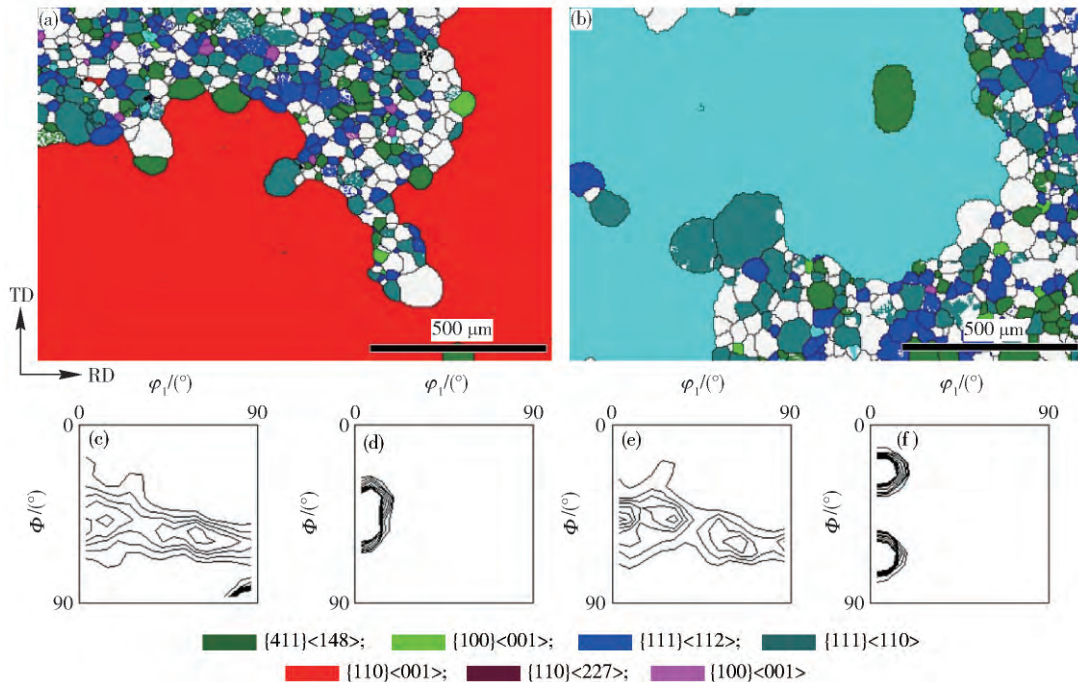


图 4 中温取向硅钢中断试样中正在长大的二次晶粒及其取向(密度水平: 2 4 6 8 10 12 14 16 18 20). (a, c, d) Goss 晶粒的取向成像图和 $\varphi_2 = 45^\circ$, $\varphi_2 = 0^\circ$ ODF 截面图; (b, e, f) $\{210\} \langle 001 \rangle$ 晶粒的取向成像图和 $\varphi_2 = 45^\circ$, $\varphi_2 = 0^\circ$ ODF 截面图

Fig. 4 Secondary grains observed from specimens using interrupting experiment during secondary recrystallization annealing (level: 2 4 6 8 10 12 14 16 18 20): (a, c, d) orientation image map of Goss grains and ODFs at the $\varphi_2 = 45^\circ$ and $\varphi_2 = 0^\circ$ sections; (b, e, f) orientation image map of $\{210\} \langle 001 \rangle$ grains and ODFs at the $\varphi_2 = 45^\circ$ and $\varphi_2 = 0^\circ$ sections

