

# BH-IF 钢超快速加热退火工艺

徐德超<sup>1</sup>, 李俊<sup>1,2</sup>, 孟庆格<sup>2</sup>, 刘沿东<sup>1</sup>

(1. 东北大学 材料与冶金学院, 辽宁 沈阳 110819; 2. 宝钢集团中央研究院, 上海 201900)

**摘 要:** 研究了不同退火条件对 BH-IF 钢组织和组织演变及性能的影响. 结果表明: 随着加热速率的增加, BH-IF 钢晶粒得到细化, 但并不明显, 强度和延伸率提高, 再结晶组织仍为典型的管状  $\gamma$  组织; 在超快速加热速率条件下, XRD 组织分析显示 BH-IF 钢  $\gamma$  取向纤维组织组分及强度差异缩小, 各组分更趋均匀. 随保温时间增加,  $\gamma$  取向纤维组织强度增加, 因而由其决定的  $r$  值(塑性应变比)增加. 在超快速加热速率条件下, 试样平行于轧向的  $r_0$  降低, 而垂直于轧向的  $r_{90}$  增加, 其均值  $r_m$  无明显变化.

**关 键 词:** BH-IF 钢; 加热速率; 塑性应变比; 再结晶组织; XRD

中图分类号: TG 142

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2014)10-1412-05

## Ultra-rapid Heating Annealing Process of BH-IF Steel

XU De-chao<sup>1</sup>, LI Jun<sup>1,2</sup>, MENG Qing-ge<sup>2</sup>, LIU Yan-dong<sup>1</sup>

(1. School of Materials & Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Central Research Institute of Baosteel, Shanghai 201900, China. Corresponding author: MENG Qing-ge, E-mail: dechaobaosteel@foxmail.com.)

**Abstract:** The recrystallization texture evolution and mechanical properties of cold-rolled BH (bake-hardening)-IF (interstitial free) steel were investigated under different annealing parameters. The results indicated that the tensile strength and the elongation increase with increasing heating rate. In the fully recrystallized condition, the ultra-rapid heating gives rise to substantially refined structures with an unobvious reduction of average ferrite grain size. Under the condition of ultra-rapid heating rate, XRD texture analysis showed that the difference in  $\gamma$  texture components and orientation intensity of BH-IF steel get narrow and the  $\gamma$  texture becomes more homogenous. The strong  $\gamma$  texture is obtained simultaneously for both rapid and normal heating rate. The intensity of  $\{111\}$  texture increases with increasing holding time, so the  $r$  value increases. Under the ultra-rapid heating rate, the  $r_0$  value decreases and the  $r_{90}$  increases, while the  $r_m$  (average) remains almost unchanged.

**Key words:** BH-IF steel; heating rate; plastic strain ratio; recrystallization texture; XRD

超低碳烘烤硬化(ULC-BH)钢板因加入 Nb, Ti 合金元素固定 C, N 间隙原子, 因而兼具 IF (无间隙原子) 钢优势, 称作 BH-IF 钢, 并以其优异的成形性和抗凹陷性能, 得到广泛的应用. 与传统的高强钢板相比, 烘烤硬化钢板兼有优良的深冲性能和高的烘烤硬化性能, 经冲压成形后的涂漆烘烤, 屈服强度增加, 与车身的生产工艺及使用性能要求一致, 可作汽车外板等覆盖件<sup>[1]</sup>. 其优良的成型性能主要由退火后形成的典型管状  $\gamma$  组织提供( $\gamma$  组织为 ODF 图中恒  $\varphi_2 = 45^\circ$ ,  $\phi = 55^\circ$  时的纤维组织, 由  $\{111\} <112>$  到  $\{111\} <110>$ , 即  $\{111\} // ND$ ), 退火样板具有较高的塑性应变比  $r$  值与其  $\{111\}$  再结晶组织密切相关,  $\{111\}$  再结晶组织强度越高,  $r$  值越大<sup>[2]</sup>.

BH 钢常规连续退火条件下的再结晶规律以及力学性能, 已得到广泛深入研究<sup>[3]</sup>. 随着加热手段的进步, 近年来, 有关超快速退火工艺下再结晶动力学及晶粒细化机制的研究不断深入<sup>[4-5]</sup>.

