

# 低碳钢板冷轧织构的不均匀性

郑盼盼, 陈 冷<sup>✉</sup>

北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083  
<sup>✉</sup>通信作者, E-mail: lchen@ustb.edu.cn

**摘 要** 用 X 射线衍射法测量了冷轧低碳钢板的表层和心部织构. 实验结果表明, 钢板表层主要包含  $\{11\bar{2}\} \langle 110 \rangle$  和  $\{001\} \langle 110 \rangle$  织构组分, 心部主要包含  $\{11\bar{2}\} \langle 110 \rangle$  和  $\{11\bar{1}\} \langle 110 \rangle$  织构组分, 说明低碳钢板冷轧织构具有不均匀性. 用改进的 Sachs 模型模拟了体心立方金属冷轧织构的演化过程, 与实验结果有较好的一致性.

**关键词** 低碳钢板; 冷轧织构; 位错滑移; 织构不均匀性  
**分类号** TG142.15

## Inhomogeneity of cold-rolled texture in low-carbon steel sheets

ZHENG Pan-pan, CHEN Leng<sup>✉</sup>

School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China  
<sup>✉</sup>Corresponding author, E-mail: lchen@ustb.edu.cn

**ABSTRACT** Texture of the surface and center of the cold-rolled low-carbon steel sheets were measured by X-ray diffraction method. The experimental results show that  $\{11\bar{2}\} \langle 110 \rangle$  and  $\{001\} \langle 110 \rangle$  texture components exist in the surface of the steel sheets and  $\{11\bar{2}\} \langle 110 \rangle$  and  $\{11\bar{1}\} \langle 110 \rangle$  texture components exist in the center of the steel sheets. It is obvious that the cold-rolled textures of the low-carbon steel sheets are inhomogeneous from surface to center. The textures evolution process of body centered cubic metals were simulated by the modified Sachs model and the simulation results show good consistence with the experimental results.

**KEY WORDS** low-carbon steel sheets; cold-rolled texture; dislocation slip; texture inhomogeneity

在金属的变形过程中, 变形几何条件对金属的轧制织构有着重要的影响. 由于在轧制过程中金属表层和心部的受力条件不同, 会造成表层织构和心部织构不同, 即在沿金属板的厚度方向上, 织构存在着一定的不均匀性. Vandermeer 等较早地注意到了织构在金属板带材的表面和内部并不完全相同这个现象<sup>[1]</sup>. Sakai 等研究了钢板在不同润滑条件下, 即所受应力不均匀的情况下, 有效应变沿厚度方向分布的不均匀性<sup>[2]</sup>. 另外, 研究人员也对金属板带材轧制过程中由于加工变形的不均匀而导致沿厚度方向织构的不均匀性, 以及剪切织构的产生条件做了研究<sup>[3-6]</sup>. 由于这种织构不均匀性的存在, 表层织构不能准确反映钢板真实的织构状态, 而传统的 X 射线织构检测方法只能测量钢

板的表层织构, 因而无法准确检测钢板织构. 为了准确分析金属板材的织构, 人们用计算机模拟的方法, 建立金属材料塑性变形的理论模型, 计算多晶体变形时的织构变化, 对变形过程中位错滑移和孪生等机制进行详细的研究<sup>[7]</sup>. 根据多晶体内的应变特点, 很早就提出了不同的变形模型, 如 Sachs 模型、Taylor 模型以及以这两个模型为基础的一系列修正模型<sup>[8-11]</sup>.

本文主要以体心立方金属  $\{110\} \langle 111 \rangle$  滑移系为基础, 利用改进的多晶体模型, 兼顾应力与应变的连续性, 分别对体心立方金属表层与心部冷轧织构进行了模拟, 解释了实验用低碳钢板织构分布的不均匀性. 根据相变过程中奥氏体织构与转变后铁素体织构之间的关系解释了低碳钢板中另一主要织构  $\{332\} \langle 111 \rangle$

的产生及其分布不均匀性。

### 1 实验和模拟方法

实验材料是冷轧变形量 80% ,真应变为 1.6 的低碳钢,化学成分如表 1 所示. 分别选取沿钢板轧向的两个样品,将其中一个样品进行机械抛光至心部,两个样品都经过电解抛光以消除其表面应变层. 用 X 射线衍射法测量两个样品的 {110}、{200} 和 {211} 三个晶面的极图并计算取向分布函数(orientation distribution function, ODF).

