

# 大应变量冷轧 AA1050 铝合金微观组织与织构的演变\*

姚宗勇<sup>1)</sup> 刘庆<sup>1,2)</sup> A. Godfrey<sup>1)</sup> 刘伟<sup>1)</sup>

1) 清华大学材料科学与工程系, 北京 100084

2) 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044

**摘要** 采用 ECC 和 EBSD 技术研究了 AA1050 铝合金冷轧到大应变量下微观组织和织构的演变规律. 结果表明, AA1050 合金冷轧到大应变量时, 微观组织由低应变下的胞块组织结构转变成典型的层片状界面 (LBs) 结构, 其内部的 LBs 基本与轧向 (RD) 平行; 主要存在两种转变机制, 即由于轧制变形 (机制 I) 和借助于 S-bands 结构的剪切作用 (机制 II), 从而导致 GNBs 逐渐旋转到与 RD 平行, 且以机制 I 为主. 变形过程中, 由于晶粒的分裂形成大量的大角度界面, 随应变的增加, 大角度界面的间距逐渐减小、数目逐渐增多; 当冷轧到 90% 应变量时, 除原始晶界外, 约为 47% 的大角度界面起源于变形诱导的界面. 冷轧变形主要形成典型的 Brass+S+Copper 轧制织构, 且强度随应变的增加而逐渐增加.

**关键词** 铝合金, 冷轧, 电子背散射衍射, 微观组织, 织构

**中图分类号** TG335.12

**文献标识码** A

**文章编号** 0412-1961(2009)06-0647-05

## MICROSTRUCTURE AND TEXTURE EVOLUTIONS OF AA1050 ALUMINUM ALLOY COLD ROLLED TO HIGH STRAINS

YAO Zongyong<sup>1)</sup>, LIU Qing<sup>1,2)</sup>, A. Godfrey<sup>1)</sup>, LIU Wei<sup>1)</sup>

1) Department of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084

2) School of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044

Correspondent: LIU Qing, professor, Tel: (010)62772853, E-mail: qing.liu@mail.tsinghua.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.50231030 and 50571051)

Manuscript received 2008-11-26, in revised form 2009-02-18

**ABSTRACT** The evolutions of the microstructure and texture of AA1050 alloy cold rolled to large strains have been investigated using electron channeling contrast (ECC) imaging and electron backscattered diffraction (EBSD) techniques. It is found that the microstructure evolves from a cell-block structure at low strains into a lamellar structure at high strains, within which most of lamellar boundaries (LBs) are parallel to rolling direction (RD). Two mechanisms contribute to the microstructure transition, *i.e.*, a gradual reorientation of the cell-block boundaries toward to RD due to the cold rolling deformation (Mechanism I, which is the dominant importance) and the realignment of boundaries to RD as a result of the shearing introduced by S-bands structure (Mechanism II). During this process a significant number of high angle boundaries (HABs) is created, about 47% HABs originate from deformation-induced boundaries at 90% reduction. The number of HABs increases and the spacing decreases with the increase of strains. The texture evolves into typical cold rolling deformation texture components of Brass+S+Copper, and the intensity of the texture increases with the increase of strain.

**KEY WORDS** aluminum alloy, cold rolling, electron backscattered diffraction (EBSD), microstructure, texture

高层错能 fcc 金属在轧制、拉伸等塑性变形过程中, 在晶粒尺度上发生微观分裂形成胞块 (cell blocks, 简称 CBs) 结构, 并形成两类典型的位错界面: 几何必须位错

界面 (geometrically necessary boundaries, 简称 GNBs) 和附生位错界面 (incidental dislocation boundaries, 简称 IDBs)<sup>[1,2]</sup>. 对 fcc 金属冷轧过程中微观组织结构的大量研究<sup>[3-7]</sup>发现, 中低应变量下的微观组织结构主要呈 GNBs 与轧向 (rolling direction, 简称 RD) 的夹角为  $\pm(30^\circ-40^\circ)$  的胞块结构, 并且微观组织强烈依赖于晶粒

\* 国家自然科学基金资助项目 50231030 和 50571051

收到初稿日期: 2008-11-26, 收到修改稿日期: 2009-02-18

作者简介: 姚宗勇, 男, 1979 年生, 博士生

取向。当冷轧到大应变量时微观组织呈层片状位错界面 (lamellar boundaries, 简称 LBs) 结构, 其 LBs 大部分平行于 RD<sup>[8-11]</sup>。除此之外, 在中间应变量下还观察到大量典型的 S-bands 结构<sup>[8,9]</sup>, 这些 S-bands 在大应变量冷轧时有助于 LBs 结构的形成。在轧制过程中, GNBs 和 IDBs 两类位错界面都具有各自的演化规律<sup>[12-14]</sup>, 其结构参数的演变直接决定了材料的力学性能, 例如: 屈服应力<sup>[9]</sup>、各向异性<sup>[5]</sup>和加工硬化等。

前文<sup>[15]</sup>研究了 PS 版铝板基材料 AA1050 冷轧到中低应变量下的位错界面结构的演变, 本文承接前文, 主要研究 AA1050 铝合金冷轧到大应变量下微观组织结构和组织的演变规律。

## 1 实验方法

实验材料是 AA1050 热轧板, 初始厚度为 5.5 mm。热轧板经过冷轧约 40% 后经过 300 °C/2 h 退火形成完全再结晶组织。随后再均匀冷轧至 10%—96%。为保持轧制过程中的平面应变条件, 每道次轧制几何参数  $l/d$  (其中,  $l$  是样品与轧辊之间的接触区长度,  $d$  为样品轧制前后的平均厚度) 保持在 2.5 左右。

将轧制变形后的样品沿平行于纵截面 (ND-RD 截面) 从样品中间切开, 用水砂纸磨至 4000 号后, 用 10% 高氯酸酒精溶液电解抛光, 电压 20 V, 电流 0.8 A, 时间约为 2 min。然后在 FEI Nova 400 场发射扫描电镜中用电子背反射探头观察形貌, 随后用 Oxford Instrument 的 HKL Channel 5 EBSD 系统测量对应区域的晶体取向。

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 微观组织结构的演变

在前文<sup>[15]</sup>中, AA1050 铝合金冷轧到中低应变量

(10%—50%) 下, 大部分晶粒发生分裂, 形成典型的胞块组织结构, 且 GNBs 与 RD 成  $\pm(30^\circ-40^\circ)$  夹角。图 1 是 AA1050 铝合金冷轧 70% 后典型的微观组织。可以看出, 在此应变量下, 中低应变量下的胞块组织结构特征仍然可以清晰地观察到。实验发现, 中低应变量下的微观组织结构强烈依赖于晶粒取向的规律仍然存在。例如, 图 1 中晶粒 1 和 3 分裂成两组相互交叉的 GNBs 结构, 由迹线分析表明, 晶粒 1 内一组 GNBs 近似平行于 (111) 面的迹线, 另一组 GNBs 并不平行于最接近的  $(\bar{1}\bar{1}1)$  滑移面迹线; 晶粒 3 的两组 GNBs 都不平行于最接近的 {111} 面的迹线。而晶粒 2 (Cube 取向) 内部形成近似等轴的胞状组织结构, 并且其内部的胞状尺寸较大, 取向差较小。Cube 取向的这种独特的胞状组织结构是后续退火形成强烈的 Cube 织构的重要原因<sup>[16]</sup>。除此之外, 由于晶体的转动, 部分晶粒内部的界面逐渐旋转到与 RD 平行, 如图 1 中区域 A 所示。

