

6016 铝合金冷轧显微组织和组织的演变

张克龙¹, 张继祥¹, 刘运腾², 钟 厉¹

(1. 重庆交通大学, 重庆 400074)

(2. 山东省科学院新材料研究所, 山东 济南 250061)

摘 要: 采用 EBSD 取向成像技术和 XRD 检测, 结合 SEM+EDS 分析, 深入研究了 6016 铝合金冷轧组织和组织的演变规律和机理。结果表明: 冷轧变形时, 晶粒沿 RD 方向不断伸长, 晶粒间的变形不均匀现象先出现后又逐渐消失, 链状排列的第二相粒子由于金属塑性流变而不断被压碎; 小角度位错界面随着变形量增加而不断增多, 中低应变量时与 RD 成约 40° 角度, 大应变量时由于变形而诱变成大角度界面, 晶粒发生碎化; 冷轧初始阶段晶粒通过整体协调转动而形成较多的变形组织, 进一步变形时靠近晶界的区域和晶粒内部某些区域, 相对原始取向易发生向 β 取向线的偏转, 正是这几种偏转导致宏观上以 S 组织为首的变形组织不断增多, 而 Cube 组织不断减少。

关键词: 6016 铝合金; 冷轧; 显微组织; 组织; EBSD; ODF

中图分类号: TG146.2⁺1; TG33

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)06-1559-07

铝合金具有质轻、比强度高、表面美观等诸多优点, 是最适于汽车轻量化、实现节能减排的材料。因 6000 系铝合金强度和成型性能较好, 常被用于汽车外板的生产^[1-5]。其中, 6016 铝合金是一种新型铝合金, 在欧洲常被应用于车体大型材^[6], 但在国内仍处于研发阶段。对 6016 铝合金在塑性流变行为、力学性能、时效工艺等方面已经有了较多的研究^[7-14]。但作为板带材, 在生产上主要有延伸率偏低、制耳率偏大的不足, 且其成型性能较目前汽车用钢板差, 因此如何显著提高 6016 铝合金的成型性能成为该领域的研究热点和难点之一^[15-17]。

铝合金的冷冲压成型性能与材料本身内部组织和组织直接相关, 有效控制材料的微观组织和组织可以提高其成型性能。目前国内外对铝合金组织的研究主要集中在轧制组织演变、不同工艺对组织的影响和组织在不同厚度的变化等方面^[18-25]。如陈扬等人研究发现, 6111 铝合金冷轧过程中产生 Copper、S 和 Brass 组分的轧制组织, 道次下压量提高时轧制组织有所减弱, 冷轧前进行固溶处理能显著提高冷轧组织中 Brass 和 Goss 组分的取向密度, 再结晶组织明显减弱^[26,27]。姚宗勇等人根据晶粒分裂的特征, 将铝合金冷轧微观组织分为三类: Type A, 两组相互交叉的 GNBs (几何必须位错界面, 胞块界面的一种) 结构, 主要有 Goss、Brass 和 Copper 取向的晶粒; Type B, 一组相

互平行的 GNBs 结构, 主要有 S 取向晶粒; Type C, 近似等轴的胞状结构, 主要有 Cube 取向晶粒^[28,29]。作者在前期研究 6016 铝合金热轧过程的组织和组织中^[30], 发现由于发生动态再结晶, 产生具有 Cube 组织的细小再结晶晶粒。而针对 6016 铝合金冷轧组织和组织的研究仍未见报道。

本研究结合 EBSD 取向成像图和 SEM 二次电子像, 并借助 XRD 分析, 深入了解 6016 铝合金冷轧过程中微观组织和组织的变化, 从微观上解释宏观组织的演变机理, 为组织改善和组织的控制提供理论基础。

1 实 验

以 99.9% 高纯 Al、电解 Cu、工业纯 Mg、工业纯 Zn、高纯 Fe 箔和 Al-9.5%Si、Al-9%Mn、Al-3%Ti 和 Al-4%Cr 等中间合金为原材料, 用常规冶炼方法, 制成 350 mm × 110 mm × 42 mm 的铸锭, 其化学成分如表 1 所示。

表 1 6016 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical component of 6016 aluminum alloy (wt%)

Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Zn	Cr	Ti	Al
1.00	0.75	0.70	0.28	0.20	0.15	0.10	0.10	Bal.

收稿日期: 2016-05-08

基金项目: 重庆市基础与前沿研究计划重点项目(cstc2015jcyjBX0140)

作者简介: 张克龙, 男, 1988 生, 硕士, 重庆交通大学机电与车辆工程学院, 重庆 400074, 电话: 023-62652478, E-mail: 15215010535@163.com

取经热轧 6016 铝合金板材，在 100 mm 四辊试验轧机上进行 6 道次冷轧，冷轧制度如下：6 mm-5.1 mm-3.8 mm-2.7 mm-2.0 mm-1.5 mm-1.2 mm。将各道次板材用线切割制成 10 mm×12 mm 的块状，长度方向//轧制方向（RD）。

取冷轧前和各道次冷轧的试样沿纵截面磨平、抛光，用凯乐试剂（1 mL HF+1.5 mL HCl+2.5 mL HNO₃+95 mL H₂O）适当侵蚀后立刻清水清洗、乙醇擦拭、吹干。采用 LEO 1530VP 型扫描电镜观察，加速电压为 10 kV。

将各冷轧试样从轧面磨至冷轧后厚度的一半，以检测试样心部组织，用金相砂纸磨平，用 X 射线衍射仪（日本理学 D/MAX-2500X）进行织构测试和物相鉴定，数据分析软件为 LaboTex3.0。

取各道次冷轧试样沿纵截面磨平、抛光，用 10% 的 KClO₄ 乙醇溶液电解抛光（电压 20 V，电流 0.8 A），在配备（英国牛津仪器公司）EBSD 系统的场发射枪扫描电镜（FEG-SEM）上，用软件 HKL-Channel5 观察分析。

2 实验结果

2.1 多道次冷轧试样的微观组织

冷轧前合金的组织如图 1a 所示。组织中有大小不一的第二相颗粒（下文称二相粒子）呈线状排列。经 EDS 分析，该第二相中主要元素为 Al、Si（图 1b），二者平均原子比例 Al/Si 为 6.69。XRD 图谱显示，Al_{3.21}Si_{0.47} 相为主要的第二相，该相 Al、Si 原子比例与能谱分析相吻合（图 1c），因此判定线状排列的二相粒子为 Al_{3.21}Si_{0.47}。

冷轧后显微组织如图 2 所示。第 1 道次冷轧后，如图 2a 所示，各晶粒在 RD 方向被拉长，二相粒子经过腐蚀而脱落形成的腐蚀坑沿 RD 方向线状排列。到第 3、5 道次时，如图 2b、2c 所示，各晶粒在 RD 方向被拉得更长，同时在法向（ND）方向被压得更小。第 1 道次后腐蚀坑的线性排列继承了热轧的组织，但是随着冷轧的继续进行，其线性排列的特征并未改变。而腐蚀坑随着冷轧道次的增加有所减小，这与较硬脆的第二相由于冷轧过程中基体的塑性流动而不断被压碎有关。

图 3 为各道次冷轧试样 EBSD 取向成像图。与二次电子像不同，EBSD 取向成像图可以清晰看到用不同颜色表示的不同取向，以及具有不同取向差的界面（粗线条表示大角度界面，细线条表示小角度界面，

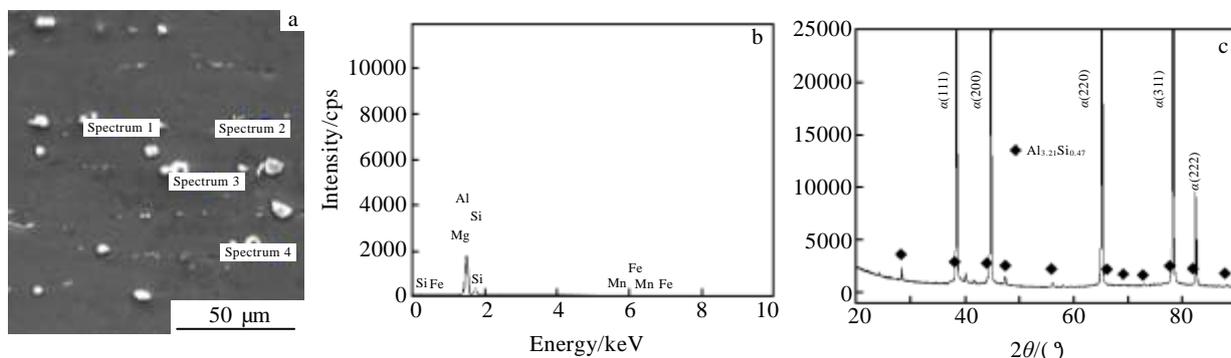


图 1 6016 铝合冷轧前初始态的二次电子像、能谱分析和 XRD 图谱

Fig.1 Secondary electron image (a), EDS spectrum (b) and XRD pattern (c) of rolled 6016 aluminum alloy at the initial stage

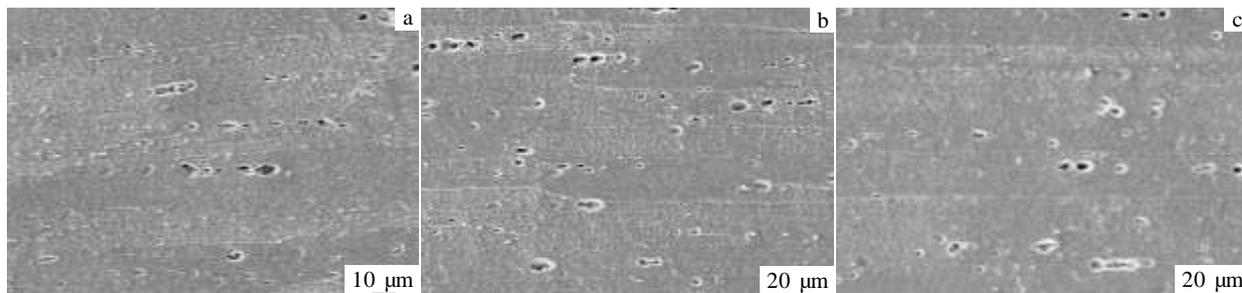


图 2 各道次冷轧试样的 SEM 微观组织

Fig.2 SEM microstructures of each pass cold rolled sample: (a) the first pass, (b) the third pass, and (c) the fifth pass

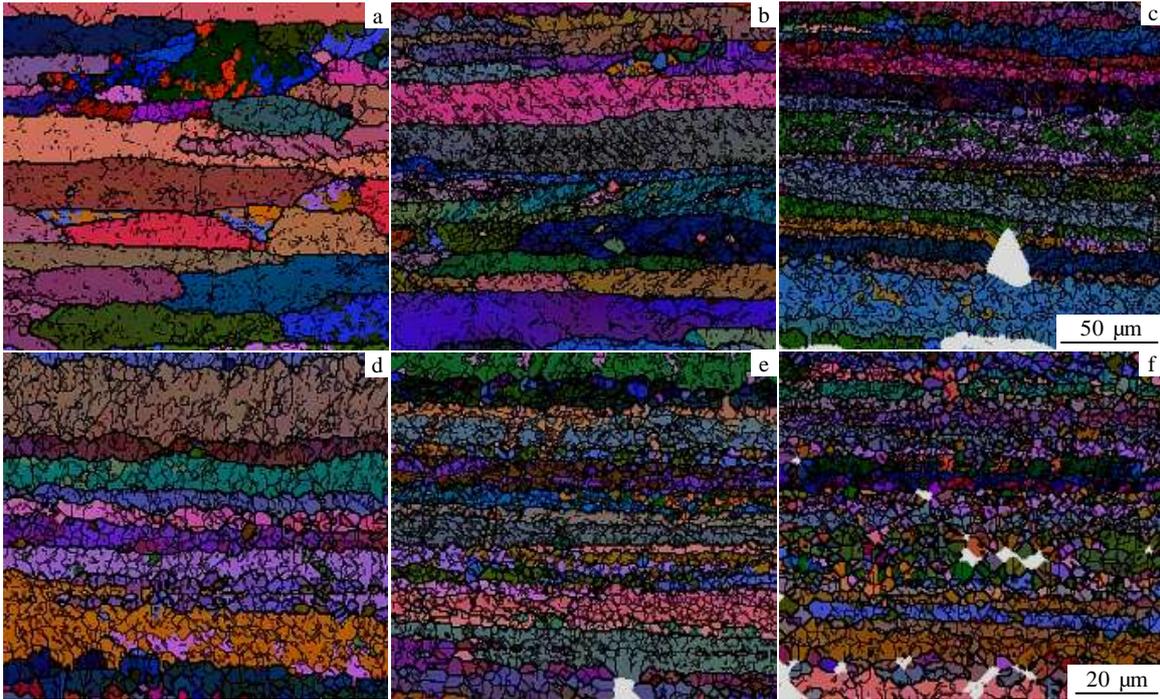


图3 各道次试样的 EBSD 取向成像图

Fig.3 EBSD orientation map of each pass sample: (a)~(f) the first pass to the sixth pass

其中大角度界面多为原始变形晶粒的晶界，小角度界面为变形过程中晶粒尺度内发生微观分裂而形成的包块结构的界面）。

从图3可以看出，从第1道次到第6道次，随着变形量的增加，变形晶粒在ND方向的宽度减小，RD方向的长度增长，这与SEM二次电子像观察的组织相同。在第5道次以前，有些晶粒先被压扁、拉长，有些仍保持原来的晶粒尺度，有变形不均匀的现象，图3d最为明显，但这种现象在第5、6道次消失，如图3e、3f所示。图3还显示，随着变形量的增加，位错界面越来越密集，第2道次时在变形晶粒内部呈现出一定的方向性（图3b），与RD成40°左右的夹角，在第3道次最密集（图3c）。但第5道次后，这种界面减少，且方向性消失，尤其在第6道次最少，形成大角度界面，变形晶粒碎化，这与EBSD实验之前的去应力退火有关。内应力的存在使晶格发生应变，使EBSD菊池线变模糊，从而影响测试的标定率。冷轧变形量越大，内应力越大，标定率越低。因此在大变形材料的EBSD实验前需要进行较低温度的去应力退火^[31,32]。

2.2 多道次冷轧试样的宏观组织演变

图4为初始态和各冷轧道次的反极图。可以看出，冷轧第1道次后板材内仍存在热轧态残留的RD方向

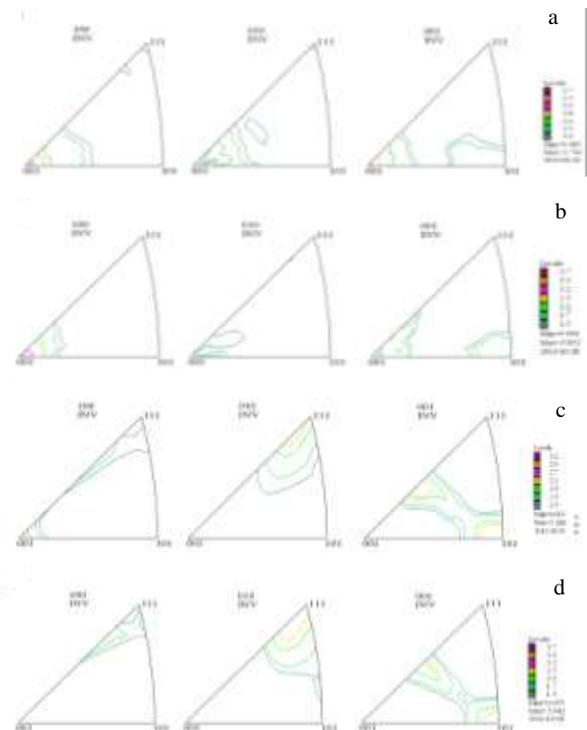


图4 初始态和各冷轧道次的反极图

Fig.4 Inverse pole figures of initial stage and each rolling pass specimen: (a) initial stage, (b) the first pass, (c) the third pass, and (d) the fifth pass

的丝织构<100>和法面上的(110)、(100)面织构。冷轧第3道次后平行于RD的<100>丝织构部分转变成了<111>丝织构,并且在TD方向也形成了较强的<111>丝织构,法面上的(101)面织构有所增强,而原来的(001)面织构逐渐转变成(112)面织构。到第5道次时,平行于RD的<100>丝织构完全消失,平行于TD的<111>丝织构和平行于法面的(101)和(112)面织构都有所增强。因此,冷轧到最后形成了TD方向上以<111>为主的丝织构和在法面上以(101)和(112)为主的面织构。

图5为冷轧板材在不同冷轧状态的宏观织构ODF图。冷轧前的织构并不明显,具有以Cube和{013}<001>旋转立方织构为主的再结晶织构,此外还有微弱的Goss织构,总体上织构取向较为分散,最高取向密度为5.3。这是由于热轧时的再结晶作用,形成较弱的再结晶织构。相对初始态,冷轧第1道次后织构逐渐发生变化,图5b和表2显示,此时仍具有一定的Cube织构,但由于变形,其他的织构取向逐渐向β线转移,产生以S和Brass为主的变形织构,Goss织构体积分数有所增加。此时织构取向仍然较为分散,最高取向密度为7.6。

冷轧第3道次后,如图5c显示,Cube织构体积分

数迅速减少,织构取向主要集中在β线上,而且织构取向密度增加到9.1。表2显示,与第1道次相比,Brass、S和Copper织构体积分数都快速增加,其中S织构体积分数增加最快,达到13.13%,为最主要的织构成分,而Goss变化不大。总体上织构取向向β线趋于集中。

冷轧第五道次后,如图5d显示,由于冷变形的继续进行,再结晶织构完全消失,β线上的变形织构Brass、S和Copper体积分数继续增加,其中最主要的S织构增加至18.16%,织构取向密度也升高到14.8,织构取向在β线上更加趋于集中。

冷轧各道次的织构的体积分数如图6所示。从图6可以看出,冷轧变形时织构演变规律为:随冷轧道次的增加,Brass、Copper和S织构都依次逐渐增多,Cube织构快速减少,Goss织构变化不大。其中由于S织构增加最快,成为最主要的变形织构。进一步分析,变形织构总体积分数(Brass+Copper+S)增加的量远远大于再结晶织构体积分数减少的量。由此可见,初始状态的再结晶织构所占体积分数并不多,在冷轧变形时,大部分变形织构都由随机取向晶粒转变而来。

2.3 多道次冷轧试样的微观织构分析

在塑性变形初始阶段原始晶粒发生变形和协调转动。图7a显示,具有Copper织构取向的晶粒各部分

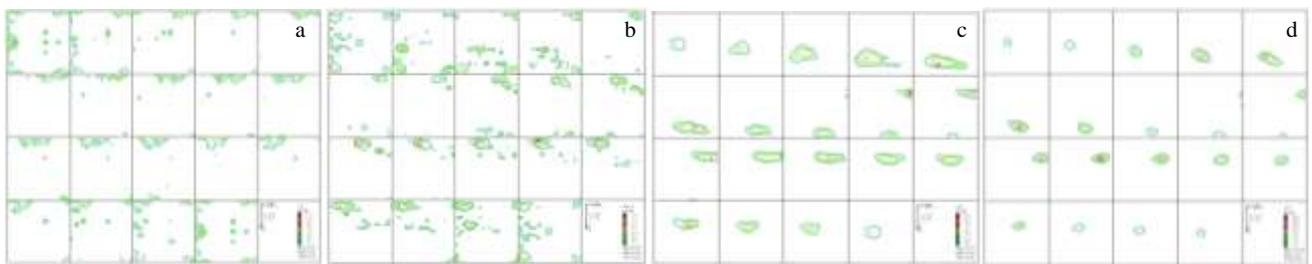


图5 冷轧初始态和各道次的宏观织构ODF图

Fig.5 Macrotexture ODF figures of initial stage and each rolling pass specimen: (a) initial stage, (b) the first pass, (c) the third pass, and (d) the fifth pass

表2 冷轧初始态和各道次中典型织构体积分数

Table 2 Typical texture volume fraction of initial stage and each rolling pass specimen (%)

Cold rolling pass	S {123} <634>	Copper {112} <111>	Brass {011} <211>	Goss {110} <100>	Cube {001} <001>
Initial	0	0	0	0.43	3.73
1	5.59	2.29	4.51	3.01	6.25
3	13.13	5.6	7.2	2.65	2.36
5	18.16	8.85	8.41	2.78	1.06

取向较一致,可见该晶粒发生了一致的变形或整体转动,类似还有向Brass和其他织构取向的整体转动,如图7a中的晶粒1、2、3、4、5所示。

冷轧继续进行时,在靠近晶界的区域中形成具有变形织构取向的微区,如图7b中位置1和4分别形成Copper和S取向的微区,而原来具有Cube织构取向的晶粒中,许多微区逐渐转向随机织构取向,如图7b中的位置2和3所示。

进一步冷轧时,具有Cube织构取向的微区消失,具有Goss织构取向的晶粒被压扁、拉长,形成Goss

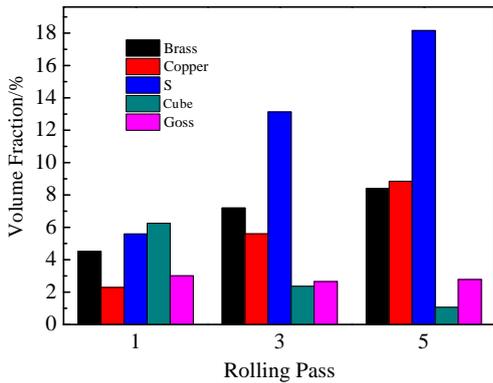


图6 织构体积分数随冷轧道次的变化

Fig.6 Texture volume fraction variation of each rolling pass

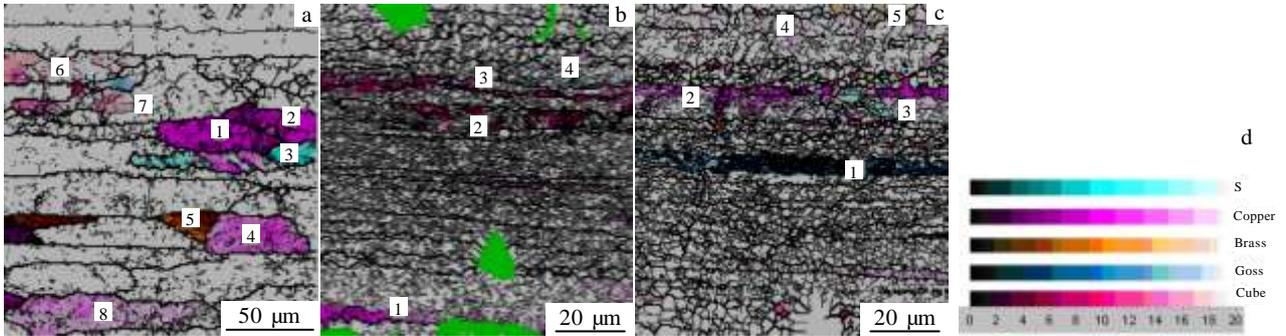


图7 冷轧过程中微观取向变化

Fig.7 Microtexture orientation variation during cold rolling: (a) the first pass; (b) the third pass; (c) the fifth pass; (d) typical textures

此外，轧制时有晶粒间变形不均匀现象，这与晶粒初始取向有关。轧制时取向因子大的晶粒首先发生变形，变形一定程度后，由于形变硬化，继续变形需要更大的应力，此时变形主要在取向因子较小的晶粒中进行，最终这种变形不均匀性逐渐消失。

取向成像图显示，多道次冷轧时，变形晶粒内部形成不断增加的小角度的位错界面，且在第2道次时排列整齐，且与RD成约40°角。这种组织结构与姚宗勇等人的研究结果相似^[28,29]。fcc金属冷轧中低应变量时，微观组织结构主要呈GNBs与RD的夹角为30°~40°的胞块结构。从冷轧第5道次开始，晶粒内部小角度位错界面减少，形成具有大角度晶界的细小晶粒，使晶粒碎化。N. Hansen, X. Huang, G. Winther等人的研究也有相似结论^[33-35]。一方面，由于变形诱导，使小角度位错界面转变成大角度位错界面，形成新晶；另一方面，由于去应力退火，在变形特别严重的地方，较大的储存能促进形核，形成独立、细小的再结晶晶粒。

取向带（图7c位置1），而在靠近晶界的区域沿晶界方向形成具有Copper织构取向的取向带（图7c位置2）。在变形晶粒内部的某些微区，也形成具有变形织构取向的微区（图7c位置3、4、5）。

3 讨论

3.1 微观组织演变

从二次电子像中可以清晰地观察到呈线状排列、且逐渐减小的二相粒子腐蚀坑，但分不清较大冷轧应变量下的晶界。而通过EBSD获得的取向成像图，可以清楚看出具有不同取向差的界面，分辨出晶粒和亚结构，清楚看到与二次电子像类似的呈层状晶粒。冷轧道次增加时，层状的晶粒不断被压扁、拉长，在发生晶粒碎化的第5、6道次试样中，仍保持具有取向带特征的层状结构。

3.2 轧制变形的织构变化

宏观上，轧制过程中以S织构为主的变形织构依次增多，Cube织构快速减少，织构取向越来越集中，但大部分变形织构晶粒由随机取向晶粒转变而来。

微观上，在冷轧变形开始时，由于晶粒初始取向的差异决定各晶粒变形的难易程度，轧制下压量不大时，具有优先取向的晶粒首先发生变形，其他晶粒通过协调变形和整体转动，形成变形织构。此后，由于变形晶粒不断被拉长，晶粒中不同部位由于具有不同的周围环境而处于不同的应力场，因此难以发生一致的变形和整体转动。此时在晶粒中处于相同应力场的局部区域发生一致的塑性变形，使该局部区域相对于晶粒取向发生一致的转动，而正是此类转动使具有Cube织构取向的区域转向随机织构取向，并且使具有随机织构取向的区域转向S、Copper和Brass变形织构取向。这种现象贯穿整个轧制过程，最终造成宏观上变形织构的不断增多。

4 结 论

1) 随着冷轧道次的增加, 原始晶粒不断被压扁、拉长, 二相粒子始终呈链状排列, 且在强烈的塑性流变下不断被压碎, 同时出现晶粒间变形不均匀的现象, 但继续变形时, 这种微观变形不均现象逐渐消失。

2) 冷轧变形时, 小角度的位错界面不断增加, 且在中低应变量时与 RD 成 40° 左右的夹角。变形量的继续增加, 位错界面转变成大角度界面, 变形晶粒发生碎化。

3) 冷轧道次增加时, Cube 结构快速减少, 随机结构向变形结构转变而使 Brass、Copper 和 S 结构成分依次增多。冷轧后形成较强的 (112) 和 (101) 面结构和横向上的 $\langle 111 \rangle$ 丝结构。

4) 冷轧初始阶段晶粒通过整体的变形协调转动, 形成较多的变形结构。随着变形的增加, 容易在靠近晶界区域相对原始取向发生向 β 取向线的偏转。进一步变形, 在变形晶粒的内部区域也发生向 β 取向线的偏转。正是这几种偏转使基体在宏观上的变形结构增多。

参考文献 References

- [1] Burger G B, Gupta A K, Jeffrey P W *et al.* *Materials Characterization*[J], 1995, 35(1): 23
- [2] Liu Hong(刘宏), Liu Yanhua(刘艳华), Zhao Gang(赵刚). *Light Alloy Fabrication Technology* (轻合金加工技术)[J], 2004, 32(1): 44
- [3] Liu Hong(刘宏), Zhao Gang(赵刚), Liu Chuming(刘春明). *Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2008, 29(4): 74
- [4] Miller W S, Zhuang L, Bottema J *et al.* *Materials Science Engineering A*[J], 2000, 280(1): 37
- [5] Wilson D V. *Journal of Mechanical Working Technology*[J], 1988, 16(3): 257
- [6] Bottema J, Lahaye C, Baartman R *et al.* *S AE Transaction J Mater and Manuf Sections* [J], 1998, 107: 900
- [7] Zhang Xinming(张新明), Zhou Nan(周楠), Li Li(李理) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2009, 19(12): 2067
- [8] Zhang Jixiang(张继祥), Feng Wei(冯伟), Wen Hui(文辉). *Hot Working Technology* (热加工工艺)[J], 2012, 41(22): 5
- [9] Zhang Jixiang, Feng Wei, Wen Hui *et al.* *Advanced Materials Research*[J], 2012, 538-541: 1687
- [10] Zhang Jixiang, Wen Hui, Feng Wei *et al.* *Advanced Materials Research*[J], 2011, 228-229: 1112
- [11] Li Xiangliang (李祥亮), Chen Jianghua(陈江华), Liu Chunhui(刘春辉) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(2): 243
- [12] Li Shenlan(李慎兰), Huang Zhiqi(黄志其), Jiang Fuli(蒋福利) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(5): 131
- [13] Mckenzie P W J, Lapovok R. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(9): 3212
- [14] Falahati Ahmad, Lang Peter, Kozeschnik Ernst. *Materials Science Forum*[J], 2012, 706-709: 317
- [15] Ma Mingtu(马鸣图), You Jianghai(游江海), Lu Hongzhou(路洪洲). *Engineering Science* (中国工程科学)[J], 2010, 12(9): 4
- [16] Engler Olaf, Hirsch Jurgen. *Materials Science Engineering A*[J], 2002, 336(1-2): 249
- [17] Sidor J, Miroux A, Petrov R *et al.* *Philosophical Magazine*[J], 2008, 88 (30-32): 3779
- [18] Kuhlmann-Wilsdorf D. *Scripta Meta Mater*[J], 1991, 25: 1557
- [19] Liu Q, Hansen N. *Scr Metall Mater*[J], 1995, 32: 1289
- [20] Wang Bo(汪波), Yi Danqing(易丹青), Chen Yuqiang(陈宇强) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2013, 23(11): 3065
- [21] Song Yingang(宋颖刚), