

IF 钢铁素体区热轧和退火过程中织构的演变 *

王昭东¹ 郭艳辉¹ 孙大庆^{1,2} 薛文颖¹ 刘相华¹ 王国栋¹

1. 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室 沈阳 110004
2. 鞍山钢铁集团公司技术中心 鞍山 114021

摘 要 研究了一种 Ti-IF(Interstitial-free) 钢在铁素体区热轧和退火过程中织构的变化。由于轧制过程摩擦的影响, 热轧织构和退火织构在厚度方向上都有很大的差异。在钢板的表层, 热轧织构的主要组分是 $\{110\}\langle 001\rangle$, 退火后表层的铁素体晶粒没有发生再结晶, 该组分转变为 $\{001\}\langle 110\rangle$; 在试样的中心和 1/4 面, 热轧织构组分主要是较弱的 $\langle 111\rangle//ND$ (板法向) 织构和部 $\langle 110\rangle//RD$ 且在 $\{001\}\langle 110\rangle$ 处最强; 退火后中心面上的晶粒发生了完全再结晶, $\{001\}$ 组分转变为 $\langle 111\rangle//ND$ 组分使 $\langle 111\rangle//ND$ 织构成为唯一织构组分且在 $\{111\}\langle 112\rangle$ 处最强。

关键词 材料科学基础学科, 铁素体区轧制, Ti-IF 钢, 织构, 演变规律

分类号 TG142

文章编号 1005-3093(2006)04-0399-04

Texture evolution of a IF steel during ferritic rolling and direct annealing

WANG Zhaodong¹ GUO Yanhui¹ SUN Daqing^{1,2} XUE Wenyong¹
LIU Xianghua¹ WANG Guodong^{1**}

1. The State Key Lab of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110004

2. Anshan Iron & Steel Corp., Anshan 114021

* Supported by National Natural Science Foundation of China under grant No.50104004.

Manuscript received December 5, 2005; in revised form May 16, 2006.

** To whom correspondence should be addressed, Tel:(024)83686410, E-mail: wanggd@mail.neu.edu.cn

ABSTRACT The texture characteristics in a Ti-IF steel during hot rolling in ferrite region and subsequently annealing were investigated. The results show that the texture characters at the surface were absolutely different from that at mid-section and 1/4-section due to the friction between the steels and rolls. The main components at surface before annealing were $\{110\}\langle 001\rangle$ orientation, which transformed to $\{001\}\langle 110\rangle$ after annealing. While at the mid-section and 1/4-section, weak $\langle 111\rangle//ND$ (normal direction) texture and strong $\langle 110\rangle//RD$ (rolling direction) texture focused on $\{001\}\langle 110\rangle$ orientation was formed before annealing, but $\{001\}\langle 110\rangle$ orientation transformed to $\{111\}\langle 112\rangle$ transformation and only $\langle 111\rangle//ND$ recrystallization texture existed after annealing.

KEY WORDS foundational discipline in materials science, ferritic rolling, Ti-IF steel, textures, evolution

近年来, 铁素体区轧制技术得到了广泛的应用, 超低碳 IF 钢的热轧也在尝试采用这种工艺^[1~4]. 用铁素体区热轧技术可以轧制热轧薄带钢或超薄带钢^[4~6]. 其中用于直接退火的薄和超薄热带钢代替传统的冷轧退火钢, 可大大降低成本. 目前对该工艺的研究集中在产品的性能^[7~11], 对其组织和织构的

演变规律研究得不够. 热轧、冷轧织构的特征决定着再结晶织构的特征, 研究织构演变规律对更好地控制工艺以获得有利织构有重要意义. 因此, 本文研究一种 Ti-IF (Interstitial-free) 钢在铁素体区热轧和退火过程中织构的变化.

1 实验方法

实验用钢 Ti-IF 钢的化学成分列于表 1. 实验在 1780 mm 热连轧轧机上进行, 采用 1050 °C 较低的热处理温度, 主要考虑 $Ti_4C_2S_2$ 的形成和防止奥氏体晶粒粗大化; 粗轧在奥氏体区进行, 将 230 mm 的试验坯经粗轧机轧制到 46 mm, 以细化粗轧后奥氏体晶粒;

* 国家自然科学基金 50104004 资助项目.

2005 年 12 月 5 日收到初稿; 2006 年 5 月 16 日收到修改稿.

本文联系人: 王国栋, 教授

表 1 实验用钢的化学成分 (质量百分数, %)

Table 1 Composition of the Ti-IF steel employed, mass%

| Steel Grade | C | Si | Mn | P | S | Ti | Nb | N | Al |
|-------------|--------|-------|------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|
| Ti-IFsteel | 0.0037 | 0.015 | 0.12 | 0.007 | 0.007 | 0.068 | 0.005 | 0.0028 | 0.034 |

精轧在铁素体区进行, 采用润滑轧制, 样品最终厚度、终轧温度和卷取温度分别为 5 mm, 767 °C 和 440 °C. 对热轧后的带钢进行罩式退火, 退火温度为 740 °C, 保温时间为 4 h.

对热轧卷取及直接退火后的钢板取样、粗磨、细磨并抛光后, 用 4% 的硝酸酒精腐蚀. 在 VER-SAMETII 型光学显微镜上观察试样的晶粒所处状态; 用 X-ray 进行织构分析; 用 X'Pert Pro 型 X-射线衍射仪测定织构. 对于 $\{110\}$ 、 $\{200\}$ 和 $\{211\}$ 三张不完整极图, 采用二步法计算 ODF(取向分布函数), $l_{\max}=16$, ODF 截面图用 Roe 方法^[12] 表示.

2 实验结果及分析

由图 1 可见, 试样热轧状态的显微组织呈长纤维状的加工硬化状态, 铁素体晶粒沿轧向被拉长; 在变形状态下的显微组织主要特征是变形带的出现, 有人用鱼骨结构来描述与此相似的变形组织形貌^[13]; 退火后, 表面没有发生完全再结晶, 中心层轧制组织完全消失, 铁素体发生了再结晶.

图 2 表明, 热轧钢板的表面织构很弱, 不存在 γ 织构, 主要织构组分是强的 $\{110\}\langle 001 \rangle$ ($f(g)=6$) 和弱的 $\{113\}\langle 332 \rangle$, 1/4 面上 γ 织构已经初步形成, $\{110\}\langle 001 \rangle$ 组分消失, 主要组分变为 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 和 $\{112\}\langle 110 \rangle$ (图 2a). 中心面织构组分与 1/4 面相同, 但各组分强度均增加, γ 织构强度仍然低于 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 和 $\{112\}\langle 110 \rangle$ 组分. 这种织构特征与其金相组织处在轧制状态一致. 退火后, 表面上仍然没有形成 γ 织构, 但是 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 消失, 而 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 的强度大幅度提高 (图 2b). 1/4 面上 γ 织构很强, 几乎成为唯一的织构组分, $\{001\}\langle 110 \rangle$ 取向织构明显减弱, 或基本上消失. 中心面上的织构组分与 1/4 面上的相同, 强度也相同, 说明从 1/4 面到中心面铁素体晶粒发生了充分的再结晶, 使 $\{111\}$ //ND 再结晶织构得到充分的发展.

图 3 是与图 2 相对应的 ϵ 取向线 ($\langle 110 \rangle$ //TD, TD 表示带钢的横向), α 取向线 ($\langle 110 \rangle$ //RD, RD 表示带钢的轧向) 和 γ 取向线 ($\langle 111 \rangle$ //ND, ND 表示带钢的面法向) 沿板厚方向的变化曲线. 退火后, 表面上的 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 组分大幅度减弱, 而 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 组分强度明显提高, 并且两者的变化幅度基本相同 (图 3a). 因此可以推测, 退火后 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 组分转变为