Massardier 等<sup>[4]</sup>对 AK 钢超快速退火工艺下组织和织构演化及机械性能特征进行了深入研究,发现加热速率的增加细化了晶粒尺寸,提高了强度.侯自勇等<sup>[5]</sup>研究了超快速退火对 IF 钢组织和织构的影响,发现超快速退火细化了晶粒尺寸,提高了连续加热过程中晶粒长大速度,得到强烈的  $\gamma$  织构,其他组分织构较低.而有关超快速加热退火对 BH-IF 钢力学性能影响的相关研究还尚未得到重视.本文着重研究超快速加热连续退火对冷轧 BH-IF 钢的织构演变和力学性能的影响,为生产工艺优化提供理论支持.

# 1 实验方法

实验钢为某钢厂冷轧产品,样板未经退火,酸洗后经 80% 的冷轧轧制压下量,轧制成 0.7 mm 厚的板材.实验钢的主要成分(质量分数,%)为  $C < 0.003$ ,  $Mn < 0.3$ ,  $P < 0.1$ ,  $S < 0.02$ .超快速退火实验是在某钢厂自主研发的快速热处理热模拟实验机设备上进行的.热模拟机采用电阻加热,加热速度可达 700  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ .热模拟实验所用的试样尺寸为 300 mm  $\times$  260 mm  $\times$  0.7 mm.将试样以不同加热速度(5, 500  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ )加热到 780  $^{\circ}\text{C}$  保温不同时间(0 ~ 200 s)后,经氮气冷却至室温(100  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ).

抗拉强度及延伸率的测定需每组取 3 根垂直于轧向拉伸试样,取平均值.为测得各方向的  $r_0$ ,  $r_{90}$  值,分别测量平行于轧向  $r_0$  和垂直于轧向  $r_{90}$  值,取 3 根拉伸试样均值.力学性能测试在 Instron 拉伸试验机上进行,试样标准 JIS13A,标距 50 mm,宽度 12.5 mm.

取退火板热电偶焊点处试样截面镶嵌,经砂纸打磨、机械抛光后,采用 4% 硝酸酒精腐蚀,在 LEICA DM6000M 全自动数字式显微镜下观察平行于轧向的金相组织,并通过截点法确定平均晶粒尺寸.在 Tecnai G220GF 透射电镜下观察 BH-

IF 钢薄膜样品的析出物尺寸及形貌.

再结晶织构测定:在热电偶焊点附近温度均匀区域截取 18 mm  $\times$  15 mm(//轧向)试样,沿厚度方向磨至距板表面 1/4 处,经机械抛光、硝酸酒精侵蚀后,在 X 射线织构衍射仪进行织构测定,并计算三维取向分布函数 ODF.本文采用恒  $\varphi_2$  截面图表示(Bunge 符号系统).

# 2 实验结果

## 2.1 超快速加热连续退火的力学性能和组织特征

图 1 为不同加热速率连续退火后的力学性能.在各加热速率下,超快速加热( $>500$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ )连续退火 BH 钢的力学性能明显优于常规连续退火(5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ).在超快速加热速率下,越过低温回复阶段,位错等缺陷位置得以保存下来,为再结晶提供大量形核位置,因此形核率的急剧增加使得晶粒细化,强度提高.在保温温度为 780  $^{\circ}\text{C}$ ,保温 40 ~ 60 s 时,强度处于 350 ~ 355 MPa,延伸率达到 42%,具有优良的力学综合性能.随保温时间的增加,晶粒尺寸增加,位错越难滑移出晶粒内部,在晶界缠结形成裂纹,BH 钢的延伸率增加.利用连续退火后金相微观组织,经截点法确定平均晶粒尺寸,计算结果见表 1.随保温时间的延长,在晶界能的驱动下,小晶粒逐渐被周围大晶粒吞噬,晶粒尺寸趋向均匀,细长的晶粒逐渐长大为等轴晶.两种加热速度下,保温 5 s 形变带均基本消除.保温时间 60 s, 500  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  时的晶粒尺寸明显小于 5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  时的晶粒尺寸,晶粒细化效果明显.保温时间增加到 200 s 时,超快速加热晶粒细化优势减弱.在连续退火生产过程中,为保证 BH-IF 钢的深冲性能,冷轧钢板必须得到充分再结晶以消除明显的加工硬化现象,同时得到的均匀组织和“饼形”晶粒也有利于提高深冲性能.

