

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金厚板冷轧过程中的织构演变

Texture Evolution of Al-Zn-Mg-Cu Aluminum Alloy Plate During Cold Rolling

陈军洲, 黄敏, 戴圣龙

(北京航空材料研究院, 北京 100095)

CHEN Jun-zhou, HUANG Min, DAI Sheng-long

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

摘要: 利用电子背散射衍射技术研究了 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金厚板冷轧过程中不同厚度处的织构演变。结果表明: 厚板近表面处的剪切型织构{001}〈110〉, 随着冷轧变形量的增加逐渐向轧制型织构 Bs, S, Cu 组分转变; 厚板 1/4 厚度和中心厚度处的轧制型织构 Bs, S, Cu 组分, 随着冷轧变形量的增加逐渐流向剪切型织构{001}〈110〉。剪切应变是引起轧制型织构向剪切型织构转变的主要原因。在剪切应变作用下 Cu 取向沿着 $\phi_1 = 90^\circ$ 流向{001}〈110〉, Bs 取向沿着 $\phi_1 = 35^\circ$ 逐渐向两侧分离, 流向{001}〈110〉。

关键词: 铝合金; 冷轧; 织构; 电子背散射衍射

中图分类号: TG113 文献标识码: A 文章编号: 1004-4381(2011)05-0001-06

Abstract: The evolution of through-thickness texture in Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy plate during cold rolling was investigated by using electron backscattered diffraction (EBSD) technique. The results show that shear type texture {001}〈110〉 near the surface of the plate tends to rotate towards a typical rolling texture consisted of Bs, S and Cu components with the reduction, while, at the quarter and the center of thickness, typical rolling texture rotates towards the {001}〈110〉 orientation. Shear strain is the prime reason resulted in the transition from rolling texture to shear type texture. With the shear strain, Cu and Bs orientation rotates towards {001}〈110〉 along $\phi_1 = 90^\circ$ and $\phi_1 = 35^\circ$, respectively.

Key words: aluminum alloy; cold rolling; texture; EBSD

织构是影响铝合金板材性能均匀性的一个重要因素。铝合金板材在轧制过程中内部织构的演变规律一直是人们研究的热点^[1-10]。Liu^[4]等人研究了具有随机取向的 AA 5182 合金板材在冷轧过程中的织构变化, 发现随着冷轧变形量的增加, 随机取向流向轧制型织构组分 Bs, S 和 Cu, 且三个组分的强度相近。Liu^[5]又指出, 当板材原始取向为 22.5° ND 旋转立方时, 随着冷轧变形量的增加, 22.5° ND 旋转立方取向向 Cu, S 组分转变得更多, 而 Bs 组分的强度较弱。Chowdhury^[6]的研究结果表明, 具有立方织构{001}〈100〉取向的板材, 在低冷轧变形量时, {001}〈100〉取向可均匀地流向轧制型织构的三个组分。这些结果主要针对具有均匀、单一原始织构的板材在轧制变形中的织构演变, 对于内部织构不均匀的板材研究较少。而铝合金厚板沿厚度方向的织构分布往往是不均匀的^[11-14]。Zhen^[15]等人分析了具有不均匀织构的 AA 7055 铝合金厚板在冷轧过程中的微观组织和织构变

化, 但是分析的仅仅是板材中心厚度处轧制型织构的演变。本工作利用电子背散射衍射技术, 系统研究 AA 7055 铝合金厚板整个厚度方向不同位置处的既存织构在冷轧过程中的变化规律。

1 实验材料及方法

实验所用的材料为进口 7055-T7751 铝合金厚板, 原始厚度为 19mm, 其化学成分见表 1。由于 T7751 态板材的强度较高, 因此, 在冷轧前对原始板材进行了固溶处理, 其工艺为 $477^\circ\text{C}/1\text{h}$, 水淬。固溶处理后立即对板材进行 10%, 30%, 43% 等不同变形量的室温轧制变形。

表 1 合金的化学成分 (质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of as-received alloy (mass fraction/%)

Zn	Mg	Cu	Zr	Fe	Si	Cr	Mn	Al
7.8	1.9	2.4	0.12	0.06	0.06	0.005	0.008	Bal

利用装配在 JEOL 733 电子探针上的电子背散射衍射 (Electron Back Scattered Diffraction, EBSD) 系统, 来表征冷轧前后板材从表面到中心 (沿板材厚度方向) 的织构变化。EBSD 试样取自板材纵截面, 其工作面尺寸为 $2\text{mm} \times 10\text{mm}$ (法线方向 \times 轧制方向), 试样先经 $400^\#$, $600^\#$, $800^\#$ 金相砂纸研磨, 再进行机械抛光。经机械研磨、抛光后, 试样表面会残留一定量的应力, 这些应力会降低 EBSD 测量精度。因此, 必须对试样进行电解抛光, 电解液成分为 10% (体积分数, 下同) $\text{HClO}_4 + 90\% \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, 电解温度为 -30°C , 电压控制在 30V , 时间 $1 \sim 3\text{min}$ 。为了使结果更有统计性, 每个试样测量 3 个区域, 扫描步长为 $2\mu\text{m}$, 每个区域的面积为 0.12mm^2 , 最后将 3 个区域的取向信息合并来表达该试样的织构特征。本实验所有的晶粒取向信息均由 EBSD 系统自带的

HKL Channel 5 软件分析获得。

2 实验结果

2.1 板材的原始织构

图 1 为原始板材沿厚度方向不同位置处的织构分布情况。从图 1 可以看出, 板材厚度中心为典型的轧制织构, 包括黄铜型 $\text{Bs}\{011\}\langle 211\rangle$ 取向, $\text{S}\{123\}\langle 634\rangle$ 取向以及铜型 $\text{Cu}\{112\}\langle 111\rangle$ 取向。板材近表面为典型的剪切型织构, 包括旋转立方 $\{001\}\langle 110\rangle$ 取向和 $\{112\}\langle 110\rangle$ 取向, 其中以 $\{001\}\langle 110\rangle$ 取向为主。板材 $1/4$ 厚度处主要也为轧制织构, 但是其强度要弱于板材厚度中心。图 2 为板材不同位置处典型织构的强度。由图 1 和图 2 结果可以认为, 原板材沿厚度方向织构分布是不均匀的。

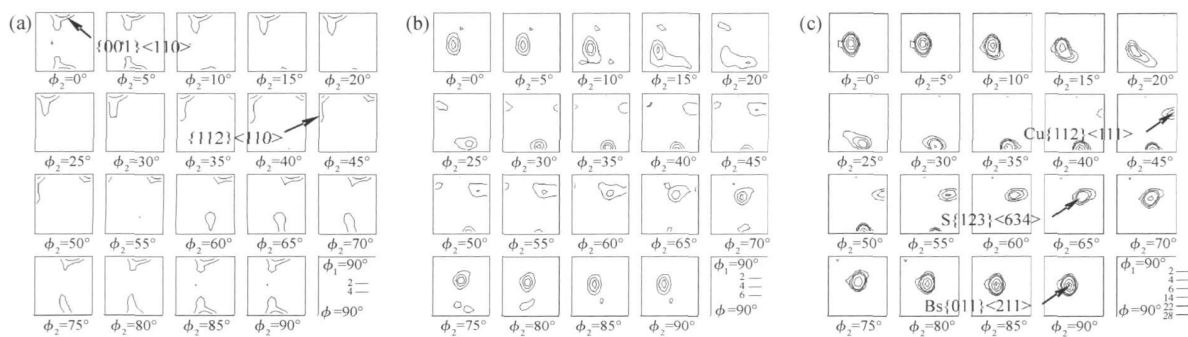


图 1 原板材沿厚度方向不同位置处的取向分布函数图 (a) 近表面; (b) $1/4$ 处; (c) 中心

Fig. 1 Orientation distribution function (ODF) maps from different positions in thickness of the initial plate (a) near surface; (b) quarter; (c) center

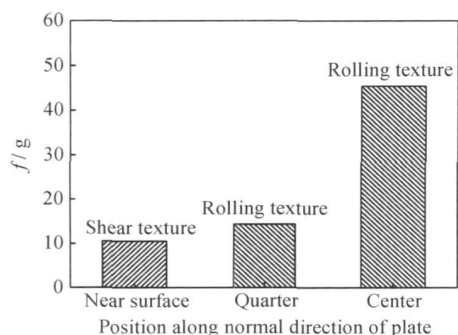


图 2 原板材沿厚度方向不同位置处典型织构的强度

Fig. 2 Typical texture intensity of different positions in thickness of the initial plate

2.2 冷轧过程中板材的织构演变

图 3~ 图 5 为经不同变形量冷轧变形后板材沿厚度方向不同位置处的织构变化。可以看出, 10% 冷轧变形后板材织构分布与轧制前板材相似, 近表面仍主

要为 $\{001\}\langle 110\rangle$ 织构, $1/4$ 厚度处与中心也以典型的轧制织构为主。30% 冷轧变形后板材近表面继续保留 $\{001\}\langle 110\rangle$ 剪切织构, 但是 $\{001\}\langle 110\rangle$ 表现出偏离理想位置的趋势, 且其流向朝着轧制织构。 $1/4$ 厚度处的织构变化较大, 典型的轧制织构减弱。且明显看出 Bs 取向沿着 $\phi_1 = 35^\circ$ 对称地向两边移动, 形成新取向 $\{031\}\langle 4\bar{3}1\rangle$, 其与 $\{001\}\langle 110\rangle$ 的理想位置偏差 16° 左右。虽然板材中心厚度处主要的轧制织构组分仍然是 Bs, S 和 Cu, 但是它们也开始偏离理想位置, 尤其是 Bs 取向。

当冷轧 43% 后, 板材近表面的织构类型发生了较大的变化, 轧制织构代替了原有的 $\{001\}\langle 110\rangle$ 取向, 但是轧制织构的强度较弱。在 $1/4$ 厚度处, $\{001\}\langle 110\rangle$ 取向已经形成, 但同时还保留了较弱的 $\{031\}\langle 4\bar{3}1\rangle$ 取向。在板材中心厚度处, 轧制织构中各组分偏离理想位置更严重, 且形成新取向 $\{012\}\langle 4\bar{2}1\rangle$, 其与 $\{001\}\langle 110\rangle$ 的理想位置偏离 30° 左右。

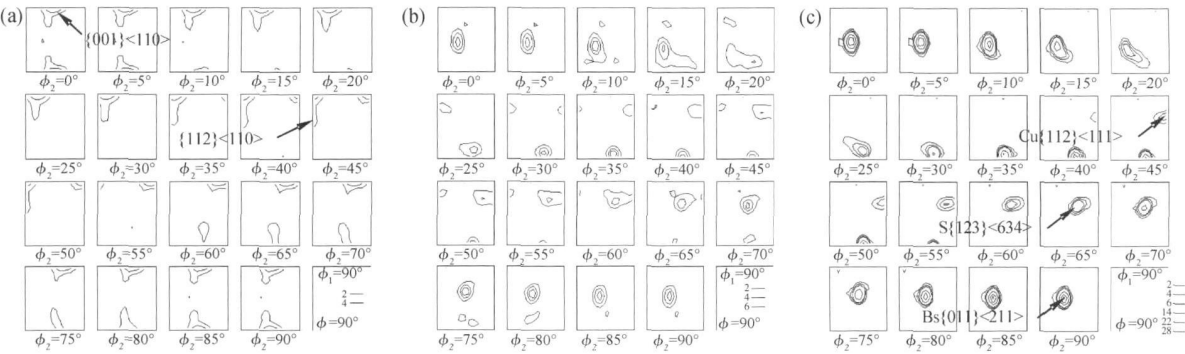


图 3 10%冷轧变形后板材沿厚度方向不同位置处的取向分布函数图

(a)近表面; (b)1/4 处; (c)中心

Fig. 3 ODF maps from different positions in thickness of the plate after 10% cold rolling

(a)near surface; (b)quarter; (c)center

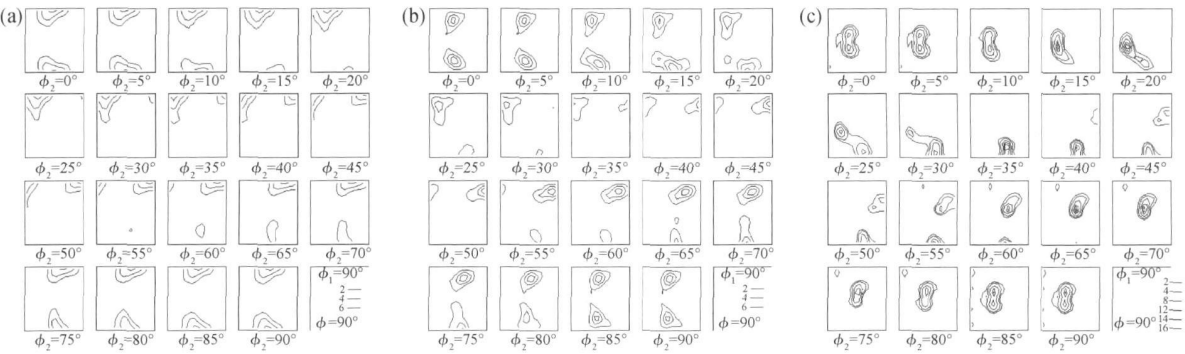


图 4 30%冷轧变形后板材沿厚度方向不同位置处的取向分布函数图

(a)近表面; (b)1/4 处; (c)中心

Fig. 4 ODF maps from different positions in thickness of the plate after 30% cold rolling

(a)near surface; (b)quarter; (c)center

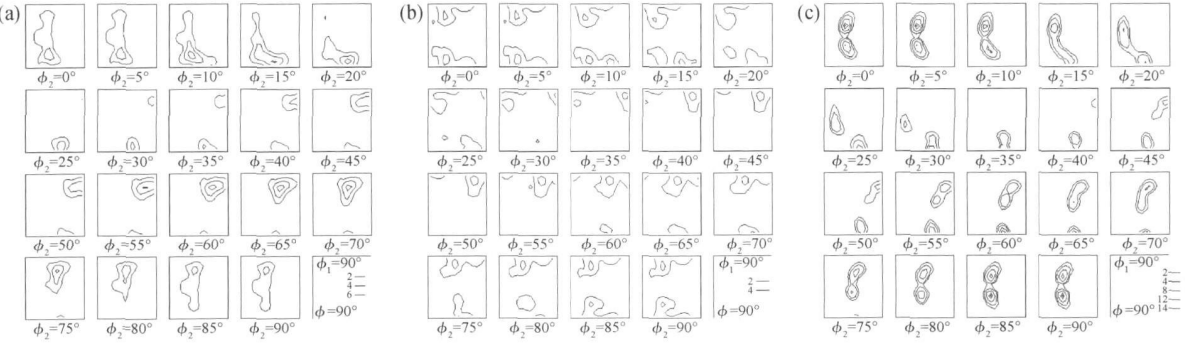


图 5 43%冷轧变形后板材沿厚度方向不同位置处的取向分布函数图

(a)近表面; (b)1/4 处; (c)中心

Fig. 5 ODF maps from different positions in thickness of the plate after 43% cold rolling

(a)near surface; (b)quarter; (c)center

根据上述结果, 可以认为, 随着冷轧变形量的增加, 板材近表面的剪切织构{001} <110>逐渐流向轧制类型取向, 在冷轧 43% 后形成典型的轧制织构组分。而 1/4 厚度处, 原先的轧制型织构组分 Bs, S 和 Cu 逐

渐减弱, 且随轧制变形量的增加有流向剪切型织构的趋势, 并在 43% 冷轧后形成{001} <110>取向。与 1/4 厚度处相似, 板材中心厚度的织构随着冷轧变形量的增加, 原始较强的轧制型织构逐渐减弱, 并且也有流向

{001} <110>取向的趋势, 但变化程度较慢。

3 分析与讨论

3.1 EBSD 测量宏观组织的可靠性

X 射线衍射法是用来测量板材组织的一种传统方法。与 X 射线相比, 在测量厚板组织时 EBSD 具有明显的优势。它不用对板材进行剥层测量, 只需对板材纵截面(或横截面)进行逐层扫描, 就可以获得厚板不同深度的组织信息。它比 X 射线的效率高。但是, EBSD 扫描样品的区域要远小于 X 射线所探测的区域, 它体现板材的微观组织, 宏观统计性较差。因此, 有必要先对本工作所得 EBSD 数据的可靠性进行讨论。

图 6 为两种测试手段测得的板材中心厚度处的 {111} 极图。EBSD 测量组织时对板材纵截面进行扫描, 选择步长 $2\mu\text{m}$, 步数 200×200 。在板材中心厚度处随机取 3 个区域进行测试。然后把 3 个区域获得的取向信息合并, 处理得到板材中心厚度处的 {111} 极图, 如图 6(a) 所示。X 射线测量在轧制面上进行, 试样尺寸为 $25\text{mm} \times 15\text{mm} \times 5\text{mm}$, 获得的板材中心厚度处的 {111} 极图见图 6(b)。由于 X 射线测得的是不完整极图, 因此可以与图 6(a) 虚线内的密度线分布进行对比。可以看出, 两种手段测得的 {111} 极图十分相近, 从而表明本工作获得的结果是可靠的。

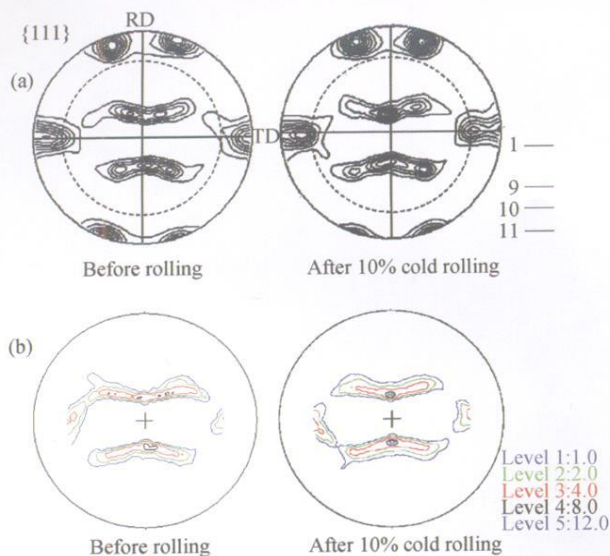


图 6 利用不同手段得到的厚板冷轧前后中心厚度处的 {111} 极图 (a)EBSD; (b)X 射线

Fig. 6 {111} pole figures from the center of the plate before and after cold rolling by different methods (a)EBSD; (b)X-ray

3.2 摩擦力和辊缝几何对板材冷轧过程中组织演变的影响

板材在冷轧过程中, 轧辊和板材之间产生的摩擦力以及辊缝几何是影响板材厚度方向上组织分布的两个重要因素^[11, 12, 16-19]。轧辊和板材之间的摩擦力主要影响板材表面附近的组织类型。Choi^[20]等人利用计算机模拟研究了摩擦系数对板材组织分布的影响。结果表明在小的摩擦系数下板材内部为均匀的轧制组织。随着摩擦系数的增大近表面开始出现剪切组织, 并且剪切组织逐渐向更深层发展。但是不管摩擦系数如何大, 板材中心厚度仍为轧制组织。因此, 7055 原板近表面的剪切组织(见图 1(a))可能是由之前板材轧制生产过程中的摩擦力引起。在本工作中, 厚板进行不同变形量冷轧后发现, 近表面的剪切组织随着变形量的增加逐渐向轧制组织转变(见图 3~图 5), 表明冷轧过程中轧辊和板材之间的摩擦力较小, 进而产生的剪切应变也较小。由于变形量较小(只有 43%), 板材近表面的冷轧组织强度较弱。

板材 1/4 厚度处, 随着变形量的增加轧制组织类型逐渐转向了剪切组织, 这主要由辊缝几何引起的。所谓辊缝几何是指轧辊和待轧板材之间的一种几何关系, 通常用 l/h 表示, 其中 l 为轧辊和板材的接触长度, h 为板材厚度。 l/h 可以用公式(1)表示^[11]:

$$2 \sqrt{r(d_0 - d)} / (d_0 + d) \quad (1)$$

式中: r 为轧辊半径; d_0 为板材进入辊缝时的厚度; d 为板材出辊缝时的厚度。

一般认为, 当 $l/h < 0.5$ 时, 板材 1/4 厚度处出现剪切组织; 当 $l/h > 5$ 时不出现剪切组织, 而是在表面出现剪切组织; 当 $0.5 < l/h < 5$ 时, 板材中组织的分布相对均匀。本工作中, 厚板在冷轧过程中 l/h 基本上都要小于 0.5, 此时随着冷轧变形量的增加, 1/4 厚度处累计较大的剪切应变, 出现明显的剪切带, 如图 7 所示。Schoenfeld^[21]等人曾利用有限元模拟了辊缝几何对 1/4 厚度处组织演变的影响, 发现当 $l/h = 0.5$ 时在板材 1/4 层出现剪切组织, 而且对于不同的摩擦系数其剪切组织始终处于同一水平, 表明 1/4 厚度处的剪切组织只与辊缝几何有关。

很多研究者认为^[2, 22, 23]在没有剪切应变的冷轧过程中, 剪切组织 {001} <110> 会流向冷轧组织中的 Cu {112} <111> 组分, 其转变途径可以用 ODF 图中 $\phi_2 = 45^\circ$ 和 $\phi = 90^\circ$ 平面上最大强度位置表示, 即用 Φ 表示。图 8 为厚板经不同变形量冷轧后 1/4 厚度处 Cu {112} <111> 取向用 Φ 表示的演变途径。 $\Phi = 35^\circ$ 处为 Cu 取向中心位置, $\Phi = 0^\circ$ 处为剪切组织 {001} <110> 的中心位置。从图 8 可以看出, 随着变形量的增加 Cu {112}

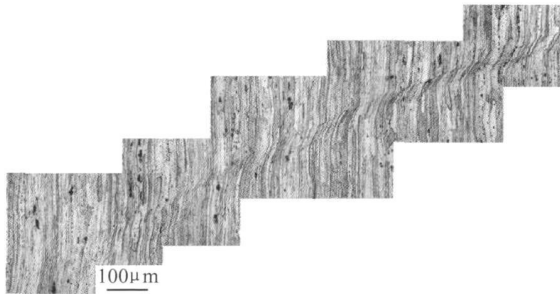


图 7 43% 冷轧变形后板材 1/4 厚度附近的金相组织
Fig. 7 Optical microstructure showing shear band near quarter of the plate after 43% cold rolling

$\langle 111 \rangle$ 取向逐渐偏离中心位置并流向 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 取向的中心位置。当变形量为 43% 时,完全转变成 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 取向。并且随着变形量的增加在该处累积的剪切应变增加,其转变速率也越来越大。因此,可以认为在剪切应变作用下 $\text{Cu}\{112\} \langle 111 \rangle$ 取向逐渐流向稳定取向 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 。Kim^[24] 等人研究不均匀冷轧时也发现由于剪切应变的作用 $\text{Cu}\{112\} \langle 111 \rangle$ 流向 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 。

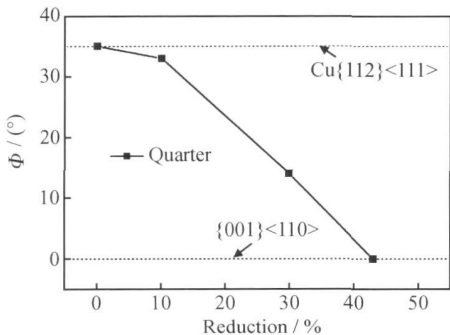


图 8 板材 1/4 厚度处 Cu 取向随冷轧变形量的变化
Fig. 8 Changes of Cu orientation with the rolling reduction at the quarter of the plate

另外,在板材的 1/4 厚度处,随着变形量的增加 B_s 取向沿着 $\phi = 35^\circ$ 逐渐向两侧分离(见图 3~ 图 5),并且越来越接近 $\{001\} \langle 110 \rangle$,表明 B_s 取向也有转向剪切织构 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 的趋势。Han^[25] 等人在研究铝合金不等通道挤压过程组织的演变中发现,经过挤压变形后原先的冷轧织构组分 B_s 消失了,并且形成了强烈的 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 剪切织构。不等通道挤压中板材经历的是纯剪切变形,他认为正是这种严重的剪切变形导致了 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 织构的产生。在本工作中,剪切变形是由辊缝几何产生,剪切变形的程度要远小于不等通道挤压方式产生的剪切变形,因此剪切织构

的强度较弱。
一般认为板材中心厚度处在冷轧过程中受理想的平面压缩应变作用,随着变形量的增加轧制织构会越来越强烈。但是,本工作中板材中心厚度处轧制织构的强度随着变形量的增加是逐渐减弱的,如图 9 所示,且 Cu 取向和 B_s 取向的变化与 1/4 厚度处相似(见图 3~ 图 5),只是 Cu 取向和 B_s 取向的变化速率要小于 1/4 厚度处,冷轧 43% 后,中心厚度处 Cu 取向还没有转到剪切织构位置,如图 10 所示。中心厚度处的这种织构演变特征,表明该处也受到了由辊缝几何产生的剪切变形的影响,但是其影响程度要小于 1/4 厚度处。

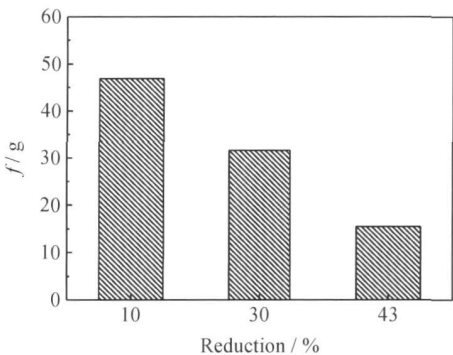


图 9 板材中心厚度处轧制织构的强度
随冷轧变形量的变化
Fig. 9 Changes of rolling texture intensity with the rolling reduction at the center of the plate

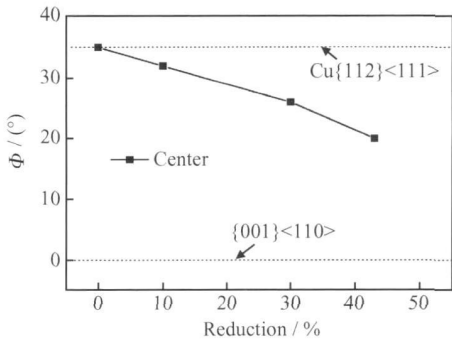


图 10 板材中心厚度处 Cu 取向随冷轧
变形量的变化
Fig. 10 Changes of Cu orientation with the rolling reduction at the center of the plate

4 结论

(1) 7055 原板材沿厚度方向织构分布不均匀,厚板近表面处的剪切型织构 $\{001\} \langle 110 \rangle$,随着冷轧变形

量的增加逐渐向轧制型织构 Bs, S, Cu 组分转变; 厚板 1/4 厚度和中心厚度处的轧制型织构 Bs, S, Cu 组分, 随着冷轧变形量的增加逐渐流向剪切型织构{001}〈110〉。

(2) 剪切应变是引起轧制型织构向剪切型织构转变的主要原因。在剪切应变作用下 Cu 取向沿着 $\phi_1 = 90^\circ$ 流向{001}〈110〉, Bs 取向沿着 $\phi_1 = 35^\circ$ 逐渐向两侧分离, 流向{001}〈110〉。

参考文献

- [1] BAUER R E, MECKING H, LÜCKE K. Textures of copper single crystals after rolling at room temperature [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1977, 27(2): 163–180.
- [2] BUTLER J F, HU H. Channel die compression of aluminum single crystals [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1989, 114(15): L29–L33.
- [3] LIU W C, MORRIS J G. Texture evolution of polycrystalline AA 5182 aluminum alloy with an initial {001}〈110〉 texture during rolling [J]. *Scripta Materialia*, 2002, 47(7): 487–492.
- [4] LIU W C, MORRIS J G. Comparison of the texture evolution in cold rolled DC and SC AA 5182 aluminum alloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 339(1–2): 183–193.
- [5] LIU W C, MORRIS J G. Lattice rotation and stability of 22.5° ND rotated cube orientation in cold rolled polycrystalline AA 5182 aluminum alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 380(1–2): 147–154.
- [6] CHOWDHURY S G. Development of texture during cold rolling in AA5182 alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(9): 99–105.
- [7] 刘庆, 姚宗勇, GODFREY A, 等. 中低应变量冷轧 AA1050 铝合金中晶粒取向与形变位错界面的演变[J]. *金属学报*, 2009, 45(6): 641–646.
- [8] 姚宗勇, 刘庆, GODFREY A, 等. 大变形量冷轧 AA1050 铝合金微观组织与织构的演变[J]. *金属学报*, 2009, 45(6): 647–651.
- [9] HIDALGO P, CEPEDA-JIMÉNEZ C M, RUANO O A, et al. Influence of the processing temperature on the microstructure, texture, and hardness of the 7075 aluminum alloy fabricated by accumulative roll bonding [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41(3): 758–767.
- [10] SIDOR J J, PETROV R H, KESTEN L A I. Microstructural and texture changes in severely deformed aluminum alloys [J]. *Materials Characterization*, 2011, 62(2): 228–236.
- [11] MINSHIN O V, BAY B, JENSEN D J. Through-thickness texture gradients in cold-rolled aluminum [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(6): 1653–1662.
- [12] ENGLER O, HUH M Y, TOME C N. A study of through-thickness texture gradients in rolled sheets [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(9): 2299–2315.
- [13] LIU W C, MORRIS J G. Through-thickness texture variation in cold-rolled AA 5182 aluminum alloy with an initial {001}〈110〉 texture [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(5): 1329–1338.
- [14] CHEN J Z, ZHEN L, YANG S J, et al. Through-thickness texture gradient in AA 7055 aluminum alloy [J]. *Materials Letters*, 2008, 62(1): 88–90.
- [15] ZHEN L, CHEN J Z, YANG S J, et al. Development of microstructures and texture during cold rolling in AA 7055 aluminum alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 504(1–2): 55–63.
- [16] TRUSZKOWSKI W, KROL J, MAJOR B. Inhomogeneity of rolling texture in FCC metals [J]. *Metallurgical Transaction A*, 1980, 11(5): 749–758.
- [17] KNEYNSBERG H P, VERBRANK C A, BOUWHUIJS M J T. The influence of inhomogeneous rolling on the capacity of aluminium anode foil material [J]. *Materials Science and Engineering*, 1985, 72(2): 171–176.
- [18] LEE C S, DUGGAN B J. A simple theory for the development of inhomogeneous rolling textures [J]. *Metallurgical Transaction A*, 1991, 22(11): 2637–2643.
- [19] MISHIN O V, BAY B, WINTHER G, et al. The effect of roll gap geometry on microstructure in cold-rolled aluminum [J]. *Acta Material*, 2004, 52(2): 5761–5770.
- [20] CHOI C H, KWON J W, OH K N, et al. Analysis of deformation texture inhomogeneity and stability condition of shear components in FCC metals [J]. *Acta Material*, 1997, 45(12): 5119–5128.
- [21] SCHOENFELD S E, ASARO R J. Through thickness texture gradients in rolled polycrystalline alloys [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1996, 38(6): 661–683.
- [22] BECKER R, BUTLER J F, HU H, et al. Analysis of an aluminum single crystal with unstable initial orientation (001)[110] in channel die compression [J]. *Metallurgical Transaction A*, 1991, 22(1): 45–58.
- [23] HUMPHREYS F J, ARDAKANI M G. The deformation of particle containing aluminum single crystals [J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(3): 749–761.
- [24] KIM K H, LEE D N. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled aluminum sheets [J]. *Acta Material*, 2001, 49(13): 2583–2595.
- [25] HAN J H, SUH J Y, OH K H, et al. Effects of the deformation history and the initial textures on the texture evolution in an Al alloy strip during the shear deforming process [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(16): 4907–4918.

收稿日期: 2010-12-13; 修订日期: 2011-03-13

作者简介: 陈军洲 (1980–), 男, 工程师, 博士, 从事航空铝合金研究, 联系地址: 北京市 81 信箱 2 分箱 (100095), E-mail: junzhouchen@126.com