对二次晶粒的取向分析表明,中温含铜钢的二次再结晶组织主要为 Goss 和 $\{110\} \langle 227 \rangle$ 两种组分,此外还可以发现极个别 $\{210\} \langle 001 \rangle$ 取向的二次再结晶晶粒(如图 4(b) 所示). $\{110\} \langle 227 \rangle$ 取向晶粒由于与 Goss 晶粒拥有相似的晶界特征分布从而也能够发生异常长大.中温含铜钢初次再结晶组织中不同取向晶粒的晶界特征分布如图 5 所示.图中 $\{110\} \langle 227 \rangle$ 晶粒和 Goss 晶粒在 $20^\circ \sim 45^\circ$ 范围内的晶界分布频率明显高于用曲线表示的随机晶界分布频率,同时两者的 $\{110\}$ 面都具有低表面能优势,二次再结晶过程中为相互竞争的关系.中温含铜钢中 Goss 和 $\{110\} \langle 227 \rangle$ 取向晶粒 $20^\circ \sim 45^\circ$ 高能晶界的分布频率高于随机晶界说明它们的择优长大行为是依靠高能晶界的高迁移率实现的.然而,由图 5 可以看出 $\{210\} \langle 001 \rangle$ 取向晶粒的晶界分布与随机晶粒晶界分布一致,其异常长大行为并不能用高能晶界理论解释. Chen 等^[14]通过研究普通取向硅钢的二次再结晶行为时发现 η 取向线织构在二次再结晶初期形成, Wang 等^[15]认为 $\{210\} \langle 001 \rangle$ 来源于初次再结晶组织次表层区域,并且 $\{210\} \langle 001 \rangle$ 晶粒比 Goss 种子更多,同时其晶界特征

分布与 Goss 晶粒接近,因此能够发生二次再结晶.对本文研究的中温含铜钢而言,即使初次再结晶后 $\{210\} \langle 001 \rangle$ 取向晶粒比 Goss 晶粒多,但最终成品中二次晶粒主要为 Goss 和 $\{110\} \langle 227 \rangle$ 取向.这说明与 Goss 晶粒相比 $\{210\} \langle 001 \rangle$ 晶粒即使数量占据优势,但在二次再结晶过程中真正能够发生异常长大的几率大大小于 Goss 晶粒,产生这种差异的原因在于两种取向晶粒与基体晶粒之间的高能晶界分布频率不同. $\{210\} \langle 001 \rangle$ 取向晶粒拥有平行于轧向的易磁化轴 $\langle 001 \rangle$,因此异常长大后依然对最终成品的磁性有利.

2.4 激光刻痕对含铜取向硅钢磁性能的影响

通常来说,中温含铜取向硅钢由于二次晶粒超大,其 180° 畴壁间距增大,移动速度加快,导致反常损耗增加.这也是中温含铜钢磁感接近高磁感取向硅钢而铁损却较高的原因.对取向硅钢二次晶粒尺寸与磁畴细化效果的研究表明,经激光刻痕后较大的二次晶粒表现出更加明显的磁畴细化效果,磁畴细化率和铁损降低率(铁损降低值与原铁损的比值)更高.这是因为尺寸较大的二次晶粒单位面积内晶界较少,在大晶粒

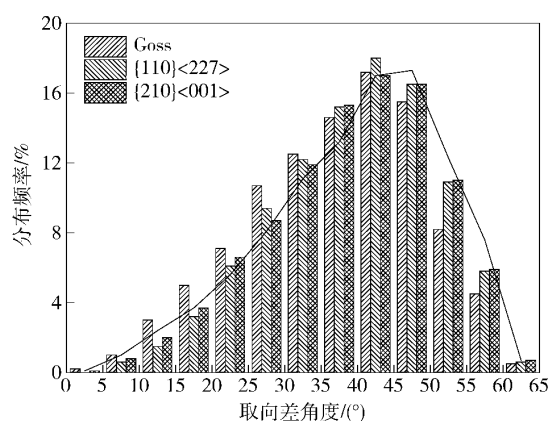


图5 中温含铜钢初次再结晶组织中不同取向晶粒及随机晶界的晶界特征分布

Fig. 5 Grain boundary character distribution of arbitrary orientations and random grain boundaries in primary recrystallization specimens of medium temperature reheated grain oriented silicon steel

