

# 热轧工艺对Cr12钢表面起皱的影响机制\*

谢胜涛<sup>1,2</sup> 刘振宇<sup>1</sup> 方园<sup>2</sup> 于艳<sup>2</sup> 王喆<sup>2</sup> 王国栋<sup>1</sup>

1. 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室 沈阳 110819
2. 宝山钢铁股份有限公司研究院 上海 201900

**摘 要** 研究了热轧工艺对 Cr12 钢表面起皱相关的组织和织构演变的影响, 重点关注其对变形组织不均匀和晶粒簇形成的改变。结果表明: 随着热轧终轧温度由 960 降低到 850 °C, 在变形组织中带状晶粒减薄, 剪切变形比重增大, 含有剪切带的晶粒增多, 由表层向中心层逼近, 中心层附近光滑带状晶粒减少; 在退火组织中由含有剪切带晶粒形成的高  $r$  值晶粒簇增多, 由光滑带状晶粒形成的低  $r$  值晶粒簇减少, 而且带状晶粒的减薄使具有  $\varepsilon_{23}$  正负差异的不同对称取向晶粒簇消退, 因此基体中  $\varepsilon_{33}$  和  $\varepsilon_{23}$  的差异均减小, 表面起皱减弱。

**关键词** 金属材料, 铁素体不锈钢, 起皱, 热轧, 显微组织, 织构

**分类号** TG142

**文章编号** 1005-3093(2011)04-0347-08

## Effect of Hot Rolling Process on Surface Ridging of Cr12 Ferritic Stainless Steel

XIE Shengtao<sup>1,2</sup> LIU Zhenyu<sup>1</sup> FANG Yuan<sup>2</sup> YU Yan<sup>2</sup> WANG Zhe<sup>2</sup> WANG Guodong<sup>1\*\*</sup>

1.State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819

2.Research Institute, Baoshan Iron & Steel Stock Limited Company, Shanghai 201900

\* Supported by National Nature Science Foundation of China Nos. 50734002 & 51004035.

Manuscript received November 30, 2010; in revised form April 9, 2011.

\*\* To whom correspondence should addressed, Tel:(024)83681486, E-mail: wanggd@mail.neu.edu.cn

**ABSTRACT** The effect of hot rolling process on microstructural and textural evolutions associated with surface ridging of Cr12 ferritic stainless steel sheet was investigated. Special attention was paid to changes in the heterogeneity of deformed microstructure and the formation of grain colonies during annealing. The results show that: when finishing temperature of hot rolling decreases from 960 to 850 °C band-like grains decrease in thickness, meanwhile shear deformation and grains containing shear bands increase and extend from surface to mid-thickness with the decrease of smooth grains in the deformed microstructure. In the annealed microstructure, high  $r$ -value grain colonies derived from the grains with shear bands increase and low  $r$ -value ones derived from smooth grains decrease. Moreover the decreasing thickness of band-like grains suppresses the formation of grain colonies of different symmetric orientations with positive or negative  $\varepsilon_{23}$ . So both differences of  $\varepsilon_{33}$  and  $\varepsilon_{23}$  in the matrix decrease and surface ridging declines.

**KEY WORDS** metallic material, ferritic stainless steel, ridging, hot rolling, microstructure, texture

铁素体不锈钢广泛应用于汽车排气系统、家用电器、厨具和装饰等方面, 但是其表面易出现高低起伏、粗细不等、沿轧向延伸的凸峰和凹谷, 称为“起皱”<sup>[1]</sup>。铁素体不锈钢的表面起皱, 与其组织内取向相近的晶粒聚集成具有特定塑性变形特征的晶粒簇

密切相关<sup>[2-6]</sup>。对多晶体塑性和晶体的有限元计算结果表明, 不同晶粒簇间正应变  $\varepsilon_{33}$  的差异和剪应变  $\varepsilon_{23}$  的差异共同导致其表面起皱<sup>[7,8]</sup>(轧制状态下, 1, 2, 3 分别代表轧件的轧向 (RD)、横向 (TD) 和厚向 (ND))。凝固组织中的等轴晶、非润滑轧制、冷轧过程中退火能均匀组织, 降低起皱<sup>[9-12]</sup>。将热轧温度降低至铁素体区进行温轧, 可以增加晶内亚结构, 细化、硬化变形组织, 最终均匀化退火组织<sup>[13]</sup>。本文研究常规热轧和温轧工艺对与 Cr12 铁素体不锈钢起皱相关的组织和织构演变的影响。

\* 国家自然科学基金 50734002、51004035 资助项目。

2010 年 11 月 30 日收到初稿; 2011 年 4 月 9 日收到修改稿。

本文联系人: 王国栋, 院士

## 1 实验方法

实验用 409L 铁素体不锈钢 (Cr12 钢) 连铸坯的化学成分 (质量分数, %) 为: Cr 11.8, Si 0.49, Mn 0.28, Ti 0.165, C 0.013, N 0.006, 选取对表面起皱敏感的单柱状晶区为初始组织。将铸坯于 1200 °C 固溶 2 h, 再由实验室二辊可逆热轧机经 2 道次粗轧和 5 道次精轧将其由 52 压下至 3.5 mm。采用两种粗轧道次间歇时间 5 和 30 s, 热轧终轧温度 (FT) 分别为 960 和 850 °C, 精轧区间分别为 (铁素体 + 奥氏体) 两相区和铁素体单相区。前者为常规热轧工艺, 后者为温轧工艺。两种工艺的热轧板均在 930 °C 退火 30 min, 然后由实验室四辊可逆冷轧机累积压下 80%, 最后在 930 °C 退火 3 min, 得到成品板。

用 Leica 光学显微镜观察试样纵截面 (ND-RD) 的显微组织。用 Bruker X 射线衍射仪测量试样不同厚度层的宏观织构, 由取向分布函数图的  $\phi_2=45^\circ$  截面表示。由安装在 FEI Quanta 扫描电子显微镜上的 OIM 背散射电子衍射设备, 测得试样纵截面或板面的晶粒取向分布, 经 TSL OIM Analysis 系统分析后获取, 采用 ND 反极图和代表性取向相结合的方式表示晶粒的取向。沿轧向截取标准拉伸试样 (GB5027-85), 用 1000# 砂纸将表面磨平后再拉伸变形 15%, 用 TimeSurf 粗糙度仪测量表面沿横向的粗糙度曲线, 以表征成品的表面起皱。