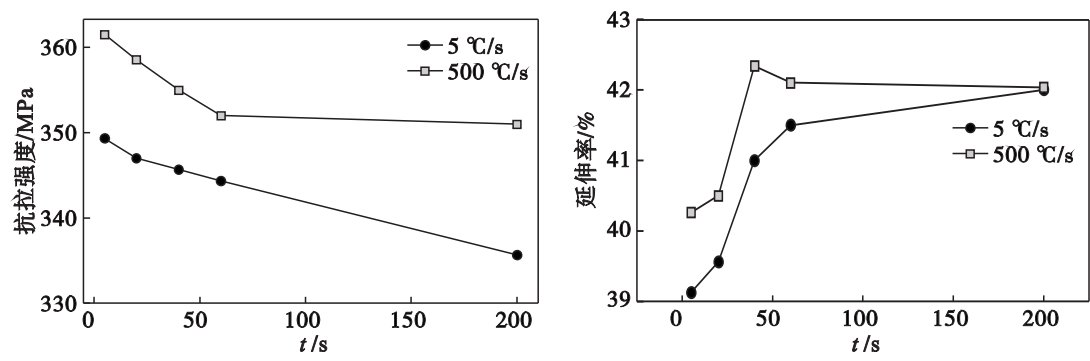


图 1 连续退火对力学性能的影响  
Fig. 1 Effect of continuous annealing on mechanical properties

2.2 超快速加热连续退火对  $r$  值的影响

图 2 为不同加热速率连续退火后的  $r$  值. 塑性应变比  $r$  值是衡量钢板深冲性能优劣的主要参数. 它与钢板中织构(即  $\{111\}$  织构)密切相关, 有利织构  $\{111\}$  越强, 不利织构  $\{100\}$  越弱,  $r$  值越高. BH-IF 冷轧钢板在连续退火过程中  $\{111\}$  织构具有高形变储能, 将得到优先形核. 两种加热速度连续退火后, 均获得较高的  $r$  值, 达到 2.0 以上, 可见 BH-IF 钢具有优良的成型性能. 超快速

加热连续退火后,  $r_0$  与  $r_{90}$  之差明显低于常规加热退火. 随保温时间的增加, 具有高形核率及生长优势的有利织构  $\{111\}$  得到快速发展,  $r$  值升高. 冷轧板连续退火后采用平均塑性应变比  $r_m = (r_0 + r_{90} + 2r_{45})/4$  表征钢板的  $r$  值. 不同加热速度下,  $r_m$  值未出现明显波动.  $r_{45}$  在两种退火工艺参数下, 波动较小, 则  $r_0$  与  $r_{90}$  值趋向更加一致时, 有利于钢板的成型性能, 加工过程中不易出现制耳等问题<sup>[6]</sup>.

表 1 780 ℃保温不同时间 BH 钢的晶粒尺寸  
Table 1 Grain sizes of BH steel under different holding time at 780 ℃

加热速度/(℃·s <sup>-1</sup> )	保温时间/s				
	5	20	40	60	200
5	12.8	14.3	14.9	15.4	16.3
500	10.4	12.5	13.0	14.6	15.8

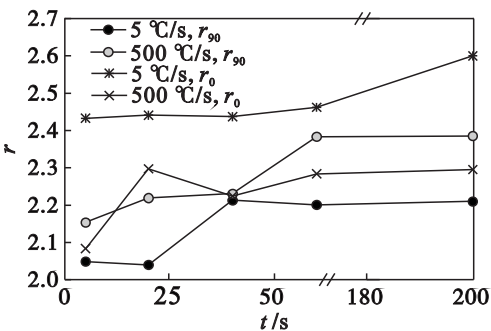


图 2 连续退火对  $r$  的影响  
Fig. 2 Effect of continuous annealing on  $r$

3 讨 论

3.1 退火过程中回复与再结晶

回复是晶体内部点缺陷和位错的消减过程, 二者的驱动力皆为形变后内部储能. 回复特征通常可用一级反应方程来表达, 经积分可得<sup>[7]</sup>

$$\ln x = \ln x_0 - c_0 e^{-Q/RT(j)} t. \tag{1}$$

式中:  $Q$  为激活能;  $R$  为气体常数;  $T$  为绝对温度;  $c_0$  为比例常数;  $x_0$  为形变储能残留分数;  $t$  为恒温加热时间;  $x$  为经保温  $t$  时间冷变形储能残留分数. 在连续加热过程中, 某一温度相对停留时间