图 2 是 AA1050 铝合金冷轧到 80% 应变量后典型的微观组织。可以看出, 中低应变量下的胞块组织结构逐渐减少, 晶粒内部的界面进一步向 RD 旋转, 沿 ND 的界面间距较 70% 冷轧应变量小。冷轧到 90% 后, 绝大部分晶粒内部的界面近似平行于 RD, 形成了大应变量下典型的 LBs 结构, 如图 3 所示, 而低应变量下的典型胞块组织结构却很少能观察到。进一步冷轧到 96% 时的微观组织与冷轧 90% 时相似, 仍为大量的典型的 LBs 结构, 但 LBs 的界面间距进一步减小, 取向差进一步增大, 如图 4a 所示。在此大应变量下, 除了大量的 LBs 结构外, 还观察到中间应变量下的典型组织 S-bands 结构<sup>[8]</sup>, 如图 4a 中“S”标记所示。由图 4b 的放大组织可以看出, LBs 和其内部相连接的 IDBs 使得大应变量下的典型组织呈“竹

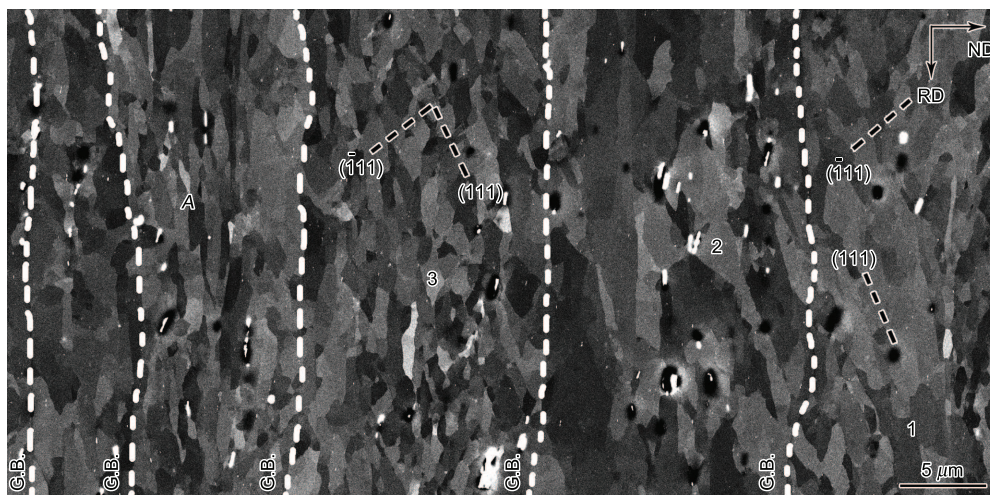


图 1 AA1050 冷轧 70% 典型微观组织

Fig.1 Typical deformation microstructure of AA1050 after 70% reduction (grain orientation represented by Euler angles  $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ ; grain 1— $(124.209^\circ, 23.648^\circ, 47.554^\circ)$ , grain 2— $(62.915^\circ, 14.416^\circ, 27.942^\circ)$ ,  $14.4^\circ$  to Cube, grain 3— $(98.742^\circ, 29.593^\circ, 74.245^\circ)$ ; two sets of GNBs in grains 1 and 3, cell structure in grain 2 with Cube orientation, region A showing boundaries in grain parallel to RD)



