

文章编号: 1004-0609(2006)02-0333-06

冷轧 6111 铝合金板材固溶处理后的再结晶组织^①

陈 扬^{1,2}, 赵 刚¹, 刘春明¹, 左 良¹

(1. 东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110004;

2. 辽宁工学院 材料与化学工程学院, 锦州 121001)

摘 要: 采用取向分布函数法研究了冷轧 6111 铝合金板的再结晶组织。结果表明: 冷轧 6111 铝合金薄板的再结晶组织主要由两种组织组分构成, 一种是绕板法向旋转约 15° 的立方组织组分 Cube+ ND15, 另一种是 {110} <111> 组织组分; 该两种再结晶组织组分与主要形变组织组分均具有 <111> 型取向关系, 其中 Cube+ ND15 组分与形变组织中的 S 组分间具有近似的 40° <111> 取向关系, {110} <111> 组分与形变组织中的 Copper 组分间具有 33° <111> 取向关系; 在退火保温过程中, 再结晶组织的取向密度首先达到最大值, 然后略有降低, 经一定时间后基本不再变化。

关键词: 铝合金; 再结晶; 组织; 固溶处理

中图分类号: TG 166.3

文献标识码: A

Recrystallization texture in cool rolled sheet of Al alloy 6111 after solution treatment

CHEN Yang^{1,2}, ZHAO Gang¹, LIU Chun-ming¹, ZUO Liang¹

(1. School of Materials and Metallurgy,

Northeastern University, Shenyang 110004, China;

2. College of Material and Chemical Engineering,

Liaoning Institute of Technology, Jinzhou 121001, China)

Abstract: The recrystallization textures of Al alloy 6111 were investigated by means of orientation distribution function (ODF). The results show that the recrystallization textures in cool rolled Al alloy 6111 are composed of the cube orientation rotated about 15° around normal direction (i. e. Cube+ ND15) and the orientation {110} <111>. The recrystallization texture components can be derived by a rotation of the main rolling texture components. There is an approximate 40° <111> orientation relationship between Cube+ ND15 and S orientation, and a 33° <111> orientation relationship between orientation {110} <111> and Copper orientation. During holding temperature of solution treatment, the orientation densities of the recrystallization texture components firstly increase and maximize and then reduce slightly, but keep constant when holding time is beyond 10 min.

Key words: Al alloy; recrystallization; texture; solution treatment

汽车轻量化已成为必然趋势, 各制造商力图采用更轻的材料制造汽车构件。作为汽车外车身板用材, 可时效强化的 6000 系 (Al-Mg-Si) 铝合金近年

来得到了愈来愈广泛的应用和关注。为了使其具有良好的冲压成型性及足够的最终使用强度, 6000 系铝合金通常在冷轧至最终厚度后进行固溶处理

① 基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2002AA331050); 教育部科学技术研究重点资助项目(0208); 国家教育部高等学校优秀青年教师教学科研奖励计划资助项目

收稿日期: 2005-06-08; 修订日期: 2005-09-23

作者简介: 陈 扬(1959-), 男, 副教授, 博士研究生

通讯作者: 赵 刚, 教授; 电话: 024-83681685; 传真: 024-83686455; E-mail: zhaog@mail.neu.edu.cn

(此时因具有较低的屈服强度而有利于冲压成型), 然后冲压成形, 并在随后的烤漆过程中产生时效强化。由于固溶处理温度较高(通常在 520 °C 以上), 板材将迅速发生再结晶并形成再结晶组织。这种固溶处理时所形成的再结晶组织对板材的冲压成型性^[1-3]及成型后的表面质量^[4-6]起着至关重要的作用。另一方面, 第二相粒子的数量、尺寸及性质对再结晶过程及组织组态有着极为重要的影响。首先是尺寸较大的第二相粒子会促进再结晶的形核, 从而加速再结晶过程^[7]; 其次不同尺寸、不同性质的粒子使再结晶的机制有所不同, 并导致再结晶组织组态明显不同^[8-10]。6000 系铝合金铸态组织中有较多复杂化合物^[11, 12]分布于晶界处, 在随后的轧制过程中碎化并呈较大粒状分布于 α -Al 基体上; 此外在热轧及随后的冷却过程中有细小弥散的针状 Mg_2Si 析出^[13]。这就使 6000 系铝合金再结晶组织组态的影响因素更为复杂, 而目前关于 6000 系铝合金再结晶组织组态的研究不多, 尤其是关于固溶处理后再结晶组织组态的报道所见甚少。因此, 明确 6000 系铝合金固溶处理后的再结晶组织组态对于理解其再结晶机制及再结晶组织组态与板材成形性和表面质量的关系尤为重要。本文作者采用取向分布函数(orientation distribution function, 即 ODF)法研究了 6111 铝合金冷轧薄板固溶处理后的再结晶组织。