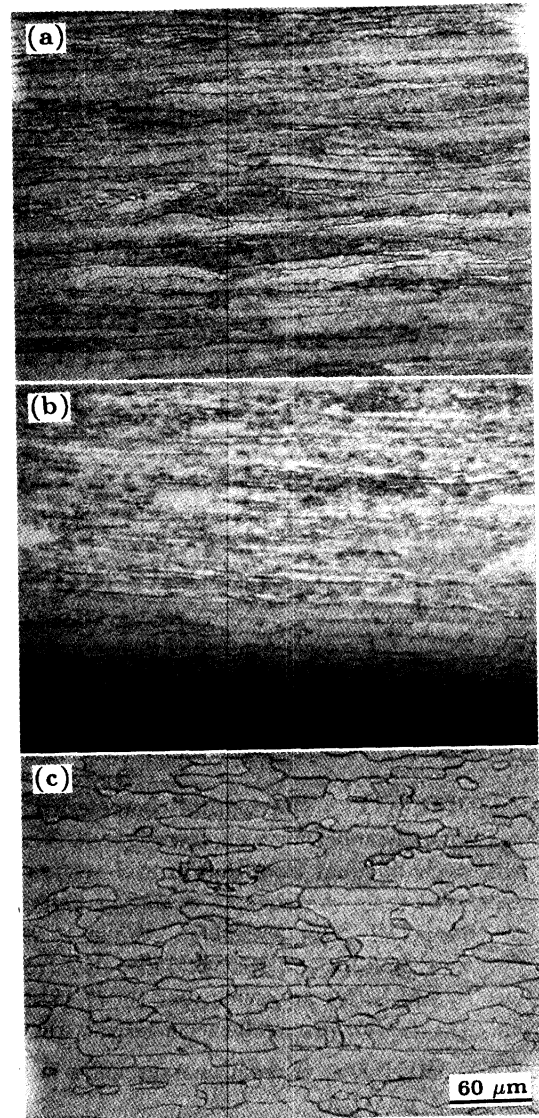


图 1 Ti-IF 钢试样热轧态 (a)、退火态表面 (b) 和退火态中心 (c) 显微组织

Fig.1 Optical microstructure of the Ti-IF steel samples (a) as hot rolled, (b) as annealed at surface, (c) as annealed at center

$\{001\}\langle 110 \rangle$ 组分. 关于退火后表面的轧制织构 $\{110\}$ 组分转变为 $\{001\}$ 组分的机理, 目前尚不清楚. 但是 Lee^[14] 在研究体心立方结构的 Mo 时, 也发现有 $\{110\}$ 组分退火后转变为 $\{001\}$ 组分, 并且应用他提出的模型进行了解释. 试样表层没有发生再结晶而是