## 2 结果与讨论

图 1 给出了 Cr12 铁素体不锈钢两种待温时间的

粗轧板半厚度显微组织 (上为表层、下为中心层), 是在精轧即将开始前通过将钢板水淬至室温得到的。原始柱状晶逐渐压缩成与轧向平行的带状晶粒, 其边界上除了有深色的由奥氏体淬火成的马氏体, 还有大量细小的铁素体再结晶晶粒。随着粗轧道次间歇时间由 5 延长至 30 s, 再结晶晶粒含量由 27% 增加至 48%, 表明延长粗轧道次间歇时间对铁素体静态再结晶有促进作用。受其影响, 带状晶粒的平均厚度由 1400 减小至 400  $\mu\text{m}$ 。

图 2 给出了两种工艺的热轧板退火过程中的组织演变。图 2a 和 2d 表明, 在两种工艺的热轧板半厚度显微组织中, 除了浅表层为细小再结晶晶粒, 绝大部分厚度层为平行于轧向的带状晶粒。部分带状晶粒内有平行排布、与轧向呈  $35^\circ$  左右夹角的剪切带。比较两种板发现, 随着精轧温度的降低, 粗轧道次间铁素体再结晶增多, 带状晶粒平均厚度减小。同时, 含有剪切带的晶粒增多, 由表层向中心层靠近, 剪切带密度增大。这是晶内剪切带本质是由剪切变形引起的局部塑性流动而导致<sup>[13]</sup>, 由位错集中在施密特因子较大、滑移面与横向夹角较小的  $\{110\}\{111\}$  或  $\{112\}\{111\}$  滑移系上构成<sup>[14]</sup>; 又由于在热轧过程中无润滑, 轧辊与轧件间摩擦大, 轧件的不同厚度层变形方式不同, 由表层剪切变形逐渐转变为中心层平面变形<sup>[15]</sup>, 因此剪切带由表层向中心层扩展。另一方面, 随着热轧温度的降低, 基体变形抗力增大, 局部塑性流动趋势增强, 因此晶内剪切带密度增大。图 2b

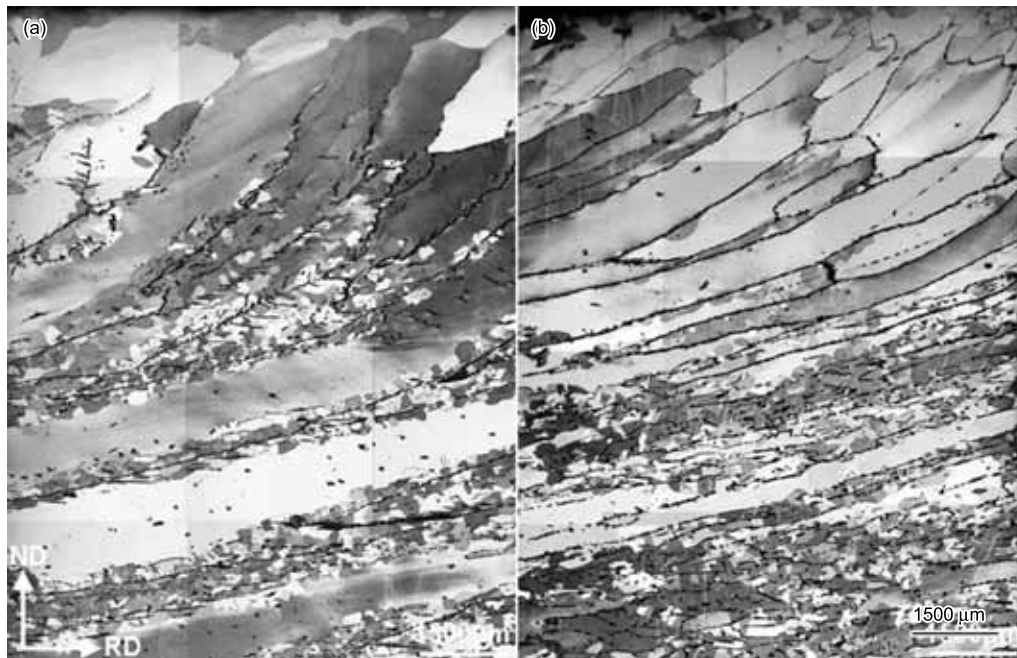


图 1 Cr12 铁素体不锈钢两种待温时间的粗轧板半厚度显微组织

Fig.1 Rough rolled microstructures with inter-pass time 5 s (a) and 30 s (b) during rough rolling for Cr12 ferritic stainless steel

和 2e 表明,在两种工艺的热轧板退火初期半厚度显微组织中,再结晶晶粒已形核,其形核位置为晶界和晶内剪切带。这些位置均由高密度位错构成,储存能多,为再结晶形核提供了驱动力<sup>[16]</sup>。比较两板,随着精轧温度的降低,晶界和晶内剪切带的密度均增加,再结晶形核密度增加。图 2c 和 2f 表明,在两种工艺的热轧板退火后全厚度显微组织中,大部分晶粒已再结晶,但是再结晶晶粒仍沿轧向呈一定拉长形貌。未再结晶晶粒内光滑,保持带状,多位于中心层附近。其原因是,中心层晶粒轧制时承受平面变形而晶内无剪切带,难以发生晶内再结晶形核。但是随着精轧温度的降低,再结晶晶粒增多,未再结晶带状晶粒减少,组织均匀化。

从图 3 可见,FT-960 板中心层组织主要分布于  $\alpha$  取向 ( $\phi_1=0^\circ$ ,  $\langle 110 \rangle // RD$ ) 的  $\{001 \sim 112\} \langle 110 \rangle$  附近,为典型平面变形组织; FT-850 板中心层组织偏离  $\alpha$  取向,向高  $\phi_1$  和  $\Phi$  值区域移动,位于 ( $\phi_1 \approx 15^\circ$ ,

$0^\circ < \Phi < 50^\circ$ ) 附近,属于由平面变形向剪切变形过渡的组织。两板亚表层组织均分布于  $\{110\} \langle 001 \sim 112 \rangle$ ,为典型剪切变形组织。由此可见,热轧组织由中心层至表层变化明显,而且典型平面变形组织与典型剪切变形组织的晶面和晶向指数具有对调特征。这种由平面变形向剪切变形的转变,所对应的轧件内应变状态的变化为剪应变  $\epsilon_{13}$  由 0 增加至约  $1.2\epsilon_{11}^{[15]}$ 。两板中心层组织的差异表明:随着精轧温度的降低,剪切变形在整个厚度上的比重增加,导致含有剪切带的晶粒增多(图 2a 和 2d)。

图 4 给出了两种工艺的热轧板退火过程中再结晶动力学曲线。原始曲线呈“S”形(图 4a),符合 Avrami 动力学模型  $X_t=1-\exp(-k \cdot t^n)$  ( $X$  为再结晶率,  $t$  为保温时间,  $k$ 、 $n$  为系数)。从回归系数  $n$ (图 4b) 发现,再结晶过程分为两个阶段,前一阶段  $n$  值较大、后一阶段  $n$  值较小,故对原始数据采用分段拟合。FT-850 板再结晶两阶段的动力学水平均高于

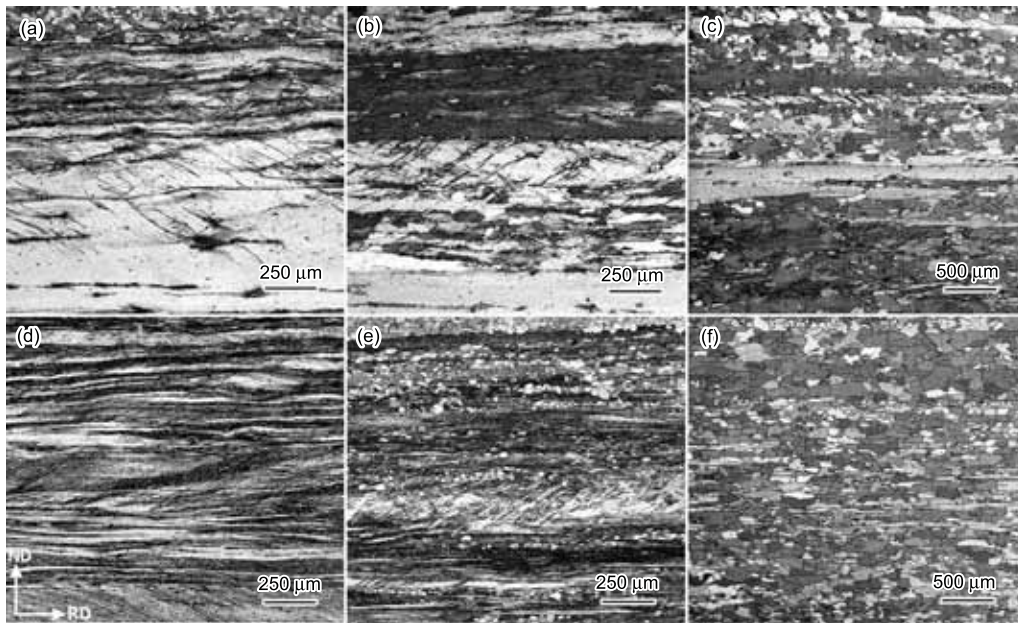


图 2 两种工艺的热轧板退火过程中的组织演变

Fig.2 Microstructural evolutions during annealing of hot rolled bands with different FT. (a)–(c) FT-960 °C (d)–(f) FT-850 °C (a)(d) before annealing, (b)(e) during annealing, (c)(f) after annealing

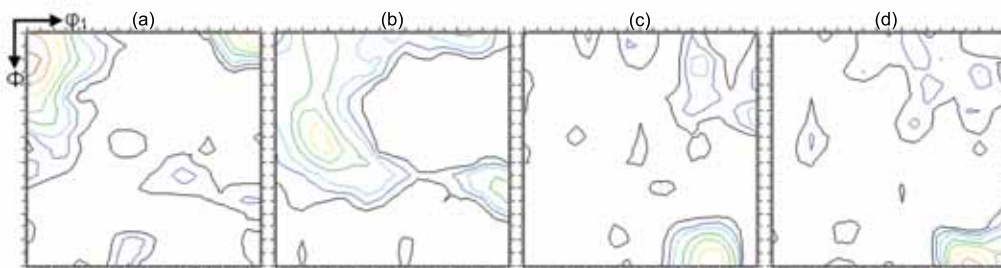


图 3 两种工艺的热轧板不同厚度层的组织

Fig.3 Textures of hot rolled bands with different FT. (a) (c) FT-960 °C (b)(d) FT-850 °C (a)(b) mid-thickness layer, (c)(d) subsurface layer, intensities are 1–2–3–5–7–10–14–18

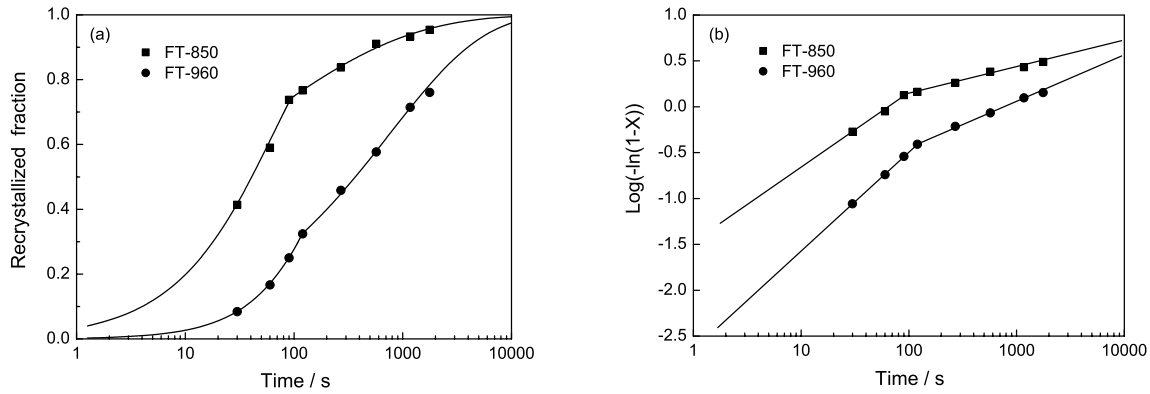


图 4 两种工艺的热轧板退火过程中再结晶动力学

Fig.4 Recrystallization dynamic curves during annealing of hot rolled bands with different FT