$$\Delta t = \frac{T_j - T_{j-1}}{\beta}, \text{ 得}$$

$$\ln x = \ln x_0 - c_0 \sum_{T=1}^K e^{-Q/RT(j)} \frac{T_j - T_{j-1}}{\beta}. \tag{2}$$

式中,  $\beta$  为连续加热速度. 可见, 随加热速度的增加, 回复度降低, 冷变形储能分数增加. 故在钢板内部单位体积内自由能驱动力  $\Delta G_v$  增加, 形核壁垒  $\Delta G^*$  降低<sup>[8]</sup>.

$$\Delta G^* = \{ \alpha \gamma^3 / \Delta G_v^2 \} f(\cos \theta). \tag{3}$$

式中:  $\alpha$  为形状因子;  $\gamma$  为界面能;  $f(\cos \theta)$  为由位错几何形貌决定的功能函数. 假定基体单位体积包含  $N_v$  原子, 临界晶胚密度(形核率)  $n_v^*$  的计算式为<sup>[8]</sup>

$$n_v^* = N_v \exp(-\Delta G^* / kT). \tag{4}$$

故超快速加热连续退火在等温开始阶段, 由于加热过程中的回复度降低,  $-\Delta G^*$  降低, 形核率增加. 根据经典 Johnson-Mehl<sup>[5]</sup> 方程, 再结晶晶粒尺寸  $d$  由形核率  $N$  和生长率  $G$  决定, 可表示为

$$d = k[ G/N ]^{1/4}. \tag{5}$$

再结晶过程中, 生长率  $G$  主要取决于晶界迁移率  $M$  和长大驱动力  $P$ , 并与之成正比关系. 再结晶之后晶粒正常的长大驱动力主要为晶界能, 而晶界迁移的速率主要依赖温度的变化, 它们之间的函数关系<sup>[7]</sup> 为  $M = M_0 \exp(-Q/RT)$ . 与普通退火相比, 在超快速加热条件下, 回复度降低, 保留了未完全消除的大量缠结位错, 为保温阶段再结晶形核提供了大量的形核点, 提高了形核率, 起到细化晶粒的作用. 再者, 超快速加热条件下, 未来得及溶解的 Nb 和 Ti 的复合析出物起到晶界拖曳作用, 对再结晶晶粒的细化起到积极作用. 通过 TEM 形貌观察, TiN 粒子为方形粒子, 大小约为 15 ~ 50 nm. 而 (Nb, Ti) (C, N) 和 NbC 粒子主要以椭球状、棒状分布于基体中, 大部分 Nb 的析出物粒子在 20 nm 以内. 高形核率和细小析出物的晶界拖曳作用是 BH-IF 钢超快速退火再结晶晶粒得到细化的两个重要因素<sup>[5]</sup>. BH-IF 退火样板析出物 EDS 能谱图见图 3.

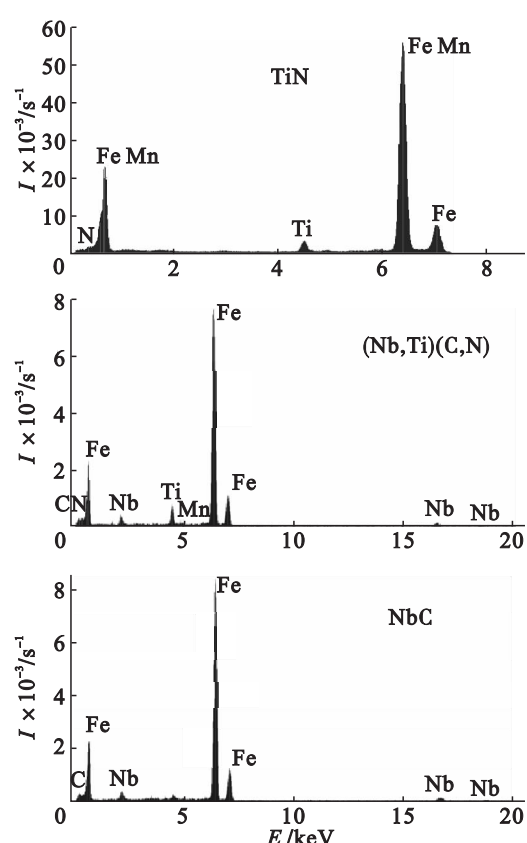


图 3 BH-IF 退火样板析出物 EDS 能谱图  
Fig. 3 EDS energy spectrum of precipitates of BH-IF steel annealed specimens

### 3.2 组织演变

图 4 给出了不同升温速率下退火板侧面 1/4 处  $\varphi_2 = 45^\circ$  ODF 截面图。实验钢在两种加热方式下,具有明显的(超)低碳钢再结晶组织特征,均表现出极强的  $\gamma$  织构<sup>[9]</sup>。再结晶组织的形成和发展是各种取向晶核形成和生长的竞争过程。随着保温时间的增加,定向形核机制理论认为,回复形成的离散区域亚结构取向梯度较大,与变形基体取向差大,容易消耗形变基体释放形变储能,形成再结晶组织,冷轧后具有高形变储能的  $\{111\}$  织构将优先形核。选择生长理论认为,生长晶体与变形基体存在一定取向关系,  $\{111\}$  织构具有长大优势,会优先长大,形成较强织构<sup>[10]</sup>。超快速加热条件下,在再结晶完成初期织构类型与普通慢速加热条件下基本相似,皆为明显的管状  $\gamma$  取向织构,在普通加热速率下,不同保温时间,再结晶织构最强点均处于  $\{111\} < 112 >$  附近的  $\{556\} < 7\ 135 >$  取向。在超快速加热速率下,最强点取向由  $\{665\} < 236 >$  向趋向于  $\{111\} < 110 >$  附近的  $\{12\ 1315\} < 231 >$  取向转移。在两种加热速度退火工艺下,保温时间增加,均有利于  $r$  值的  $\{111\}$  织构取向晶粒形核、长大,  $\{111\}$  再结晶退火织构明显增强,有利于提高钢板的深冲性能<sup>[11]</sup>。