1 实验

实验所用材料是用 99.9% 的纯铝、电解铜、工业纯镁、工业纯铁以及 Al-9.5% Si、Al-9% Mn 等中间合金, 按一定顺序放入电阻坩埚炉溶化, 在水冷铜模中浇铸成 220 mm × 120 mm × 30 mm 的铸锭, 其化学成分见表 1。

表 1 实验材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of material tested (mass fraction, %)

Si	Mg	Cu	Mn	Fe
1.15	0.72	0.70	0.27	0.26
Zn	Cr	Ti	Al	
0.16	0.11	0.15	Bal.	

将铸锭进行 470 °C、5 h 和 540 °C、16 h 的双级均匀化处理后, 切头铣面, 加热至 450 °C 并保温 1 h 后热轧, 将其厚度由 28 mm 轧至 4.7 mm, 终轧温

度约为 200 °C。

将热轧板进行不同形变量(10%、30%、50%、70%、90%)的冷轧, 然后将冷轧样品在 550 °C 进行固溶处理, 并分别于冷轧及固溶处理后测定样品的组织。

组织测定在 D/max-III A 型 X 射线衍射仪上进行, 管电压为 35 kV, 管电流为 20 mA, 发散狭缝 DS: 2°, 并加 2 mm 限高光阑, 防散射狭缝 RS: 7 mm, 接收狭缝 SS: 7 mm。采用 Cu K α 辐射, Ni 滤波片, 用 Schulz 背反射法测量 {111}、{200} 和 {220} 三张不完整极图, 并采用二步法计算 $L_{\max} = 16$ 时的 ODF, 结果用恒 φ_2 ($\Delta\varphi_2 = 5^\circ$) 截面图表示。

2 结果与分析

2.1 形变组织

经 90% 的冷轧后, 试样表现出典型的面心立方轧制组织, 如图 1(a) 所示。由图 1(a) 可以看出, 轧制组织实际上由分布在 β 取向线上的取向构成, β 取向线由 Copper 取向 {112} $\langle 111 \rangle$ 开始, 经过 S 取向 {123} $\langle 634 \rangle$ 到 brass 取向 {011} $\langle 211 \rangle$ 。因此, 画出沿 β 取向线的取向密度分布能够比 ODF 图更方便地表示轧制组织, 如图 1(b) 所示。由图 1(b) 可清楚地看出, Copper 取向的取向密度值最高, S 取向居中, 而 brass 取向的取向密度值最低。

2.2 再结晶组织

在基本完成再结晶的情况下, 经不同保温时间固溶处理样品的 ODF 图定性地看着十分相似。图 2 所示分别为冷轧形变量为 90% 并在 550 °C 进行 5 min 和 30 min 退火后样品的 ODF 图。由图可见, 再结晶组织主要由两种取向构成: 一种是绕法向 (ND) 旋转了约 15° 的立方取向, 在此记为 Cube+ND15, 其在 Euler 角空间中的位置为 $\varphi_1 \approx 15^\circ$ 、 $\varphi_2 = 0^\circ$ 、 $\varphi_3 = 0^\circ$; 另一种为 {110} $\langle 111 \rangle$ 取向, 其在 Euler 角空间中的位置为 $\varphi_1 \approx 55^\circ$ 、 $\varphi_2 = 45^\circ$ 、 $\varphi_3 = 0^\circ$ 。

Cube+ND15 取向的形成是由于第二相粒子促进再结晶晶核的形成 (particles stimulated nucleation of recrystallization, 即 PSN) 并使再结晶形核机制发生了变化^[7, 14, 15]。图 3 所示为 6111 铝合金冷轧样品的金相照片 (未经腐蚀), 可看见基体上分布有较多的第二相粒子。冷轧过程中会在这些第二相粒子周围产生一个形变区, 形变区内位错密度较高, 使其点阵发生旋转, 与周围的形变基体间有较大的取向差。形变区内亚晶的取向分布在旋转立方

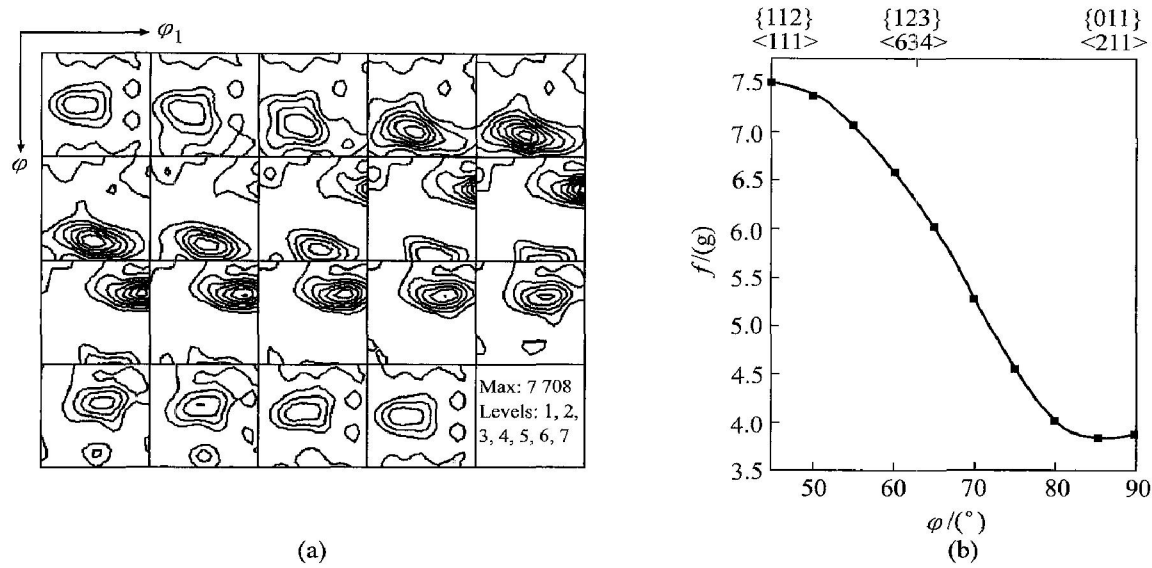


图 1 冷轧试样的 ODF 图(a) 及 β 取向线(b)

Fig. 1 ODFs (a) and orientation densities along β fiber (b) of cold rolled samples

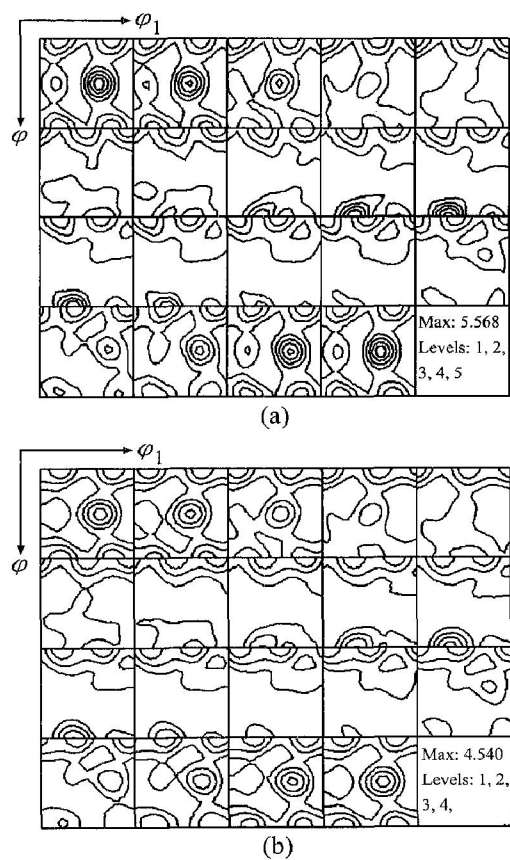


图 2 经不同时间再结晶退火试样的 ODF 图

Fig. 2 ODFs of recrystallization annealed samples at different time

(a) —5 min; (b) —30 min

取向附近的区域内, 其中 Cube+ ND15 取向与形变基体具有近似的 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 关系并成为主要再结晶组织^[9, 10]。图4所示为形变组织和再结晶组织的