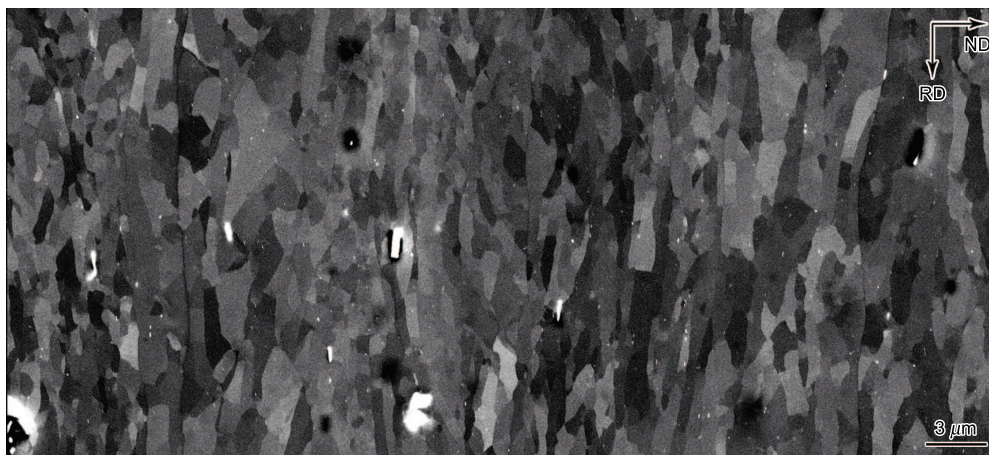


图 2 AA1050 冷轧 80% 典型微观组织

Fig.2 Typical microstructure of AA1050 after 80% reduction (more boundaries in grains turned to RD, and cell boundaries decreased)

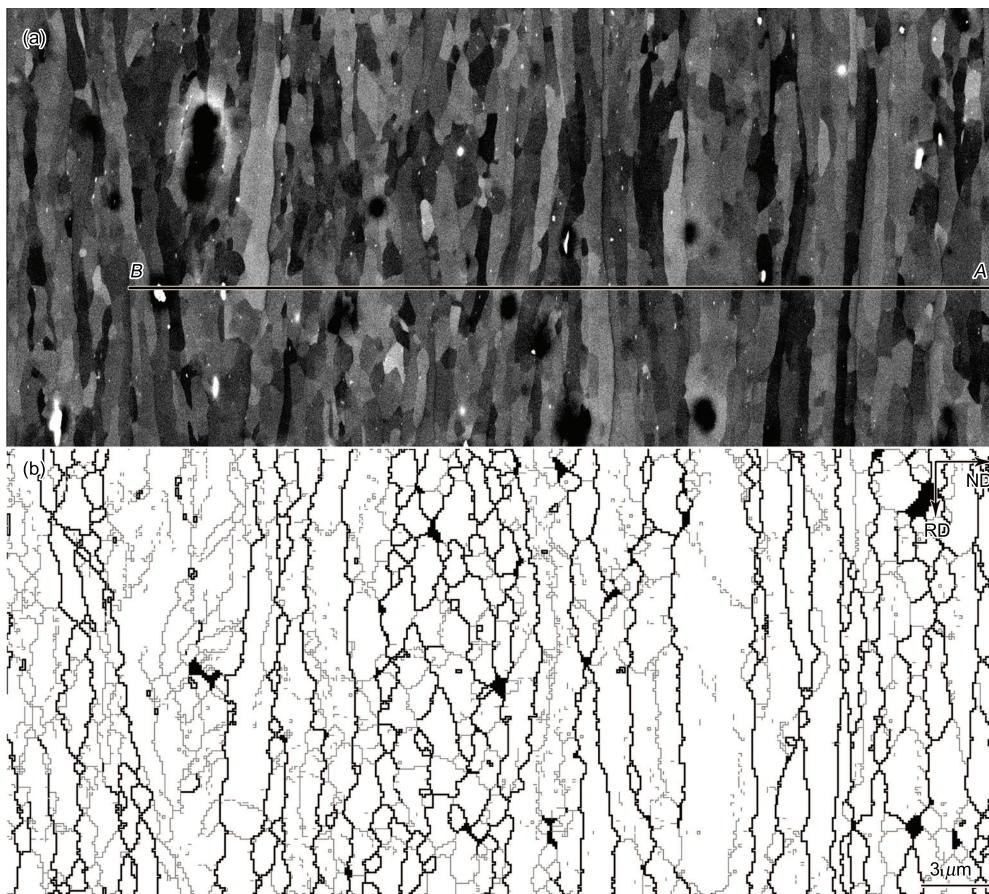


图 3 AA1050 冷轧 90% 微观组织

Fig.3 ECC image (a) and EBSD orientation map (b) of AA1050 after 90% reduction (more lamellar boundaries (LBs) appeared; misorientation angles across the LBs were measured along line AB; thick and thin lines represent boundaries with misorientation larger than  $15^\circ$  and  $2^\circ$ , respectively)

节”结构 (bamboo structure).