表 1 冷轧低碳钢板的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of the cold-rolled low-carbon steel sheet

%					
C	Si	Mn	P	S	Fe
0.15 ~ 0.20	1.00 ~ 2.00	1.50 ~ 2.00	0.01	0.005	余量

以多晶体塑性变形的 Sachs 模型<sup>[8]</sup>为基础,对体心立方金属的冷轧结构进行模拟,多晶体轧制变形时每个晶粒承受的外应力:

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (1)$$

在轧制样品坐标系内 1、2、3 分别代表轧向、横向和法向. 多晶体材料轧制变形时,轧板中心部位的受力状态为:除去对塑性变形没有实际影响的静水压力的平面应力状态,轧向拉应力  $\sigma_{11} > 0$ ,法向压应力  $\sigma_{33} < 0$ ,且  $\sigma_{11} = -\sigma_{33} = \sigma$ ,其余应力分量为 0. 而在轧板表面附近,除了以上两种应力外,轧板还因轧辊与轧板之间的摩擦力而承受了切应力  $\sigma_{13}$  和  $\sigma_{31}$  ( $\sigma_{13} = \sigma_{31}$ ). 随着轧制表层受力状态以及润滑程度的改变,表层所受切应力的也会随之改变,这一

变化必然会对作用在滑移系上的分切应力的产生影响. 这就使得在轧板心部与表层组织存在不均匀性.

本文在给定模型条件下,当  $\sigma_{11} = -\sigma_{33} = 1$ ,其余应力分量为 0 时模拟计算轧板中心取向转动情况;当  $\sigma_{11} = -\sigma_{33} = 1$ , $\sigma_{13} = \sigma_{31}$  且不为 0 时模拟计算轧板表层晶粒取向转动情况. 由于实验材料的抗拉强度为 800 MPa,强度和变形抗力较高,而在冷轧变形条件下,较高的变形抗力不容易造成大的道次压下量和高的外来切应力,因此很难在低碳钢冷轧板中产生典型的剪切结构. 从实验结果(图 1)也可以看到,试样表层并不存在剪切结构,因此,在模拟过程中只对  $\sigma_{31}/\sigma_{11} \leq 1.0$  的情况进行计算. 模拟轧制变形量达  $\epsilon_{33} = -1.6$  (即轧制制度为 80%) ,模拟变形步长为  $\gamma = 0.01$ . 每步取向变化后重新计算取向因子以决定滑移系的开动,若滑移系开动时造成的各种切变量小则令此滑移系开动;若切变量大,则寻找其他能减小这种切变的附加滑移系,令其开动,以便使较合理的应力状态始终占有统治地位. 计算表明,大切变量和小切变量的界线应放在主应变  $\epsilon_{33}$  的 20% 处比较合适,即  $\sigma_{ij} < 0.2\epsilon_{33}$  ( $i \neq j$ ) 时不需要附加滑移系.

### 2 结果与讨论

图 1 为冷轧低碳钢板 ODF  $\varphi_2 = 45^\circ$  截面图,图 1 (a) 是表层组织,图 1 (b) 是心部组织,图 1 (c) 是典型组织的重要取向位置. 可以看到表层主要包含 {112}  $\langle 110 \rangle$  ( $\varphi_1 = 0^\circ, \Phi = 35^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$ ), {001}  $\langle 110 \rangle$  ( $\varphi_1 = 0^\circ, \Phi = 0^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$ ) 和 {332}  $\langle 113 \rangle$  ( $\varphi_1 = 90^\circ, \Phi = 64^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$ ) 组织组分. 心部主要包含 {112}  $\langle 110 \rangle$ 、{111}  $\langle 110 \rangle$  ( $\varphi_1 = 0^\circ, \Phi = 55^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$ ) 和 {332} 平行于板法向的组织组分.

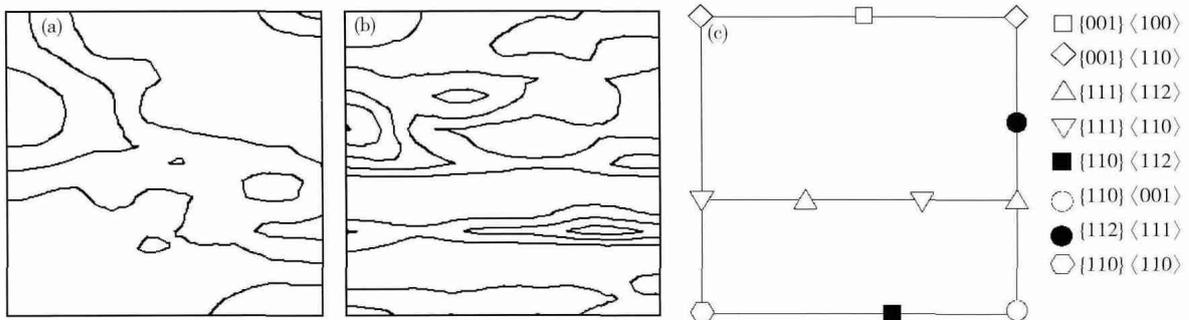


图 1 冷轧低碳钢板 ODF  $\varphi_2 = 45^\circ$  截面图,密度水平:1, 3, 5, 7. (a) 表层(max = 6.4); (b) 心部(max = 8.9); (c) 重要取向位置

Fig. 1 ODF section ( $\varphi_2 = 45^\circ$ ) of low carbon steel sheet, Levels: 1, 3, 5, 7: (a) surface (max = 6.4); (b) center (max = 8.9); (c) important orientation position

图 2 为冷轧低碳钢板表层与心部  $\alpha$  取向线和  $\gamma$  取向线  $\langle 332 \rangle // ND$  分布,从图 2 (a) 可以看出,表层具有较强的 {001}  $\langle 110 \rangle$  组织,心部的 {112}  $\langle 110 \rangle$  密度

大于表层. 从图 2 (b) 可以看出样品心部 {332} 组织密度水平高于表层.

图 3 (a) 和 (c) 是冷轧低碳钢板 ODF  $\varphi_1 = 0^\circ$  截面

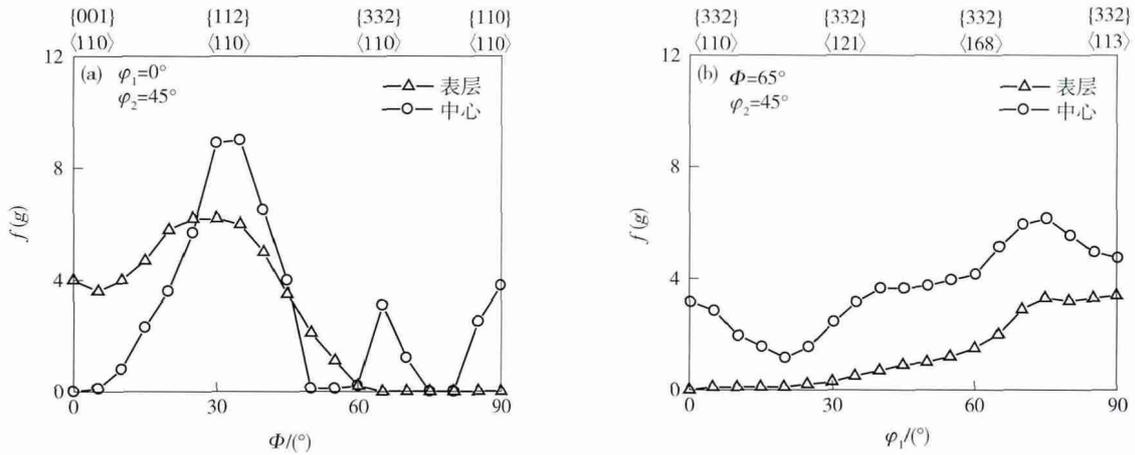


图2 冷轧低碳钢板表层与心部取向线。(a)  $\alpha$ 取向线;(b)  $\gamma$ 取向线 ( $\langle\langle 332 \rangle\rangle // ND$ )

Fig.2 Density distribution along the  $\alpha$ -fiber (a) and  $\gamma$ -fiber (b) of the surface and center of the low carbon steel sheet ( $\langle\langle 332 \rangle\rangle // ND$ )

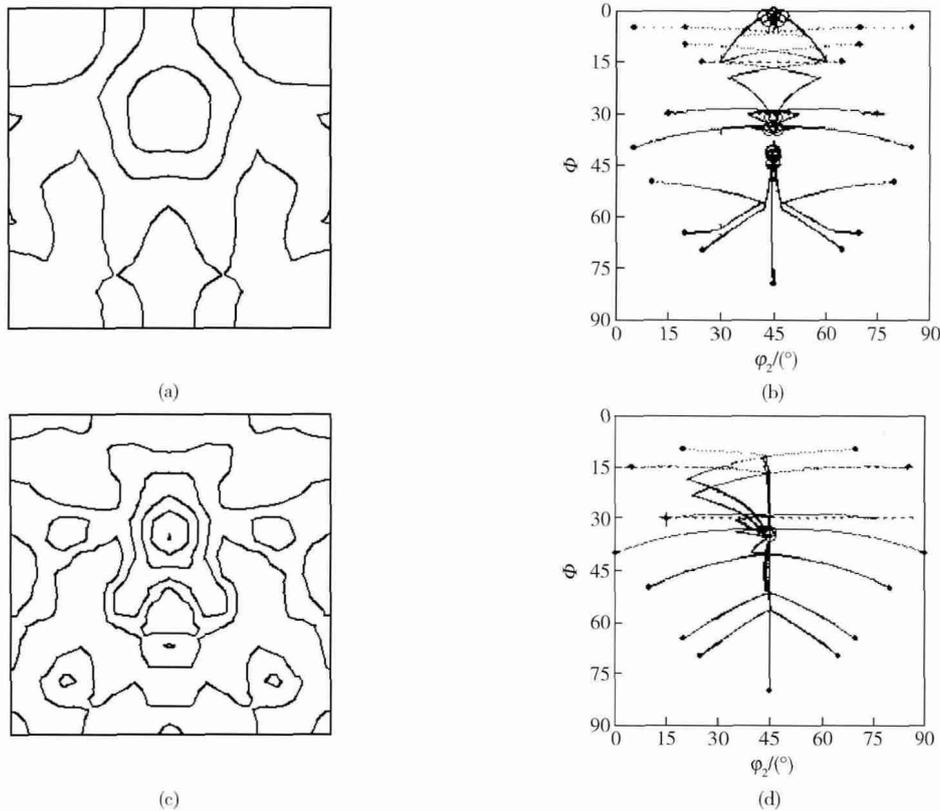


图3 ODF  $\varphi_1 = 0^\circ$  截面图和晶粒取向转动路径。(a) 表层 ODF  $\varphi_1 = 0^\circ$  截面图;(b) 表层晶粒取向转动路径;(c) 心部 ODF  $\varphi_1 = 0^\circ$  截面图;(d) 心部晶粒取向转动路径

Fig.3 ODF section ( $\varphi_1 = 0^\circ$ ) of low carbon steel sheet and route of the grain orientation rotation: (a) ODF section ( $\varphi_1 = 0^\circ$ ) surface; (b) route of the grain orientation rotation surface; (c) ODF section ( $\varphi_1 = 0^\circ$ ) center; (d) route of the grain orientation rotation center

图. 图3(b)和(d)是ODF  $\varphi_1 = 0^\circ$  截面图上晶粒取向转动计算结果. 图3(b)是表面应力状态下有附加滑移系开动的晶粒取向转动,一部分晶粒取向转向 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 取向,即( $0^\circ, 0^\circ, 45^\circ$ )附近,一部分晶粒取向则转向 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 取向,即( $0^\circ, 35^\circ, 45^\circ$ )附近;图3(d)是心部应力状态下取向因子最大的滑移系开动的晶粒取向转动,大部分晶粒取向转到( $0^\circ, 35^\circ, 45^\circ$ )附近.

可以看出模拟计算结果与实验结果(图3(a)和(c))较符合.

模拟计算总是按相应模型的假设进行的,而这些假设总是把实际晶粒变形过程作了一定程度的简化,上述模型忽略了位错开动时所产生的切应变可能会引起的与邻近晶粒的相互影响,因此实际上各个晶粒都以一个独立单晶体的形式来完成塑性变形.而且模型

中由于各晶粒都处于同样的应力状态,因此在多晶体整体上各处的应力状态是单一而连续的. 还需要指出的是,本研究工作针对轧板表面的受力方式对计算模型作了一定程度上的简化处理,这对有效说明剪切应力对位错临界分切应力的影响是有必要的. 但是金属在实际变形过程中,位错开动是一个非常复杂的过程,合金的成分、受力状态都会对位错的开动方式产生影响,而且在不同的变形部位和不同的变形过程中滑移系开动方式是不同的,因此更多的具有针对性的研究还有待于进一步的开展.

热轧低碳钢板经过了无奥氏体再结晶温度以上和以下两个温度区域,因此高温时奥氏体中既存在奥氏体再结晶织构{100} <001>,也存在奥氏体轧制织构{110} <112>以及{112} <111>. 根据文献[12-14]奥氏体织构类型与相变后铁素体织构具有以下关系:奥氏体再结晶织构发展为铁素体{100} <011>型织构,奥

氏体两种轧制织构则分别发展为铁素体{332} <113>和{113} <110>型织构. 由于测量高温时奥氏体的织构比较困难,在对热处理后样品的残余奥氏体的织构测量中发现{110} <112>和{112} <111>等典型的面心立方织构,如图4(a)和(b)残余奥氏体 $\alpha$ 和 $\beta$ 取向线所示. 热轧后样品 $\tau$ 取向线如图4(c)所示,不仅具有{332}织构,还具有体心立方金属典型的剪切织构,高斯织构{110} <001> ( $\varphi_1 = 90^\circ, \Phi = 90^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$ )和{112} <111> ( $\varphi_1 = 90^\circ, \Phi = 40^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$ ),且强度较大. 由大量实验和文献可知,{332}织构由高温时奥氏体轧制织构{110} <112>发展而来,且这一织构在轧制和再结晶过程中具有一定的“遗传性”. 因此,热轧板中{332}织构越强,在冷轧和最终退火板中的{332}织构就越强. 但是,由于热轧板表层有明显的剪切织构,大大降低了热轧板表层{332}织构的强度,因此使得冷轧板表面的{332}织构强度明显低于心部.

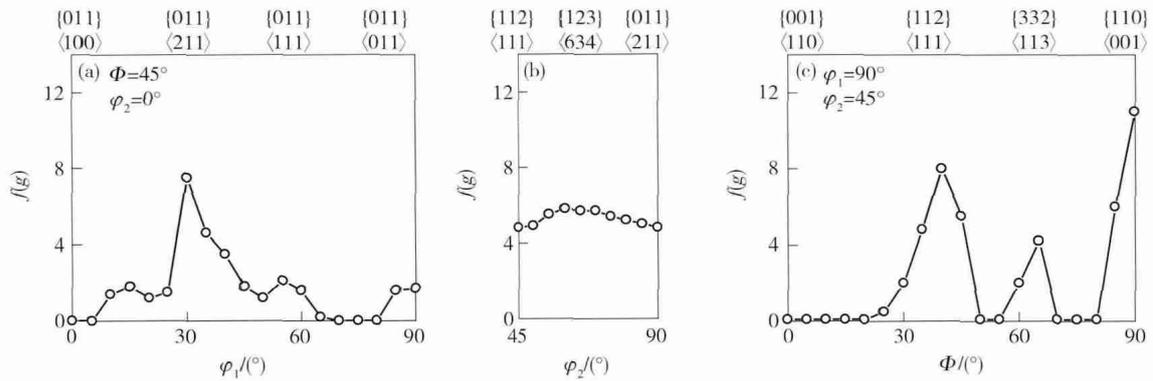


图 4 低碳钢板的取向线分析. (a) 残余奥氏体  $\alpha$  取向线; (b) 残余奥氏体  $\beta$  取向线; (c) 热轧板  $\tau$  取向线