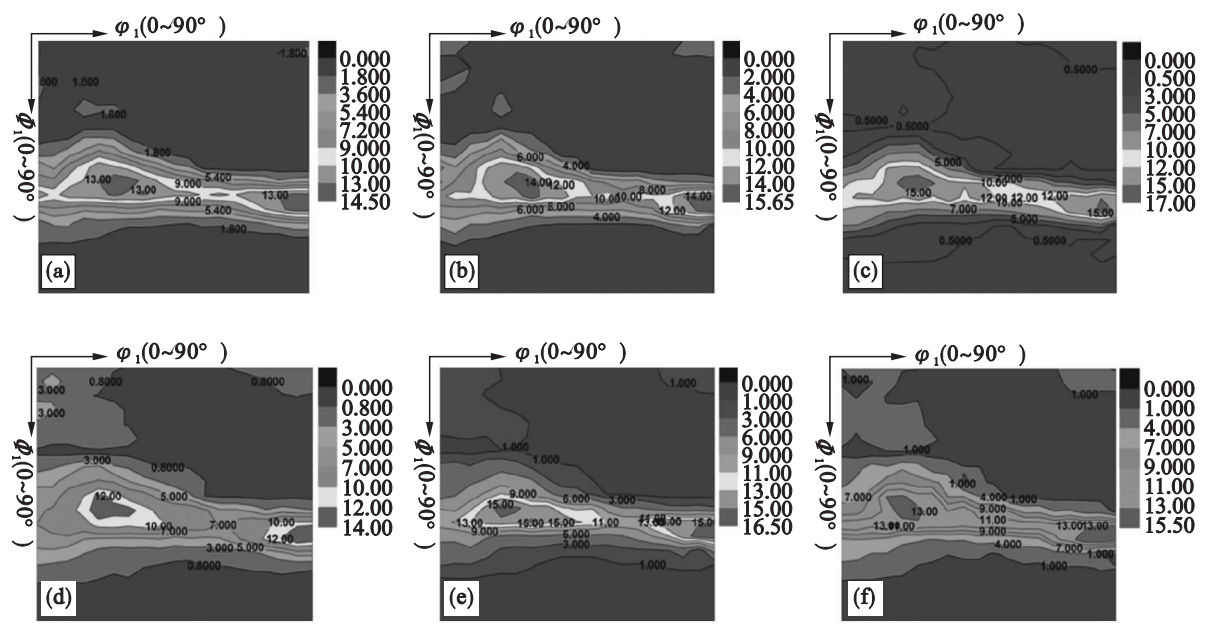


图 4 BH-IF 钢侧面 1/4 处  $\varphi_2 = 45^\circ$  ODF 截面图  
Fig. 4  $\varphi_2 = 45^\circ$  ODF sections of lateral face of one quarter for BH-IF steel

(a)—5  $^\circ\text{C/s}$ , 5 s; (b)—5  $^\circ\text{C/s}$ , 20 s; (c)—5  $^\circ\text{C/s}$ , 200 s; (d)—500  $^\circ\text{C/s}$ , 5 s; (e)—500  $^\circ\text{C/s}$ , 20 s; (f)—500  $^\circ\text{C/s}$ , 200 s.

图 5 为不同加热速率下,  $\gamma$  线上的取向密度变化分布。保温时间较短时,不同方向上取向密度相差较大。再结晶是一个系统自由能降低的过程,新形成的晶核界面应与冷轧基体保持特定的取向

关系,保证晶界能的降低。重位点阵晶界即  $\Sigma$  晶界属于大角度晶界,而且晶界能较低,于风云等<sup>[12]</sup>称该过程为“纤维择优形核”,  $\{111\} < 112 >$  取向晶粒和  $\{111\} < 110 >$  取向晶粒之间存在  $30^\circ$



<111>取向关系, {111} <112>取向晶粒在冷轧 {111} <110> 基体中形核, {111} <110> 取向晶粒在 {111} <112> 冷轧基体中形核. 在再结晶初期的织构转变主要发生在  $\gamma$  纤维织构之间, 即冷轧 {111} <110> 转变为 {111} <112>, 冷轧 {111} <112> 织构转变为再结晶 {111} <110> 织构. 保温时间增加, 有利于  $\gamma$  织构的发展, 得到更强的  $\gamma$  织构<sup>[13]</sup>. 在超快速加热条件下, {111}

<110> 织构方向晶粒形核率的增加, 弱化了 {111} <112> 织构的选择生长优势, 保温时间延长,  $\gamma$  织构在各个方向上取向密度更为平均. 在超低碳钢中,  $r_0$  值主要由 {111} <110> 织构组分强度决定, 而  $r_{90}$  由 {111} <112> 织构组分强度决定<sup>[10]</sup>, 可见退火保温时间增加, 有利再结晶织构组分的进一步发展, 加热速率的增加使得  $\gamma$  织构分布均匀, 改善了深冲性能.

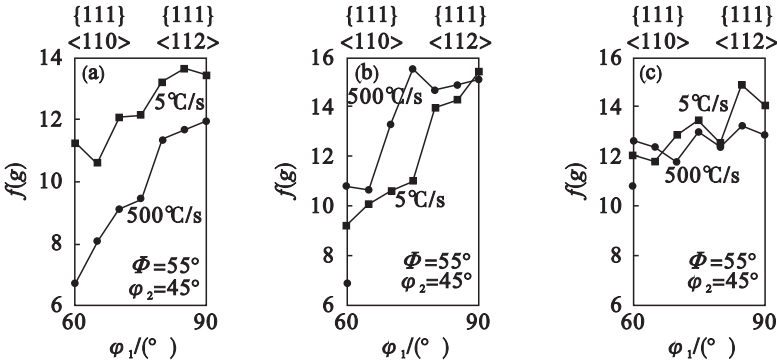


图 5  $\gamma$  取向线上的取向密度分布  
Fig. 5 Orientation densities of  $\gamma$  fiber  
(a)—5 s; (b)—20 s; (c)—200 s.