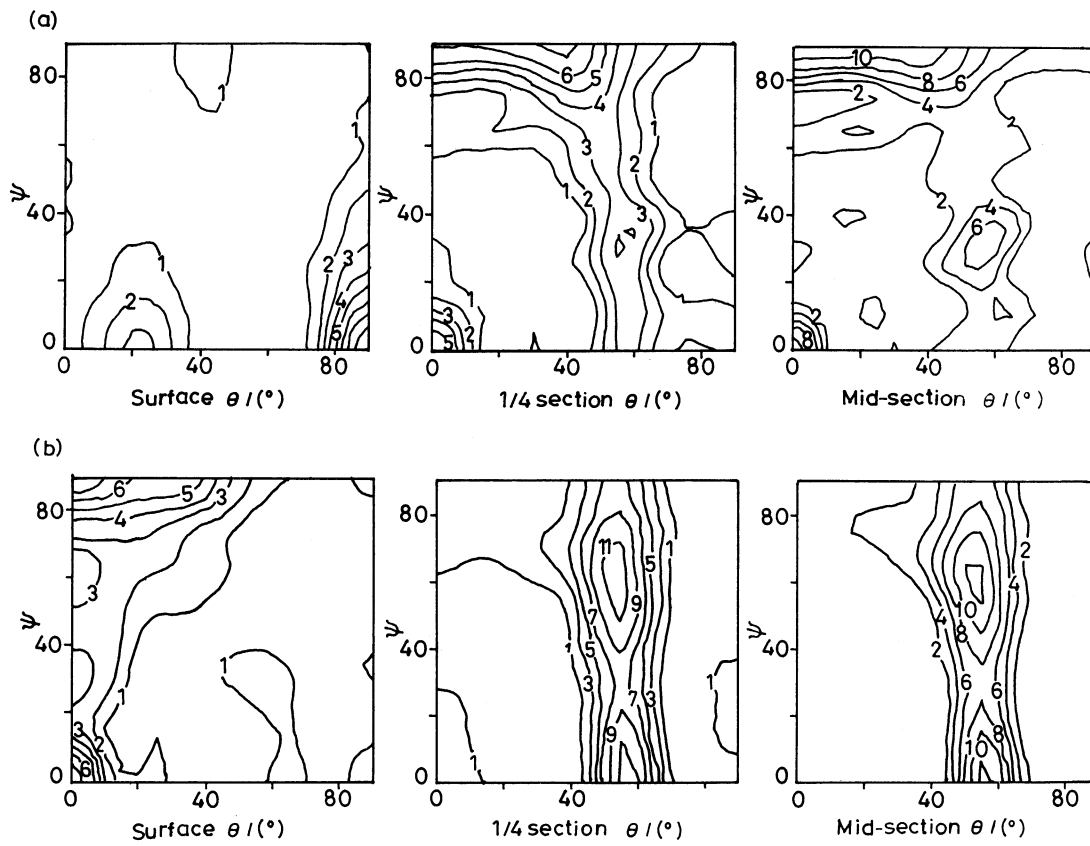


图 2 $\phi=45^\circ$ ODF 截面图

Fig.2 $\phi=45^\circ$ sections of ODFs of the IF steel (a) as hot rolled, (b) as annealed

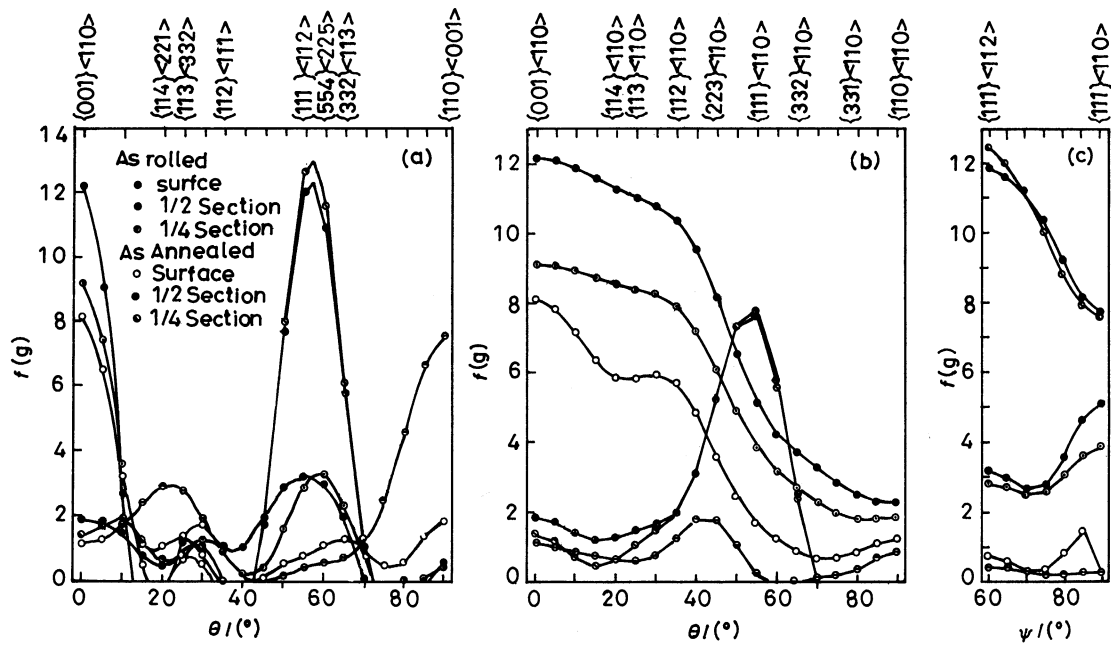


图 3 组织的取向变化图

Fig.3 The intensity changes of ϵ (a), α (b) and γ (c) fibers through the thickness