AA1050 铝合金由低应变量冷轧到大应变量时, 微观组织的演变是由中低应变量下典型的胞块结构向大应变量下的典型 LBs 结构逐渐转变的过程, 主要有两种转变机制: (1) 由于进一步轧制变形, GNBs 逐渐转动到与 RD

平行, 如冷轧到 80% 时可观察到大部分晶粒内部的界面与 RD 所成的角度  $<15^\circ$  (见图 2), 这种机制是主要转变机制; (2) 中低应变量下的 GNBs 借助于 S-bands 的剪切作用逐渐转向与 RD 平行的结果, 这种机制在冷轧到 96% 时仍然可以观察到 (见图 4). 在转变过程中, 不同取



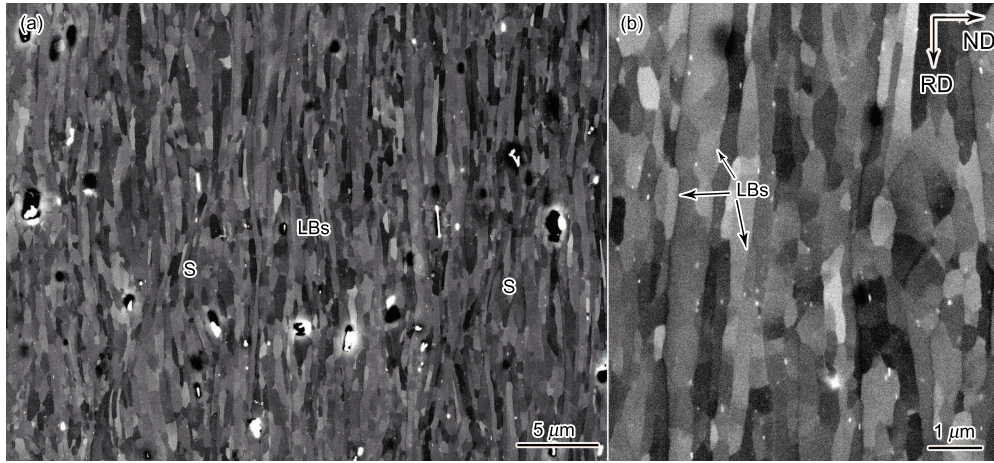


图 4 AA1050 冷轧 96% 的微观组织

Fig.4 Low (a) and high (b) magnified deformation microstructures of AA1050 after 96% reduction (S-bands and LBs structures formed)

向的晶粒的转变速率也不相同,如图 1 中晶粒 3 的微观组织是胞块结构,GNBs 与 RD 成  $30^\circ$  的夹角;而区域 A 的界面已经与 RD 平行了.这说明中低应变变量下观察到的微观组织的演变依赖于晶粒取向的规律在大应变变量下同样存在.实验研究发现,第二相化合物对冷轧到大应变变量下微观组织的演变没有明显影响,微观组织演变规律与高纯 Al<sup>[9]</sup> 和纯 Ni<sup>[8,11]</sup> 冷轧到相近应变变量的微观组织相似.

## 2.2 大角度界面的形成与界面间距

表 1 是 AA1050 冷轧过程中大角度界面 (high angle boundaries, 简称 HABs) 的平均界面间距和沿 ND 线扫描到的大角度界面数目随应变的变化 (HABs 的平均间距是由多个 EBSD 扫描的区域定量统计结果).可以看出,随应变的增加,HABs 的平均间距是逐渐减小的,且在整个应变范围内没有达到饱和,冷轧到 90% 应变变量时为  $1.30 \mu\text{m}$ .在变形过程中,HABs 间距的实测值总是小于预测值,说明在冷轧变形过程中 HABs 不仅来源于原始晶界,还来自于变形诱导的大角度界面.HABs 的数目沿 ND 线扫描的结果也列在表 1 中,可以看出,中低应变变量冷轧时,HABs 主要来源于初始晶界,随应变的增加,变形

诱导的大角度界面的比例逐渐增加,到 90% 应变变量时,除原始晶界外,约为 47% ( $=16/34$ ) 的 HABs 是由变形诱导产生的.

## 2.3 织构的演变

表 2 是 AA1050 冷轧后织构随应变的变化.可以看出,材料初始具有较强的 Cube 织构,经冷轧变形后主要形成典型的 Brass+S+Copper 轧制织构.随应变的增加,Cube 织构逐渐减弱,而轧制织构逐渐增强,当变形到达 90% 时,轧制织构的含量达到 48.8%.轧制织构随应变的变化趋势与高纯 Al<sup>[9]</sup> 和纯 Ni<sup>[11]</sup> 冷轧后的织构是一致的,但冷轧到大应变变量时轧制织构的含量较低,这与本实验所用材料初始含有的较强 Cube 织构在变形过程中大部分并没有转化成轧制织构有关.可见,在冷轧变形过程中,初始织构对材料最终所形成的织构具有非常大的影响.

图 5 是 AA1050 冷轧到 90% 时沿 ND 的 LBs 取向差和织构组分的分布.可以看出,大部分 LBs 属于大角度界面,除此之外,还有一小部分属于小角度界面.这些 LBs 将不同的织构组分沿 ND 分隔成平行、细小的体积单元 (fine volume element),且随应变增加,不同织构组

表 1 AA1050 不同冷轧应变变量下沿 ND 方向大角度界面间距平均值和界面数目

Table 1 Average values of HABs spacing and HABs numbers along ND for cold rolled AA1050

Reduction %	True strain	von Mises strain	HABs spacing, $\mu\text{m}$		HABs number		
			Predicted ( $>15^\circ$ )*	Observed ( $>15^\circ$ **)	All HABs number (line scan length, $\mu\text{m}$ )	Original grain boundary	Deformation-induced
0	0	0	-	17.94	38 (600)	38	0
10	0.11	0.12	16.15	14.52	41 (600)	41	0
30	0.36	0.41	12.56	11.51	19 (200)	19	0
50	0.69	0.80	8.97	7.21	50 (437)	45	5
70	1.20	1.38	5.38	3.46	29 (105)	18	11
80	1.61	1.85	3.59	2.79	31 (65)	17	14
90	2.30	2.65	1.79	1.30	34 (40)	18	16

\* Measured based on deformation geometry and original grain boundaries

\*\* Measured based on several EBSD maps using line intercept methods

表 2 不同冷轧变形下织构的体积分数  
Table 2 Volume fractions of different texture components during cold rolling

Reduction %	Volume fraction, %						
	Cube	Goss	Brass	S	Copper	Others	Brass + S + Copper
0	39.5	1.6	2.0	10.3	4.0	42.6	16.3
10	41.0	2.2	1.7	10.8	4.6	39.7	17.1
30	34.6	2.8	1.1	18.7	7.2	35.6	27.0
50	16.0	1.0	3.7	17.4	3.3	58.6	24.4
70	9.5	5.2	7.3	17.1	6.0	54.9	30.4
80	8.3	1.6	7.5	26.1	10.1	46.4	43.7
90	2.0	6.1	8.5	28.7	11.6	43.1	48.8

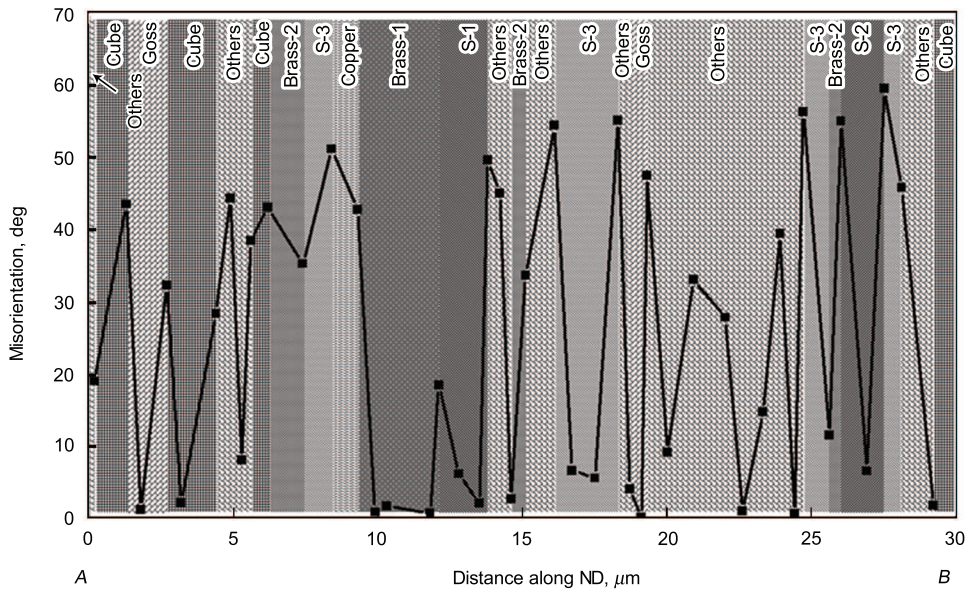


图 5 沿图 3a 中 AB 线扫描的 LBs 界面的取向差和对应织构的分布

Fig.5 Misorientation angles across the lamellar boundaries measured along line AB in Fig.3 and distribution map of the corresponding textures (texture components shown in different shadow graphs and the variants of the same texture component shown by different numbers at its end)

分所包含体积单元的数目和间距都减小。当冷轧到 90% 应变量时，不同织构组分典型的由 1—3 个体积单元构成。

### 3 结论

(1) AA1050 合金冷轧到大应变量时，微观组织由低应变下的胞块组织结构转变成典型的层片状界面结构，其内部的 LBs 基本与 RD 平行。变形时主要存在两种转变机制，即由于轧制变形（机制 I）和借助于 S-bands 结构的剪切作用（机制 II），从而导致 GNBs 逐渐旋转到与 RD 平行，且以机制 I 为主。

(2) 变形过程中，由于晶粒的分裂形成大量的大角度界面，随应变的增加，大角度界面的间距逐渐减小，数目逐渐增多。当冷轧到 90% 应变量时，除原始晶界外，约为 47% 的大角度界面来源于变形诱导的界面。

(3) 轧制过程中，形成典型的轧制织构 Brass+S+Copper，且其强度随应变的增加而逐渐增加。

### 参考文献

[1] Kuhlmann-Wilsdorf D, Hansen N. *Scr Metall Mater*,

1991; 25: 1557  
 [2] Liu Q, Hansen N. *Scr Metall Mater*, 1995; 32: 1289  
 [3] Liu Q, Juul Jensen D, Hansen N. *Acta Mater*, 1998; 46: 5819  
 [4] Liu Q, Hansen N. *Phys Status Solidi*, 1995; 149A: 187  
 [5] Hansen N, *Metall Mater Trans*, 2001; 32A: 2917  
 [6] Huang X, Winther G. *Philos Mag*, 2007; 87: 5189  
 [7] Winther G, Huang X. *Philos Mag*, 2007; 87: 5215  
 [8] Hughes D A, Hansen N. *Metall Trans*, 1993; 24A: 2021  
 [9] Liu Q, Huang X, Lloyd D J, Hansen N. *Acta Mater*, 2002; 50: 3789  
 [10] Hughes D A, Hansen N. *Acta Mater*, 1997; 45: 3871  
 [11] Hughes D A, Hansen N. *Acta Mater*, 2000; 48: 2985  
 [12] Godfrey A, Hughes D A. *Scr Mater*, 2004; 51: 831  
 [13] Hansen N, Huang X, Hughes D A. *Mater Sci Eng*, 2001; A317: 3  
 [14] Hughes D A, Hansen N, Bammann D J. *Scr Mater*, 2003; 48: 147  
 [15] Liu Q, Yao Z Y, Godfrey A, Liu W. *Acta Metall Sin*, 2009, 45: 641  
 (刘庆, 姚宗勇, Godfrey A, 刘伟. 金属学报, 2009, 45: 641)  
 [16] Daaland O, Nes E. *Acta Mater*, 1996; 44: 1389