4 结 论

- 1) 在 500 °C/s 的加热速率条件下晶粒尺寸更加细小, 同时在不同保温时间下, 其强度和延伸率均优于 5 °C/s 时的.
- 2) 在两种加热速度退火工艺下, 保温时间增加, 有利于  $r$  值的取向晶粒形核、长大, {111} 再结晶退火织构明显增强. 在超快速加热条件下, 保温时间增加,  $\gamma$  织构分布更趋均匀,  $r_0$  与  $r_{90}$  值更加趋向一致, 有利于钢板的成型性能.

参考文献:

[ 1 ] Baker L J, Daniel S R, Parker J D. Metallurgy and processing of ultralow carbon bake hardening steels [ J ]. *Materials Science and Technology*, 2002, 18 ( 4 ) : 355 – 368.

[ 2 ] Tse Y Y, Duggan B J. Orientation imaging microscopy studies of recrystallization in interstitial-free steel [ J ]. *Metallurgical and Material Transactions A*, 2006, 37: 1055 – 1064.

[ 3 ] Chen J P, Kang Y L, Hao Y M, et al. Microstructure and properties of Ti and Ti + Nb ultra-low-carbon bake hardened steels [ J ]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2009, 16 ( 6 ) : 33 – 40.

[ 4 ] Massardier V, Ngansop A, Fabrègue D, et al. Microstructure and mechanical properties of low carbon Al-killed steels after ultra-rapid annealing cycles [ J ]. *Materials Science Forum*, 2010, 638, 3368 – 3373.

[ 5 ] 侯自勇, 许云波, 吴迪. 超快速退火下超低碳钢的再结晶行为研究 [ J ]. *金属学报*, 2012, 48 ( 9 ) : 1057 – 1066.

( Hou Zi-yong, Xu Yun-bo, Wu Di. Recrystallization of ultra-low carbon steel sheet after ultra-rapid annealing [ J ]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2012, 48 ( 9 ) : 1057 – 1066. )

[ 6 ] 杨平, 李志超, 毛卫民, 等. 钢中 {111} <112> 再结晶织构的形成 [ J ]. *材料热处理学报*, 2009, 30 ( 3 ) : 46 – 52.

( Yang Ping, Li Zhi-chao, Mao Wei-min, et al. Formation of the {111} <112> annealing texture in steels [ J ]. *Transactions Material and Heat Treatment*, 2009, 30 ( 3 ) : 46 – 52. )

[ 7 ] 徐祖耀. 材料科学基础 [ M ]. 上海: 上海交通大学, 2006: 1 – 436.

( Xu Zu-yao. Fundamentals of materials science [ M ]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2006: 1 – 436. )

[ 8 ] Doherty R D, Hughes D A, Humphreys F J, et al. Current issues in recrystallization: a review [ J ]. *Materials Science and Engineering A*, 1997, 238: 219 – 274.

[ 9 ] Muljono D, Ferry M, Dunne D P. Influence of heating rate on anisothermal recrystallization in low and ultra-low carbon steels [ J ]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 303: 90 – 99.

[ 10 ] Ray R K, Jonas J J, Hook R E. Cold rolling and annealing textures in low and extra low carbon steels [ J ]. *International Materials Reviews*, 1994, 39 ( 4 ) : 129 – 172.

[ 11 ] Doherty R D. Recrystallization and texture [ J ]. *Progress in Materials Science*, 1997, 42: 39 – 58.

[ 12 ] 于风云, 王轶农, 蒋奇武. 深冲 IF 钢再结晶 {111} 纤维织构形成机制探讨 [ J ]. *材料科学与工艺*, 2008, 16 ( 5 ) : 724 – 727.

( Yu Feng-yun, Wang Yi-nong, Jiang Qi-wu. Formation mechanism of {111} recrystallization texture in IF steel [ J ]. *Material Science and Technology*, 2008, 16 ( 5 ) : 724 – 727. )

[ 13 ] Ruiz-Aparicio L J, Garcia C I, De Ardo A J. Development of {111} transformation texture in interstitial-free steels [ J ]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 32: 2325 – 2334.