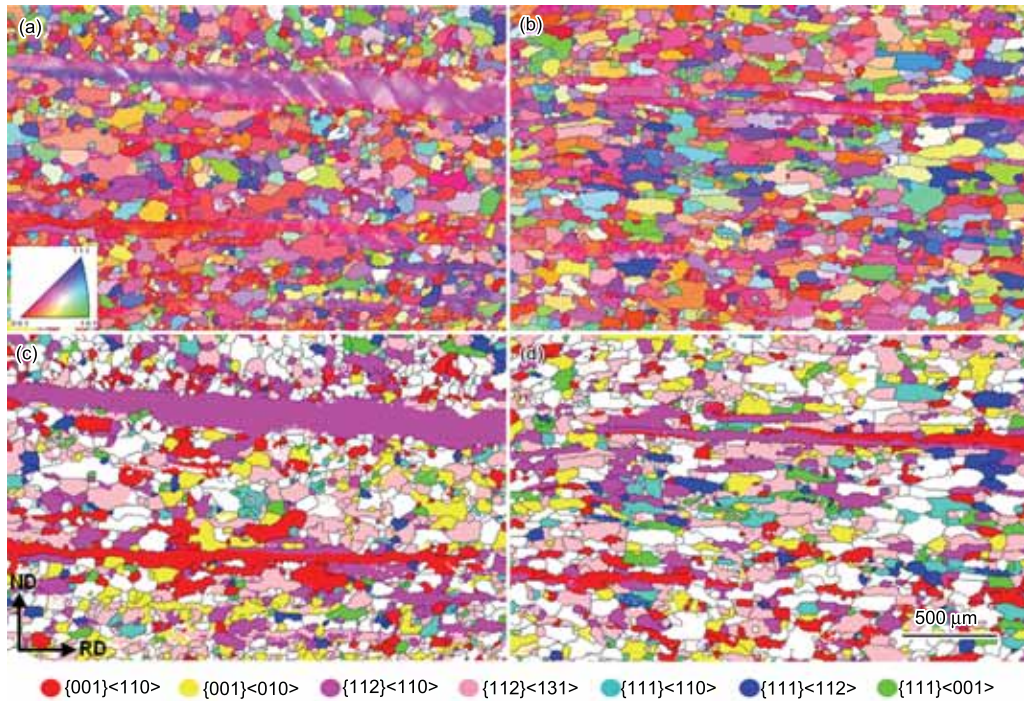


图 5 两种工艺的热轧退火板的晶粒取向分布

Fig.5 Orientation distribution maps of hot rolled and annealed bands with different FT (a) (c) FT-960 °C (b) (d) FT-850 °C (a) (b) colored by ND inverse pole figure, (c) (d) colored by representative orientations

FT-960 板,即随着精轧温度的降低,再结晶动力学水平整体升高。这表现为  $n$  值转变时两板再结晶率分别为 33% 和 74%,再结晶率达到 50% 两板所需时间分别为 365 和 41 s。

图 5 给出了两种工艺的热轧板退火后中心厚度附近的晶粒取向分布,图 5a 和 5b 用 ND 反极图表征,图 5c 和 5d 用体心立方金属轧制的几种代表性取向(误差半径  $20^\circ$ ) 表征。图 5 表明,退火组织由略显拉长的再结晶晶粒和带状未再结晶晶粒组成,前者多为  $\{001\}\langle 010\rangle \sim \{112\}\langle 131\rangle$  取向,为承受一定剪切变形的取向;而后者为  $\{001\sim 112\}\langle 110\rangle$  取向,为单纯平

面变形取向。前者的形变基体中剪切变形提高了其储存能,退火时易自发再结晶形核,因此基本处于再结晶第一阶段;后者的形变基体中储存能较低,退火时易通过回复而软化<sup>[17]</sup>,难以自发形核,普遍凹陷的晶界表明其需要被相邻的再结晶晶粒吞并而再结晶,但是其又缺乏使相邻再结晶晶粒生长的驱动力,因此处于动力学水平较低的再结晶第二阶段。比较两板,随着精轧温度降低,退火后  $\{001\}\langle 010\rangle \sim \{112\}\langle 131\rangle$  再结晶晶粒增多, $\{001\sim 112\}\langle 110\rangle$  带状未再结晶晶粒减少,退火组织趋于均匀。

图 6 给出了两种工艺的冷轧板退火过程中组织

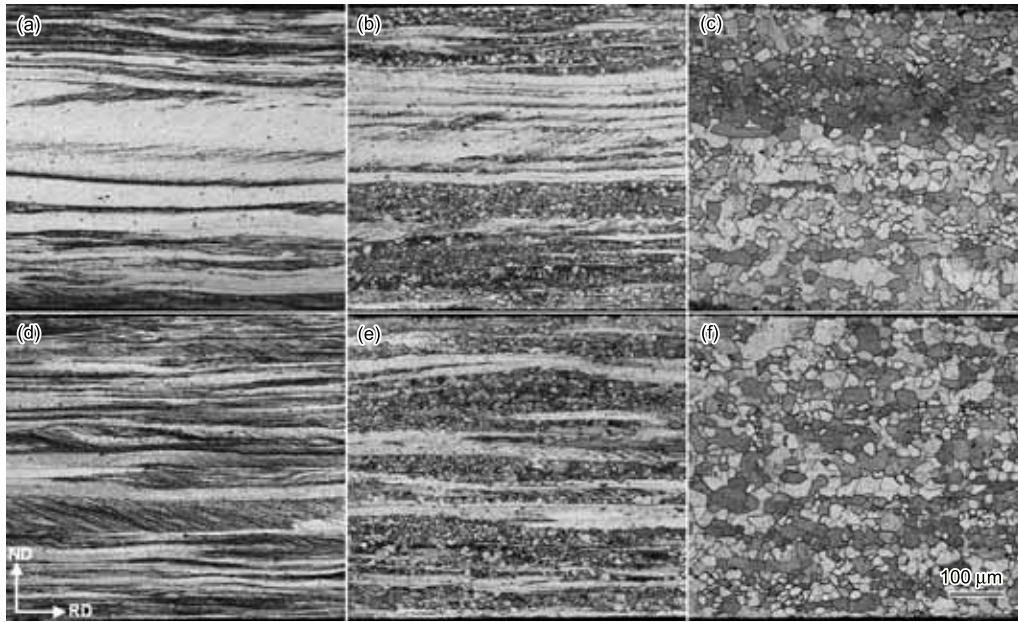


图 6 两种工艺的冷轧板退火过程中组织演变

Fig.6 Microstructural evolutions during annealing of cold rolled sheets with different FT. (a)–(c) FT-960 °C (d)–(f) FT-850 °C (a) (d) before annealing, (b) (e) during annealing, (c) (f) after annealing