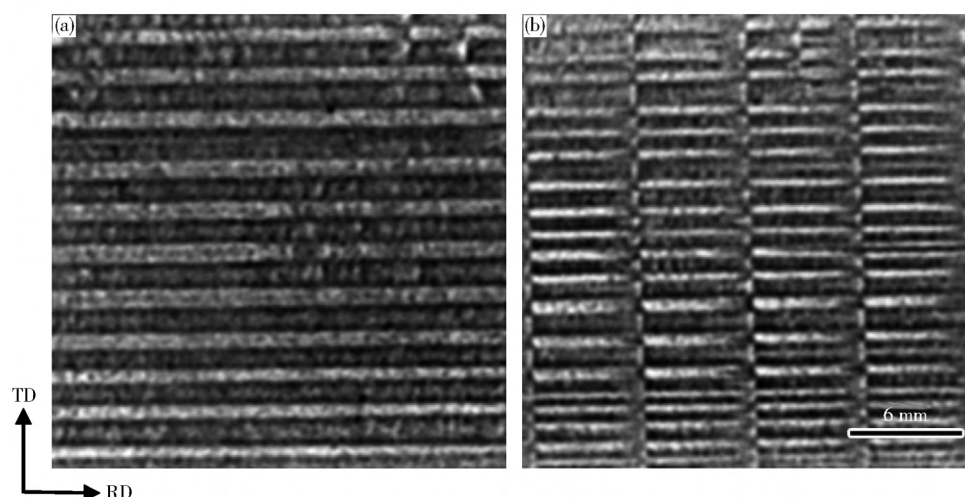


图6 中温含铜钢经激光刻痕前后的磁畴照片。(a) 刻痕前; (b) 刻痕后

Fig. 6 Magnetic domains of medium temperature reheated grain oriented silicon steel: (a) initial; (b) after laser scribing

表1 高磁感取向硅钢和中温含铜钢的磁畴细化效果

Table 1 Magnetic domain refining effect in Hi-B and medium temperature reheated grain oriented silicon steel

取向硅钢	平均晶粒尺寸/mm	刻痕前铁损/($\text{W} \cdot \text{kg}^{-1}$)	刻痕后铁损/($\text{W} \cdot \text{kg}^{-1}$)	铁损降低率/%	磁畴细化率/%
高磁感取向硅	14.3	1.149	1.105	8.53	9~14
中温含铜钢	65.8	1.197	0.861	28.10	13~41

见,利用中温含铜钢二次晶粒超大这一特点,引入激光刻痕等磁畴细化手段,可以达到提高最终成品磁性能的目的。

3 讨论

前人的研究表明,取向硅钢中添加微量的Cu会促进热轧阶段析出大量的 Cu_2S 、 MnS 或 $(\text{Cu}, \text{Mn})\text{S}$ ^[16-17]。中温含铜钢添加约0.5% Cu,在热轧阶段可

内部,更多的刻痕线远离晶界,经激光刻痕后,闭合畴沿轧向长大时受到晶界阻碍作用的几率减少,新形成的闭合畴更容易贯穿刻痕线两端,最终的磁畴得到充分的细化。观察中温含铜钢经激光刻痕前后的磁畴组织如图6所示。不同初始二次晶粒尺寸的取向硅钢经激光刻痕后的磁畴细化效果和铁损降低率如表1所示。在0.23 mm厚度规格中温含铜取向硅钢成品板中,平均晶粒尺寸超过65 mm,经激光刻痕后,铁损降低约 $0.34 \text{ W} \cdot \text{kg}^{-1}$;而在高磁感取向硅钢中,平均晶粒尺寸为14.3 mm,激光刻痕后铁损降低约 $0.04 \text{ W} \cdot \text{kg}^{-1}$ 。前者的磁畴细化率为13%~41%,后者的磁畴细化率为9%~14%。

即使二次晶粒尺寸过大会造成磁畴壁间距增大,铁损升高,但经激光刻痕后,中温含铜钢的铁损可以极大的降低($0.861 \text{ W} \cdot \text{kg}^{-1}$)。经过磁畴细化处理后中温含铜钢的铁损值大大低于高磁感取向硅钢。由此可