发生了回复,这种组分的转变与晶粒的回复有关.退火前 1/4 面上和中心面上织构类型基本相同,最强组分都是 $\{001\}\langle 110\rangle$,中心面上的强度高于 12.而退火后 1/4 面上和中心面上 $\{111\}\langle 112\rangle$ 组分的强度大大提高,强度达到 12, $\{001\}\langle 110\rangle$ 组分强度明显降低.这表明,退火后 $\{001\}\langle 110\rangle$ 组分转变为 $\{111\}\langle 112\rangle$ 组分.热轧态的 γ 织构较弱,表面上没有 γ 织构生成;1/4 面上和中心面上 $\{111\}\langle 110\rangle$ 组分强度最高.退火后表面上的 γ 织构的强度仍然很低,接近于 0;1/4 面上和中心面上, $\{111\}\langle 110\rangle$ 组分强度有所提高,但幅度不大;而 $\{111\}\langle 112\rangle$ 强度明显提高,强度达到 12,成为最强组分.退火后 $\{111\}$ //ND 织构组分强度大幅度提高,因为退火前样品处于轧制状态,没有动态回复发生,储存能增加,再结晶驱动力很大,使得再结晶充分进行, $\{111\}$ //ND 再结晶织构充分发展.该结果与 Toshiaki URABE 等^[15]所得的冷轧退火过程中织构变化规律一致.他们认为,退火过程中,一部分 $\{111\}\langle 110\rangle$ 取向晶粒消失,另一部分形核长大,结果使 $\{111\}\langle 110\rangle$ 再结晶织构略有增强.而 $\{111\}\langle 112\rangle$ 取向晶粒首先形核并最终长入 $\{001\}\langle 110\rangle$ 取向晶粒中,因此 $\{111\}\langle 112\rangle$ 再结晶织构强度得到提高.同样,Lindh 等^[16]使用 EBSD 手段研究了各种 IF 钢的再结晶过程,发现 $\{111\}\langle 112\rangle$ 取向晶粒在初次再结晶阶段首先在 $\{111\}\langle 112\rangle$ 变形基体上形核长大,然后依靠消耗 $\{001\}$ 变形晶粒完成再结晶.Lee^[14]针对 IF 钢再结晶织构的演变机理提出的模型也可以解释这一点.他认为,变形晶粒最大主应力方向在再结晶中转变为新晶粒的最小弹性模量方向,通过这个假设,再结晶过程将最大程度地释放变形储存能.对于 $\{001\}\langle 110\rangle$ 取向晶粒,以 $(001)[110]$ 取向晶粒为代表,根据泰勒全约束模型计算出,该取向晶粒变形时,开动的滑移系是 $(11\bar{2})[111]$ 和 $(112)[11\bar{1}]$.所以该变形晶粒的最大主应力方向是 $[111]$ 或者 $[11\bar{1}]$.而在体心立方晶格的铁素体晶粒中,最小弹性模量方向是 $\langle 001\rangle$ 方向.在 Seung-Hyun HONG 等^[17]的研究中, $(001)[110]$ 变形晶粒中的最大主应力方向 $[111]$ 平行于再结晶晶粒的最小弹性模量方向 $[001]$ 方向,并且保持两种晶粒的横向共有,可以推出 $(001)[110]$ 变形晶粒转变成的再结晶晶粒的取向是 $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$.考虑到对称性,可以根据该模型计算出 $\{001\}\langle 110\rangle$ 变形晶粒在再结晶中转变为 $\{111\}\langle 112\rangle$ 晶粒.这与 B.Park 等^[18]根据最大储存能释放原理和围绕共有 $\langle 110\rangle$ 轴转动原则得到的结论一致.