演变。图 6a 和 6d 表明,在两种工艺的冷轧板全厚度显微组织中,由于热轧组织的遗传和冷轧板中剪切变形由表层向中心层渗透,随着热轧温度降低,冷轧板内含有剪切带的晶粒增多,由表层向中心层扩展。细致比较晶内剪切带的密度,温轧组织(图 2d)与冷轧组织很相似,这是温轧组织的重要特征。图 6b 和 6e 表明,在两种冷轧板退火前期的显微组织中,再结晶晶粒于晶界和晶内剪切带上密集形核,而晶内光滑的带状晶粒内很少形核。随着热轧温度的降低,由于冷轧板中晶界和晶内剪切带增多,冷轧退火板中再结晶形核密度增大。图 6c 和 6f 表明,在两种冷轧板退火后的显微组织中,不同取向的晶粒腐蚀衬度不同,FT-960 板中有衬度较深和较浅的晶粒簇分别沿轧向聚集,而 FT-850 板中不同衬度的晶粒分布均匀。

图 7 表明,两板的中心层结构均位于  $\alpha$  向附近、峰值强度较高;但是 FT-960 板的峰值取向为

$\{001\}\langle 110\rangle$ ,而 FT-850 板为  $\{223\}\langle 110\rangle$ ,后者结构的平均  $\Phi$  值更高。这种差异源自于热轧板中心层结构的不同。两板的亚表层结构均峰值强度不高,较均匀地分布于  $\gamma$  取向( $\Phi=55^\circ$ ,  $\langle 111\rangle//ND$ )附近,峰值位于  $\{111\}\langle 112\rangle$  与  $\{112\}\langle 110\rangle$  之间。这是热轧时形成的剪切变形结构在冷轧时向平面变形结构演变而形成的,而且受绕特定  $\langle 110\rangle$  晶轴旋转而实现的  $\{110\}\langle 001\rangle$ – $\{554\}\langle 225\rangle$ – $\{112\}\langle 110\rangle$  取向演变路径的导引。冷轧结构整体上分布于  $\alpha$  和  $\gamma$  取向附近,沿厚向梯度明显小于热轧结构。其原因是,在冷轧过程中采用了良好润滑,轧辊与轧件间摩擦降低,剪切变形减弱。随着热轧温度降低,冷轧板整个厚度上的  $\gamma$  取向增多,这与含有剪切带的晶粒增多(图 6a 和 6d)相吻合,因为形变晶粒由  $\langle 001\rangle//ND$  取向至  $\langle 111\rangle//ND$  取向,泰勒因子增大,生成剪切带倾向增强<sup>[17,18]</sup>。

图 8 给出了两种工艺的冷轧板退火前期中心厚

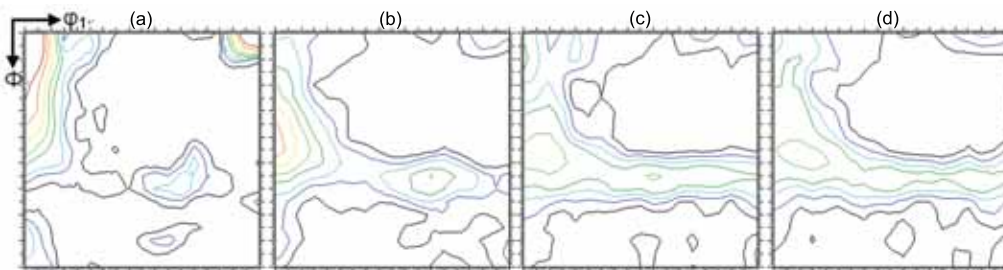


图 7 两种工艺的冷轧板不同厚度层的结构

Fig.7 Textures of cold rolled sheets with different FT (a) (c) FT-960 °C (b)(d) FT-850 °C (a)(b) mid-thickness layer, (c) (d) subsurface layer, intensities are 1-2-3-5-7-10-14-18