Fig. 4 Analysis of the orientation line of the low-carbon steel sheets: (a)  $\alpha$ -fiber of retained austenite; (b)  $\beta$ -fiber of retained austenite; (c)  $\tau$ -fiber of hot rolled sheets

### 3 结论

用改进的 Sachs 多晶体塑性变形模型,兼顾应力与应变的连续性,分别对体心立方金属表层和心部的冷轧织构演化过程进行了模拟,分析了低碳钢板冷轧织构的不均匀性. 结果表明,以{110} <111>滑移系为基础的变形模型可以描述体心立方金属中晶粒取向转动过程和取向聚集状态. 在轧板心部取向因子最大的滑移系开动使大部分晶粒取向转向{112} <110>取向位置;在轧板表层晶粒受到切应力状态下开动附加滑移系使晶粒取向分别转向{112} <110>和{001} <110>取向位置. 模拟结果较好地解释了低碳冷轧钢板轧制时由于受力状态不同引起的表层心部织构的不均匀性. 冷轧低碳钢板中的{332}织构是由热轧过程中奥氏体轧制织构{110} <112>经过相变发展而来的,由于热轧板表层存在高密度的剪切织构,在冷轧过程中,削弱了{332}织构的强度,而使冷轧板心部的{332}织构密度水平高于表层.

### 参 考 文 献

- [1] Vandermeer R A, Bernal J B. Deformation zone geometry and texture gradients in cold rolled Niobium. *Textures of Crystalline Solids*, 1977, 2: 183
- [2] Sakai T, Saito Y, Kato K. Texture formation in low carbon Ti bearing steel sheets by high speed hot rolling in ferrite region. *ISIJ Int*, 1988, 28(12): 1036
- [3] Choi C H. Analysis of deformation texture inhomogeneity and stability condition of shear components in fcc metals. *Acta Mater*, 1997, 45(12): 5119
- [4] Choi C H, Lee D N. Evolution of recrystallization texture from aluminum sheet cold rolled under unlubricated condition. *Metallurgical and Materials Transactions*, 1997, 28A: 2217
- [5] Cuyas J D. Inhomogeneity of rolling and annealing texture in aluminum. *Light Metal Age*, 1988, 6: 12
- [6] Truszkowski W, Król J, Major B. Inhomogeneity of rolling texture in fcc metals. *Metallurgical Transactions A*, 1980, 11(5): 749
- [7] Raabe D. Simulation of rolling textures of bcc metals considering grain interactions and crystallographic slip on {110}, {112} and

- {123} planes. *Mat Sci & Eng*, 1995, A197: 31
- [8] Sachs G. The plastic deformation mode of polycrystals. *Z Ver Deutsch Ing*, 1928, 72: 734
- [9] Taylor G I. The plastic strain of metals. *J Inst Metals*, 1938, 62: 307
- [10] Mao W. Simulation of shear texture formation in the surface layer of interstitial free steel sheets. *Inter J Engineering Simulation*, 2001, 2(1): 17
- [11] Hirsch J, Lücke K. Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline fcc metals. *Acta Metallurgica*, 1988, 36(11): 2883
- [12] Ray R K, Jonas J J, Butron-Guillen M P, et al. Transformation textures in steels. *ISIJ International*, 1994, 34: 927
- [13] Mesplont C, De Cooman B C. Effect of austenite deformation on crystallographic texture during transformations in microalloyed bainitic steel. *Mater Sci Technol*, 2005, 19: 875
- [14] Chapellier P H, Ray R K, Jonas J J. Prediction of transformation textures in steels. *Acta Metall Mater*, 1990, 38(8): 1475