3 结 论

1. IF 钢在铁素体热轧和退火后织构类型由热轧织构转变为再结晶织构并且沿厚度方向有很大差异.

2. 热轧态试样表面上的主要织构组分是 $\{110\}\langle 001\rangle$,退火后转变为 $\{001\}\langle 110\rangle$.

3. 热轧态试样的 1/4 面上和中心面上的主要织构组分是 $\{001\}\langle 110\rangle$ 和相对较弱的 $\{110\}$ //ND 织构,退火过程中 $\{001\}\langle 110\rangle$ 转变为 $\{111\}\langle 112\rangle$ 织构,因此退火后 $\{110\}$ //ND 织构在 $\{111\}\langle 112\rangle$ 取向最强.

参 考 文 献

- 1 A.Haldar, R.K.Rayb, *Materials Science and Engineering A*, (391), 402(2005)
- 2 M.R.Barnett, J.J.Jonas, *ISIJ Int.*, **9**(39), 856(1999)
- 3 MAO Xiping, Ferritic rolling in TSCR, Kang T'ieh/Iron and Steel, **5**(39), 71(2004)
(毛新平, 钢铁, **5**(39), 71(2004))
- 4 WANG Zhaodong, Li Zigang, He Xiaoming, Zhao Kun, *Acts Metallurgica Sinca*, **6**(36), 613(2000)
(王昭东, 李自刚, 何晓明, 赵 昆, 金属学报, **6**(36), 613(2000))
- 5 A.De Paepe, J.C.Herman, *Steel Research*, (68), 479(1997)
- 6 A.Tomitz, R.Kaspar, *ISIJ Int.*, **9**(40), 927(2000)
- 7 Tomitz, Andreas, Kaspar, Radko, *Steel Research*, **12**(71), 497(2000)
- 8 WANG Zhaodong, GUO Yanhui, ZHAO Zhong, SUN Daqing, *Journal of Northeastern University*, **8**(26), 747(2005)
(王昭东, 郭艳辉, 赵 忠, 孙大庆, 东北大学学报, **8**(26), 747(2005))
- 9 Zhao H., Rama S.C., Barber G.C., Wang, Z., Wang X., *Journal of Materials Processing Technology*, **1~3**(128), 73(2002)
- 10 Toroghinejad, Mohammad R., Humphreys, Alan O., Liu Dongsheng, Ashrafizadeh, Fakhraddin, Najafizadeh, Abbas; Jonas, John J., *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, **5**(34A), 1163(2003)
- 11 GUAN Xiaojun, LI Yun, WANG Zuo Cheng, *Iron and Steel*, **9**(39), 58(2004)
(关小军, 李 云, 王作成, 钢铁, **9**(39), 58(2004))
- 12 R.J.Roe, Description of Crystallite Orientation in Polycrystalline Materials. III General Solution to Pole Figure Inversion, *Journal of Applied Physics*, **36**(6), 2024(1965)
- 13 D.Vanderschueren, N.Yoshinaga, K.Koyama, *ISIJ Int.*, **36**(8), 1046(1996)
- 14 D.N.Lee, *Scripta Metallurgica et Materialia*, **32**(10), 1689(1995)
- 15 Turabe, J.J.Jonas, *ISIJ Int.*, **34**(5), 435(1994)
- 16 Lindh E., B. Hutchinson P. Bate, *Materials Science Forum*, (157-6), 997(1994)
- 17 S.H.Hong, D.N.Lee, *ISIJ Int.*, **42**(11), 1278(2002)
- 18 Y.B.Park, L.Kestens, J.J.Jonas, *ISIJ Int.*, **40**(4), 393(2000)