以析出大量细小的 Cu_2S 、 AlN 等析出物,热轧阶段足够的抑制剂为取消常化提供了条件。中温含铜取向硅钢中这种热轧冷轧压下率相叠加的特殊工艺造成锋锐的 α 线冷轧织构,在这种特殊的形变条件下,弱晶界交互作用是强冷轧织构形成的主要原因。而在 α 线织构的形变组织中,由于再结晶形核地点较少,减弱了中间退火后的再结晶织构强度。这种弱再结晶织构特征经过第2次冷轧和再结晶后同样会延续下来,而初次再结

晶结构增强是提高二次再结晶中 Goss 织构锋锐度的关键条件. 因此, 提高初次再结晶织构强度, 尤其是 γ 线织构的强度, 是中温含铜取向硅钢初次再结晶织构控制的关键. 在本实验中采用回复退火处理和高温退火慢速升温, 通过提高冷轧织构强度、提高 $\{111\}$ 取向晶粒的形核优势和长大速度, 达到形成锋锐 γ 线再结晶织构的目的.

从初次再结晶组织、织构和抑制剂对二次再结晶行为的影响来看, 冷轧和初次再结晶阶段决定了二次再结晶种子的取向和分布密度, 抑制剂和初次再结晶尺寸分别决定了二次再结晶的抑制力和驱动力, 进而确立了二次再结晶的温度范围. Chen 等^[14]的研究证明二次再结晶开始阶段能够发生异常长大的晶粒为 η 取向线织构, 后期不同取向的二次晶粒在长大阶段的竞争中形成最终的二次再结晶织构, 而在二次晶粒的长大阶段, 不同二次晶粒长大的取向环境(也就是初次再结晶织构)会对最终的二次晶粒锋锐度和形貌产生不同的影响. 对比三种不同类型取向硅钢的初次再结晶织构特征, 中温含铜取向硅钢的 γ 线织构强于普通取向硅钢, 同时不利于 Goss 晶粒长大的立方织构和 $\{100\} <031>$ 织构很弱, 二次再结晶温度超过 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, 因此二次晶粒具有快速长大的取向环境和动力学温度环境, 形成最终圆滑且尺寸超大的二次再结晶组织. 超大的二次晶粒组织进一步证明在二次再结晶后期, 择优长大机理发挥主要作用, 择优长大是依靠高能晶界的高迁移率实现的, 最终形成锋锐的 Goss 织构; 但超大尺寸的二次晶粒也会造成成品中磁畴粗大, 铁损升高, 且中温含铜钢的 Goss 取向度低于高磁感取向硅钢, 导致最终的磁性能低于高磁感取向硅钢. 对比研究中温含铜钢和高磁感取向硅钢的磁畴细化效果可以证明, 二次晶粒尺寸较大的中温含铜钢经激光刻痕细化磁畴效果更为显著, 因此可以充分利用中温含铜钢的二次晶粒特征, 达到有效降低最终成品铁损的目的.

4 结论

(1) 中温含铜钢取消常化, 其织构演变规律不同于传统高温普通取向硅钢和高磁感取向硅钢. 第1次冷轧阶段, 由于弱晶界交互作用形成锋锐的 α 线冷轧织构. 需要采用回复退火和最终退火慢速升温的方式获得锋锐的 γ 线初次再结晶织构, 而强 γ 线和很弱的非 γ 线织构以及较高的二次再结晶开始温度决定了中温含铜钢的二次再结晶机理以择优长大为主, 最终的二次晶粒超大且边界圆滑.

(2) 回复处理降低了形变组织的储存能, γ 线织构晶粒获得再结晶形核优势, 同时最终退火慢速升温过程提高了 γ 线织构晶粒的再结晶长大速度, 在两者

的共同作用下, 确保中温含铜钢形成锋锐的 γ 线初次再结晶织构, 有利于二次再结晶过程中 Goss 晶粒的选择性长大.