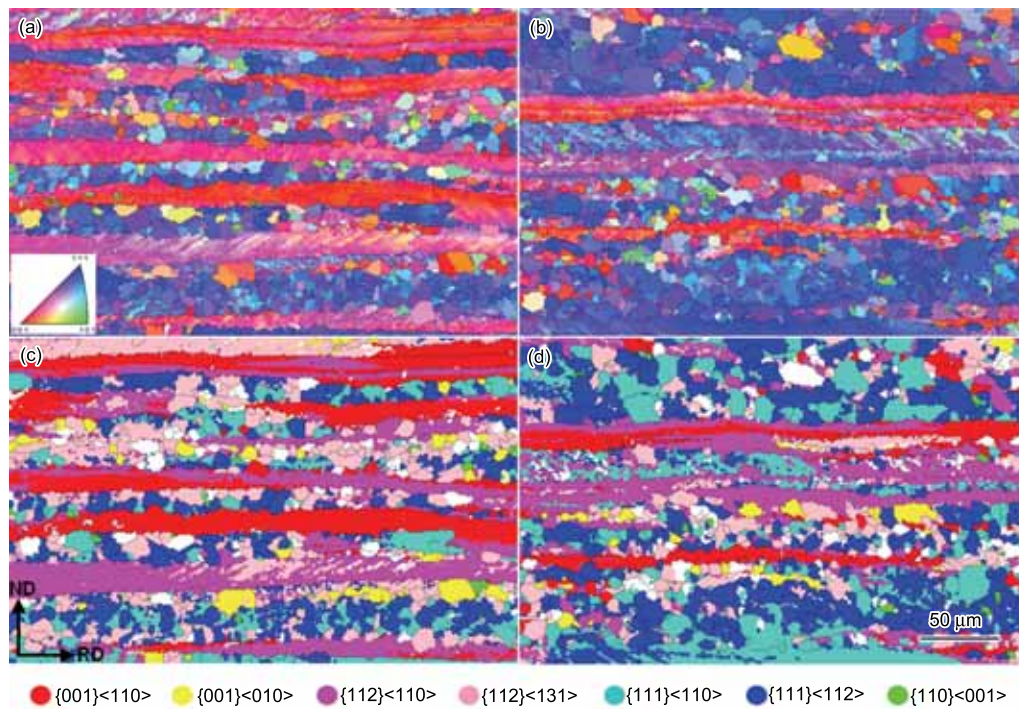


图 8 两种工艺的冷轧板退火过程中的晶粒取向分布

Fig.8 Orientation distribution maps of cold rolled and partially annealed sheets with different FT (a) (c) FT-960 °C, (b) (d) FT-850 °C, (a) (b) colored by ND inverse pole figure, (c) (d) colored by representative orientations

度附近的晶粒取向分布。与热轧退火相似，不同取向的冷轧晶粒因晶内亚结构和储存能不同而再结晶步调不同：晶内大多有剪切带的  $\{112\}\langle 111\rangle$  /  $\langle 110\rangle$  晶粒优先形核，再结晶晶粒取向多为  $\{112\}\langle 131\rangle$ 、 $\{111\}\langle 110\rangle$  和  $\{111\}\langle 112\rangle$ ；而晶内大多光滑的  $\{001\}\langle 112\rangle$  /  $\langle 110\rangle$  晶粒未再结晶，沿轧向保持带状。热轧温度降低，由于冷轧组织的差异，再结晶晶粒增多，未再结晶晶粒减少。再结晶和未再结晶晶粒平行于轧向间隔分布； $\{112\}\langle 131\rangle$  再结晶晶粒多与  $\{001\}\langle 112\rangle$  /  $\langle 110\rangle$  未再结晶晶粒相邻，因为  $\{112\}\langle 131\rangle$  与  $\{114\}\langle 110\rangle$  附近取向存在  $\langle 110\rangle/27^\circ$  左右取向关系； $\{111\}\langle 110\rangle$  和  $\{111\}\langle 112\rangle$  再结晶晶粒多相互间隔地分布于原  $\{112\}\langle 111\rangle$  /  $\langle 110\rangle$  形变晶粒内部，因为  $\{111\}\langle 110\rangle$  与  $\{111\}\langle 112\rangle$  接近  $\langle 111\rangle/28^\circ$  取向关系；这两种取向关系形成了具有迁移优势的晶界而促进再结晶晶粒生长<sup>[19,20]</sup>。

图 9 给出了两种工艺的冷轧板退火后的晶粒取向分布和织构。图 9a 和 9b 给出了两种工艺的冷轧退火板中心厚度层上的晶粒取向分布，图 9e 和 9f 分别为两者的织构。在冷轧退火结束后， $\{001\}\langle 112\rangle$  /  $\langle 110\rangle$  未再结晶晶粒消失，冷轧  $\alpha$  织构衰退； $\{111\}\langle 112\rangle \sim \{112\}\langle 131\rangle$  再结晶晶粒成为主体，因为其在退火前期已优先再结晶（图 8），故在退火后期具有生长优势； $\{001\}\langle 010\rangle \sim \{112\}\langle 131\rangle$  再

结晶晶粒虽然数量为少数，但是沿轧向聚集成簇分布，其在退火前期未明显出现，而且与退火前期未再结晶的  $\{001\}\langle 114\rangle$  /  $\langle 110\rangle$  晶粒间存在  $\langle 110\rangle/27^\circ$  左右取向关系，因此是由后者在退火后期再结晶而形成。比较两板，随着热轧温度的降低，由于冷轧组织中  $\{001\}\langle 114\rangle$  /  $\langle 110\rangle$  取向减少（图 7），退火后  $\{001\}\langle 010\rangle \sim \{112\}\langle 131\rangle$  再结晶晶粒减少， $\{111\}\langle 112\rangle$  附近再结晶晶粒增多，晶粒取向分布趋于均匀。

关于表面起皱的机理，Chao、Wright 认为，由于自  $\langle 001\rangle$  // ND 取向至  $\langle 111\rangle$  // ND 取向，晶粒的  $r$  值（塑性应变比）逐渐升高，即在沿轧向拉伸下，沿厚向收缩减少，从而正应变  $\varepsilon_{33}$  逐渐减小，因此不同  $r$  值晶粒簇间  $\varepsilon_{33}$  的差异导致表面起皱<sup>[2]</sup>。在本文的成品组织中确有高  $r$  值  $\{111\}\langle 112\rangle \sim \{112\}\langle 131\rangle$  晶粒簇与低  $r$  值  $\{001\}\langle 010\rangle \sim \{112\}\langle 131\rangle$  晶粒簇平行于轧向间隔分布，而且在 FT-960 板中更为明显。Takechi 认为， $\{112\}\langle 111\rangle$  /  $\langle 110\rangle$  附近取向晶粒由于开动滑移系关于轧向不对称而产生剪应变  $\varepsilon_{23}$ ，而且其不同对称取向的剪应变  $\varepsilon_{23}$  有正负之分，因此不同对称取向晶粒簇间  $\varepsilon_{23}$  的差异导致表面起皱<sup>[3]</sup>。根据本文成品组织的分布， $\varepsilon_{23}$  有正负之分，将具有较大  $|\varepsilon_{23}|$  的  $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 131\rangle$  和  $\{111\}\langle 110\rangle$  取向（误差半径  $20^\circ$ ）表示在图 9c 和 9d 中。分别具有正值和负值  $\varepsilon_{23}$  的深色和浅色晶粒在 FT-960 板中具有沿轧向成

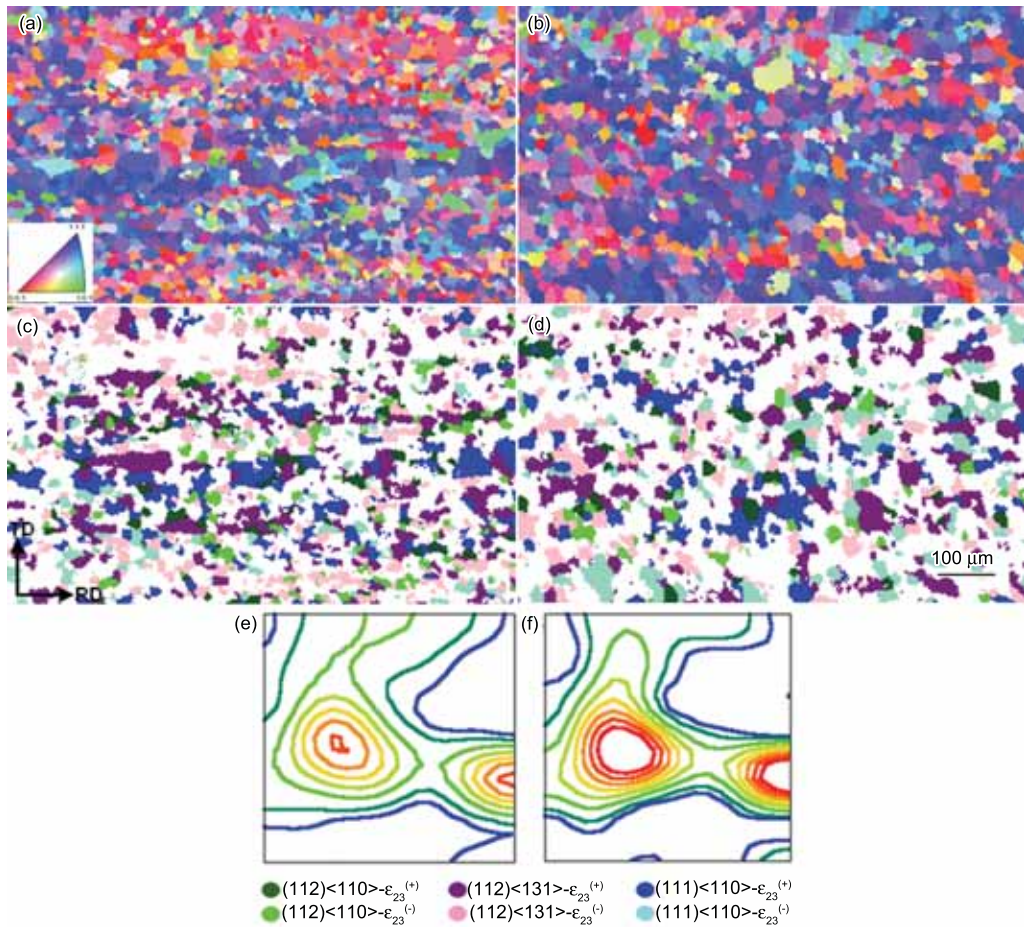


图 9 两种工艺的冷轧板退火后的晶粒取向分布和织构

Fig.9 Orientation distribution maps and textures of cold rolled and sufficiently annealed sheets with different FT. (a) (c) (e) FT-960 °C, (b) (d) (f) FT-850 °C, (a) (b) colored by ND inverse pole figure, (c) (d) colored by selected orientations, (e) (f) intensities are 1-2-3-4-5-6-7-8

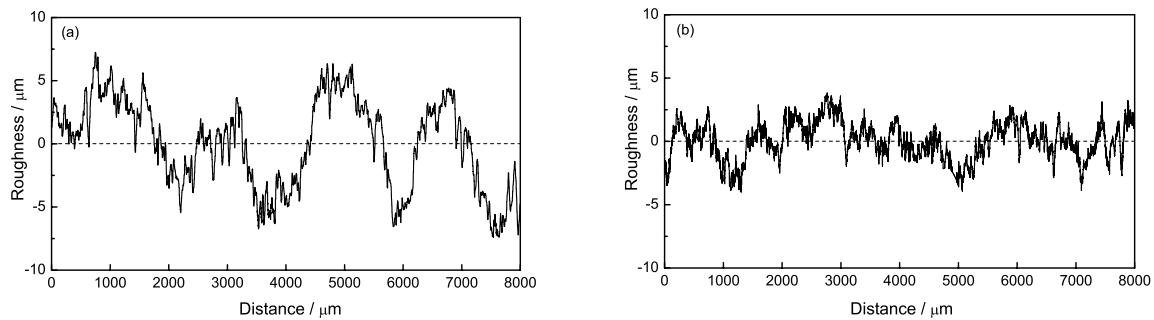


图 10 两种热轧工艺的成品板拉伸 15% 后表面的粗糙度曲线

Fig.10 Surface roughness curves of product sheets with different FT after 15% tensile deformation. (a) FT-960 °C, (b) FT-850 °C

簇分布趋势,而在 FT-850 板中不是这样。其原因是,FT-850 板中形变晶粒较薄,退火时易再结晶而分解,所具有的  $\{112\sim 111\}\langle 110\rangle$  取向易转变而消退(图 8)。

图 10 给出了两种工艺的成品板沿轧向拉伸 15% 后表面沿横向的粗糙度曲线,最大起皱高度  $R_t$ , FT-960 板为  $14.6\ \mu\text{m}$ , FT-850 板为  $7.8\ \mu\text{m}$ 。这些结果表

明,随着热轧温度降低,成品板表面起皱减弱。多晶体塑性和晶体有限元计算结果表明<sup>[7,8]</sup>,不同晶粒簇间正应变  $\varepsilon_{33}$  的差异和剪应变  $\varepsilon_{23}$  的差异均造成表面起皱。比较本文成品组织中两种应变的差异(图 9a-9d):存在  $\varepsilon_{33}$  大小不同的高  $r$  值和低  $r$  值晶粒簇平行于轧向间隔分布,而且在 FT-960 板中更明显;存在  $\varepsilon_{23}$  正

负差异的不同对称取向晶粒簇具有相似特征,但是其宽度较小,因为在成品组织中  $\{112\sim 111\}\langle 110\rangle$  晶粒较少。存在两种应变差异的晶粒簇产生的皱褶交叠,形成最终表面粗糙度。这些晶粒簇,均起源于热轧组织中沿轧向延伸的带状晶粒;随着热轧温度的降低,带状晶粒减薄、晶内剪切带增多,退火时晶界和晶内再结晶形核增多,带状晶粒被加速分解,尤其是中心层附近  $\{001\sim 112\}\langle 110\rangle$  带状晶粒。因此低  $r$  值晶粒簇减少,不同对称取向晶粒簇消退,基体中  $\varepsilon_{33}$  和  $\varepsilon_{23}$  差异均减少,表面起皱减弱。

### 3 结 论

1. Cr12 铁素体不锈钢的热轧组织呈沿轧向延伸的带状,部分晶粒内有剪切带。随着热轧温度的降低,晶粒平均厚度减小,偏离  $\alpha$  的取向增多,剪切变形比重增加,含有剪切带晶粒增多,由表层向中心层逼近。

2. 热轧退火组织不能完全再结晶,含有剪切带的晶粒优先晶内再结晶形核;中心层附近晶内光滑的晶粒难以自发形核,再结晶滞后且不充分。热轧温度降低,前种晶粒增多,后种晶粒减少。

3. 冷轧组织也呈沿轧向延伸的带状,晶粒基本为  $\alpha$  和  $\gamma$  取向,部分晶粒内有剪切带。热轧温度降低,晶粒平均厚度减小, $\gamma$  附近取向增多,含有剪切带晶粒增多,由表层向中心层逼近。

4. 冷轧退火组织再结晶完全,但存在沿轧向分布的晶粒簇。随着热轧温度的降低,由含有剪切带晶粒形成的高  $r$  值晶粒簇增多,由光滑带状晶粒形成的低  $r$  值晶粒簇减少;带状晶粒的减薄还使具有  $\varepsilon_{23}$  正负差异的不同对称取向晶粒簇消退,因此基体中  $\varepsilon_{33}$  和  $\varepsilon_{23}$  差异均减少,表面起皱减弱。

### 参 考 文 献

- 1 C.W.Sinclair, J.D.Mithieux., J.H.Schmitt, Y.Brechet, Recrystallization of stabilized ferritic stainless steel sheet, Metallurgical and Materials Transactions A, **36**(11), 3205(2005)
- 2 H.C.Chao, The mechanism of ridging in ferritic stainless steels, Transactions of ASM, **60**(1), 37(1967)
- 3 H.Takechi, H.Kato, T.Sunami, T.Nakayama, The mechanism of ridging phenomenon in 17% chromium stainless steel sheets, Transactions of JIM, **31**(6), 717(1967)
- 4 R.N.Wright, Anisotropic plastic flow in ferritic stainless steels and the roping phenomenon, Metallurgical Transaction A, **3**(1), 83(1972)
- 5 M.Brochu, T.Yokota, S.Satoh, Analysis of grain colonies in type 430 ferritic stainless steels by electron back scattering diffraction (EBSD), ISIJ International, **37**(9), 872(1997)
- 6 S.H.Park, K.Y.Kim, Y.D.Lee, C.G.Park, Evolution of microstructures and textures associated with ridging in ferritic stainless steels, ISIJ International, **42**(1), 100(2002)
- 7 H.J.Shin, J.K.An, S.H.Park, D.N.Lee, The effect of texture on ridging of ferritic stainless steel, Acta Materialia, **51**(9), 4693(2003)
- 8 O.Engler, M.Y.Huh, C.N.Tome, Crystal-plasticity analysis of ridging in ferritic stainless steel sheets, Metallurgical and Materials Transactions A, **36**(11), 3127(2005)
- 9 M.Y.Huh, O.Engler, Effect of intermediate annealing on texture, formability and ridging of 17%Cr ferritic stainless steel sheet, Materials Science and Engineering A, **308**(1), 74(2001)
- 10 J.I.Hamada, Y.Matsumoto, F.Fudanoki, S.Maeda, Effect of initial solidified structure on ridging phenomenon and texture in type 430 ferritic stainless steel sheets, ISIJ International, **43**(12), 1989(2003)
- 11 M.Y.Huh, J.H.Lee, S.H.Park, O.Engler, D.Raabe, Effect of through-thickness macro and micro-texture gradients on ridging of 17% Cr ferritic stainless steel sheet, Steel Research International, **76**(11), 797(2005)
- 12 H.G.Kang, M.Y.Huh, S.H.Park, O.Engler, Effect of lubrication during hot rolling on the evolution of through-thickness textures in 18% Cr ferritic stainless steel sheet, Steel Research International, **79**(6), 489(2008)
- 13 M.R.Barnett, J.J.Jonas, Distinctive aspects of the physical metallurgy of warm rolling, ISIJ International, **39**(9), 856(1999)
- 14 A.Haldar, X.Huang, T.Leffers, N.Hansen, R.K.Ray, Grain orientation dependence of microstructures in a warm rolled IF steel, Acta Materialia, **52**(18), 5405(2004)
- 15 O.Engler, M.Y.Huh, C.N.Tome, A study of through-thickness texture gradients in rolled sheets, Metallurgical and Materials Transactions A, **31**(9), 2299(2000)
- 16 M.R.Barnett, Role of in-grain shear bands in the nucleation of  $\langle 111 \rangle$ //ND recrystallization textures in warm rolled steel, ISIJ International, **38**(1), 78(1998)
- 17 M.Z.Quadir, B.J.Duggan, Deformation banding and recrystallization of  $\alpha$  fiber components in heavily rolled IF steel, Acta Materialia, **52**(13), 4011(2004)
- 18 M.Z.Quadir, B.J.Duggan, A microstructural study of the origins of  $\gamma$  recrystallization textures in 75% warm rolled IF steel, Acta Materialia, **54**(16), 4337(2006)
- 19 K.Verbeke, L.Kestens, M.D.Nave, Re-evaluation of the Ibe-Lucke growth selection experiment in a Fe-Si single crystal, Acta Materialia, **53**(9), 2675(2005)
- 20 R.Saha, R.K.Ray, Texture and grain growth characteristics in a boron added interstitial free steel after severe cold rolling and annealing, Materials Science and Engineering A, **527**(7), 1882(2010)