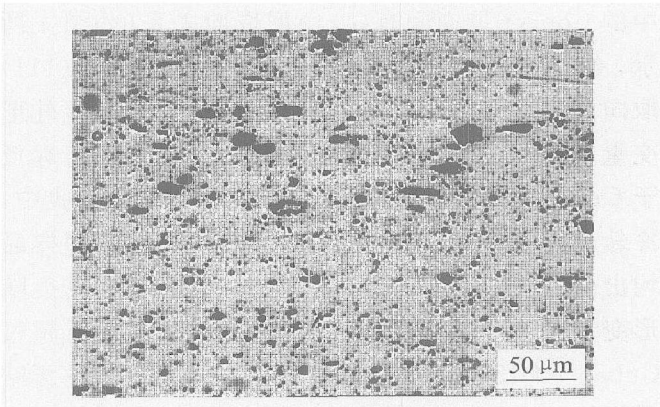


图 3 冷轧样品的光学金相照片(未腐蚀)

Fig. 3 Optical micrograph of cool rolled sample

(111) 极图以及两者间取向关系的示意图。由图 4 可以看出, Cube+ ND15 组织组分与主要冷轧组织组分间具有 $\langle 111 \rangle$ 型取向关系, 将主要冷轧组织组分绕 $\langle 111 \rangle$ 轴旋转约 38° 即得到 Cube+ ND15 组分, 即两者间具有近似的 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 取向关系, 这是铝合金中最有利于再结晶晶粒长大的取向关系。

除 Cube+ ND15 外, 另一种主要再结晶组织组分呈 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 取向(图 2)。以往的研究表明有些铝合金当冷轧形变量较大时(大于 90%)时, 再结晶组织中会出现 P 取向 $\{110\} \langle 122 \rangle$, 而当冷轧形变量小于 90% 时通常观察不到^[9, 10]。P 取向在取向空间中的位置为 $\varphi_1 = 70^\circ$ 、 $\varphi_2 = 45^\circ$ 、 $\varphi_3 = 0^\circ$, 与本实验中出现的 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 取向($\varphi_1 \approx 55^\circ$ 、 $\varphi_2 = 45^\circ$ 、 $\varphi_3 = 0^\circ$) 比较接近, 但二者间有两点主要不同之处: 首先是 P 取向与主要形变组织组分间没有 $\langle 111 \rangle$ 型取向关

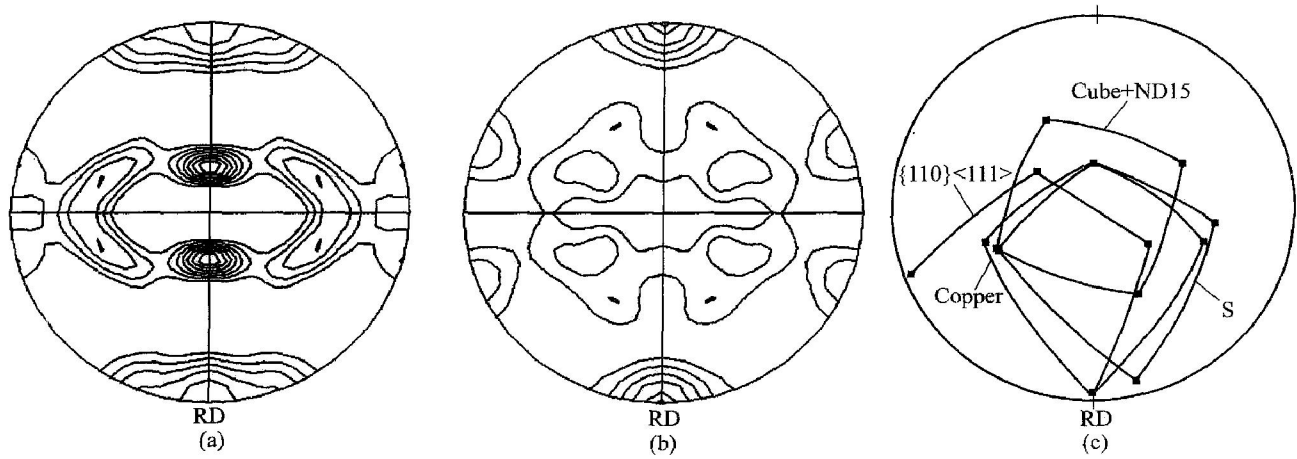


图 4 冷轧试样(a)及再结晶试样(b)的(111)极图及各织构组分的取向关系(c)

Fig. 4 Pole figures of cold rolled sample (a) and recrystallized sample (b) and orientation relationship among texture components (c)

系,而本实验中出现的 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 取向与形变织构中的 Copper 取向间有 $\langle 111 \rangle$ 型取向关系(如图 4 所示,经计算,为 $33.3^\circ \langle 111 \rangle$ 关系),接近于 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 取向关系;其次是 P 取向通常只出现在较大冷轧形变量的条件下而且不很明显,其取向密度值远低于 Cube+ ND15 组分的取向密度,而在本实验中,冷轧形变量在 30% ~ 90% 范围内的固溶处理样品均出现了明显的 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 取向,且其取向密度随形变量增加而迅速提高(如图 5 所示),甚至超过 Cube+ ND15 组分的取向密度而成为最明显的再结晶织构组分。P 取向被认为是在形变晶粒内的剪切带处形核^[8, 16],而关于本实验中出现的 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 取向的形核机制目前并不清楚,尚需进一步研究。

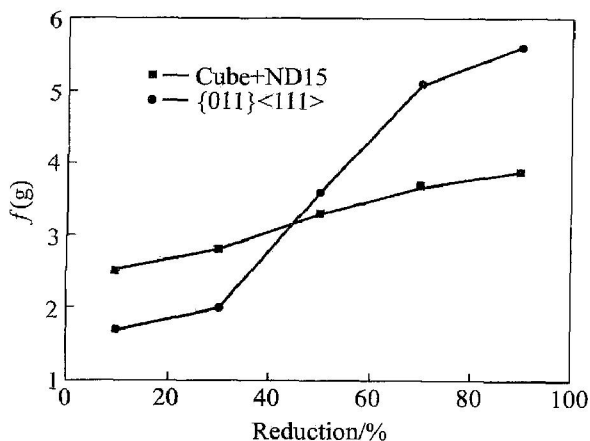


图 5 再结晶织构组分取向密度随冷轧形变量的变化

Fig. 5 Orientation intensities of recrystallization texture components versus reduction

$\{110\} \langle 111 \rangle$ 取向在单相合金中并不出现,因而可以断定其形成与第二相粒子有关,即该取向的形成成为粒子激发形核(PSN)所致。

对铝合金再结晶织构的研究表明^[16, 17],铝合金再结晶的形核机制主要为立方带形核、原晶界形核、剪切带形核和粒子周围的形变区形核(PSN)。其中,在立方带形核的再结晶晶粒为 Cube 取向 $\{001\} \langle 100 \rangle$,原晶界形核的再结晶晶粒为与形变织构中 S 取向 $\{123\} \langle 634 \rangle$ 非常接近的 R 取向 $\{124\} \langle 211 \rangle$,在剪切带形核的再结晶晶粒为较弱的 Q 取向 $\{013\} \langle 231 \rangle$ 和 P 取向 $\{110\} \langle 122 \rangle$,而通过 PSN 形核的再结晶晶粒为较弱的 Cube+ ND 取向。在本实验冷轧 6111 铝合金薄板的再结晶织构中只观察到了明显的 Cube+ ND 取向和 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 取向,而没有观察到明显的其他取向,表明 6111 铝合金再结晶的形核过程主要由 PSN 所控制,而且两种再结晶织构组分均与主要形变织构组分间具有近似的 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 取向关系。

2.3 形变量对再结晶织构的影响

将经不同形变量冷轧的样品在 550 °C 进行 30 min 的固溶处理,其再结晶织构均主要由 Cube+ ND15 和 $\{011\} \langle 111 \rangle$ 组分构成,该两组分的取向密度随冷轧形变量的变化如图 5 所示。当冷轧形变量较小时, Cube+ ND15 组分的取向密度仅为 2.632,而 $\{011\} \langle 111 \rangle$ 织构组分的取向密度则更低,表明随机组分占很大比例。当冷轧形变量达到 30% 时,两种织构组分的取向密度均有所增加。由图 5 可见,随冷轧形变量的增加,再结晶织构中 Cube+ ND15

组分取向密度升高的幅度较小, 而 $\{011\} \langle 111 \rangle$ 组分取向密度升高的幅度则很大, 尤其是冷轧形变量在 30%~70% 范围内时, $\{011\} \langle 111 \rangle$ 织构组分的取向密度迅速增加。当冷轧形变量大于 70% 时, 取向密度的增加速度明显减慢。

显然, 随冷轧形变量的增加, 粒子周围形变区的数量、形变区内位错密度及形变区与基体的取向差均增加, 这些都为 Cube+ND15 取向晶核的形成及长大提供了有利条件, 因此再结晶组织中 Cube+ND15 组分的取向密度增加。关于 $\{011\} \langle 111 \rangle$ 织构组分的形核机制目前还不清楚, 所以无法解释其取向密度随冷轧形变量变化的原因。

2.4 再结晶组织随固溶处理保温时间的变化

将形变量为 90% 的冷轧板在 550 °C 进行固溶处理并保温不同时间(分别为 1、2、5、10、30 和 60 min), 然后测定其再结晶组织。在保温时间为 1~60 min 范围内, 再结晶组织的类型与图 2 所示一样, 均主要由 Cube+ND15 组分和 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 组分所构成, 但随保温时间的延长, 其取向密度有一定的变化, 如图 6 所示。由图 6 可以看出, 在固溶处理保温过程的初期, 随时间的延长, 形变织构组分的取向密度迅速降低, 在达到一定程度后基本不再变化, 表明再结晶已基本结束; 而 Cube+ND15 组分和 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 组分的取向密度在保温初期则迅速升高并达到最大值, 在随后的保温过程中两种再结晶织构的取向密度均有所降低, 经一定时间后基本不再变化。

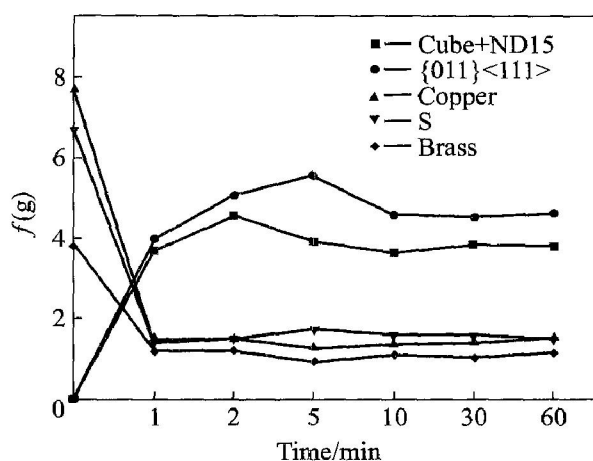


图 6 主要织构组分的取向密度随退火时间的变化

Fig. 6 Orientation densities of main texture components versus annealing time

在达到最大值后, Cube+ND15 组分和 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 组分取向密度的降低与再结晶后的晶粒长大过程有关。再结晶结束后, 由于 Cube+ND15 和 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 取向的晶粒较多, 相邻的多为相同取向晶粒, 即晶界多为小角度晶界, 所以不易长大; 而其它取向的晶粒则处于该两种取向晶粒的包围中, 晶界多为大角度晶界, 所以在再结晶结束后的保温过程中发生一定程度的晶粒长大并消耗 Cube+ND15 和 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 取向的晶粒, 从而使 Cube+ND15 和 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 组分的取向密度有所降低。此外, 在 Cube+ND15 和 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 组分的取向密度降低的同时并未见其他织构组分的取向密度有明显增加, 说明长大的晶粒可能为随机取向。金相观察表明, 由于 6111 铝合金基体上有大量的第二相粒子, 阻碍再结晶后的晶粒长大, 所以随退火保温时间的延长, 晶粒长大程度有限, 这就使得再结晶织构组分的取向密度降低不大。

3 结论

- 1) 6111 铝合金的再结晶过程主要由 PSN 所控制, 而且由此所导致的再结晶组织遵循定向生长的规律。
- 2) 6111 铝合金的再结晶组织主要由两种组分构成: 绕板法向旋转约 15° 的 Cube 组分和 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 组分, 且该两组分均与主要形变织构组分间具有 $\langle 111 \rangle$ 型取向关系。
- 3) 在固溶处理温度下, 6111 的再结晶过程因 PSN 而十分迅速, 同时两种再结晶织构组分在固溶处理保温初期即达到最大值, 而在随后有限的晶粒长大过程中, 再结晶组织有所减弱。

REFERENCES

- [1] Kuroda M, Ikawa S. Texture optimization of rolled aluminum alloy sheets using a genetic algorithm[J]. Mater Sci Eng A, 2004, A384: 235-244
- [2] Cheng X M, Morris J G. Texture, microstructure and formability of SC and DC cast Al-Mg alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2002, A323: 31-41.
- [3] Han J H, Seck H K, Chung Y H, et al. Texture evolution of the strip Cast 1050Al alloy processed by continuous confined strip shearing and its formability evolution[J]. Mater Sci Eng A, 2002, A323: 342-347.
- [4] Raabe D, Sachtleber M. Grain-scale micromechanics of polycrystal surfaces during plastic straining[J]. Acta

- Materialia, 2003, 51: 1536 - 1560.
- [5] Wu P D, Lloyd D J, Bosland A, et al. Analysis of roping in AA6111 automotive sheet[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 1945 - 1957.
- [6] Baczynski G, Guzzo R, Ball M D, et al. Development of roping in an aluminium automotive alloy AA6111 [J]. Acta Materialia, 2000, 48: 3361 - 3376.
- [7] Humphreys F J. The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium[J]. Acta Metallurgica, 1977, 25: 1323 - 1344.
- [8] Lücke K, Engler O. Effects of particles on development of microstructure and texture during rolling and recrystallisation in fcc alloys[J]. Materials Science and Technology, 1990, 6: 1113 - 1130.
- [9] Engler O, Kong X W, Yang P. Influence of particle stimulated nucleation on the recrystallization textures in cold deformed Al alloys (part I) —experimental observation[J]. Scripta Materialia, 1997, 37(11): 1665 - 1674.
- [10] Engler O, Kong X W, Lücke K. Recrystallization textures of particle-containing Al-Cu and Al-Mn single crystals[J]. Acta Materialia, 2001, 49: 1701 - 1715.
- [11] 吴 锵, 孙 斐, 孙强金, 等. Al-Mg-Si 合金的凝固过程[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(5): 688 - 692.
- WU Qiang, SUN Fei, SUN Qiang-jin, et al. Solidification process of Al-Mg-Si alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(5): 688 - 692.
- [12] 刘 宏, 刘艳华, 赵 刚, 等. Mn 对 Al-Mg-Si-Cu 铝合金结晶相的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(11): 1906 - 1911.
- LIU Hong, LIU Yan-hua, ZHAO Gang, et al. Effects of Mn on constituents of Al-Mg-Si-Cu alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(11): 1906 - 1911.
- [13] Engler O, Jürgen H. Texture control by thermomechanical processing of AA6XXX Al-Mg-Si sheet alloys for automotive applications —a review[J]. Mater Sci Eng A, 2002, A336: 249 - 262.
- [14] Orsund R, Nes E. Effect of particles on recrystallization textures in aluminium-manganese alloys [J]. Scripta Metallurgica, 1988, 22: 665 - 669.
- [15] Troeger L P, Starke E A Jr. Particle-stimulated nucleation of recrystallization for grain size control and superplasticity in an Al-Mg-Si-Cu alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2000, A293: 19 - 29.
- [16] Engler O. On the influence of orientation pinning on growth selection of recrystallization[J]. Acta Materialia, 1998, 46: 1555 - 1568.
- [17] Engler O. EBSD local texture study on the nucleation of recrystallization at shear bands in the alloy Al-3% Mg[J]. Scripta Materialia, 2001, 44(2): 229 - 236.

(编辑 何学锋)