(3) 中温含铜钢由于采用两次冷轧法, 最终高斯晶粒的取向度低于高磁感取向硅钢, 并且超大的二次晶粒增加铁损值, 成品的磁性能低于高磁感取向硅钢. 但是, 超大的二次晶粒经激光刻痕后磁畴细化效果更加明显, 铁损降低率提高. 因此更适合采用激光刻痕等手段来有效降低铁损.

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: 3229
- [2] Liao C C, Hou C K. Effect of nitriding time on secondary recrystallization behaviors and magnetic properties of grain-oriented electrical steel. *J Magn Magn Mater*, 2010, 322: 434
- [3] Dong A F, Zhang W K. Analysis on process and technology of grain oriented silicon steel and development trend. *Spec Steel*, 2013, 34(5): 20
(董爱锋, 张文康. 取向硅钢生产工艺技术分析和发展趋势. 特殊钢, 2013, 34(5): 20)
- [4] Shao Y Y, Yang P, Mao W M. Analysis on grain boundary effects of columnar grained electrical steel. *Acta Metall Sin*, 2014, 50(3): 259
(邵媛媛, 杨平, 毛卫民. 电工钢柱状晶热、冷轧时晶界作用分析. 金属学报, 2014, 50(3): 259)
- [5] Li C Y, Ye Y P, Hu S T, et al. Effect of Nb content on texture after annealing at $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ in cold-roll strip of grain-oriented electrical steel. *Electr Eng Mater*, 2009, 3: 18
(李长一, 叶影萍, 胡守天, 等. 铌对取向电工钢冷轧板 $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火织构的影响. 电工材料, 2009, 3: 18)
- [6] Yan M Q, Qian H, Yang 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)
- [7] Ray R K, Jonas J J, Hook R E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *Int Mater Rev*, 1994, 39(4): 129
- [8] Park J Y, Han K S, Woo J S, et al. Influence of primary annealing condition on texture development in grain oriented electrical steels. *Acta Mater*, 2002, 50: 1825
- [9] Wang B C. *Processing Techniques and Coating of Low Temperature Rolling Grain Oriented Silicon Steel* [Dissertation]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2009
(王宝川. 低温加热普通取向硅钢的制备工艺及涂层的研究 [学位论文]. 北京: 北京科技大学, 2009)
- [10] Yan M Q, Qian H, Yang P, et al. Analysis of micro-texture dur-

- ing secondary recrystallization in a Hi-B electrical steel. *J Mater Sci Technol*, 2011, 27(11): 1065
- [11] Hayakawa Y, Szpunar J A. The role of grain boundary character distribution in secondary recrystallization of electrical steels. *Acta Mater*, 1997, 45(3): 1285
- [12] Kumano T, Ushigami Y. Grain boundary characteristics of isolated grains in conventional grain oriented silicon steel. *ISIJ Int*, 2007, 47(6): 890
- [13] Park H K, Park C S, Na T W, et al. Irregular or smooth grain boundaries evolved after secondary recrystallization of Fe-3% Si steel. *Mater Trans*, 2012, 53(4): 658
- [14] Chen N, Zaefferer S, Lahn L, et al. Effects of topology on abnormal grain growth in silicon steel. *Acta Mater*, 2003, 51: 1755
- [15] Wang Y, Xu Y B, Zhang Y X, et al. On abnormal growth of {210} <001> grain in grain-oriented silicon steel. *Mater Res Bull*, 2015, 69: 138
- [16] Cui F E, Yang P, Mao W M. Behaviors of different inhibitors during secondary recrystallization of a grain-oriented silicon steel. *Int J Miner Metall Mater*, 2011, 18(3): 314
- [17] Liu Z Z, Kuwabara M, Iwata Y. Isothermal precipitation behavior of copper sulfide in ultra low carbon steel. *ISIJ Int*, 2007, 47(11): 1672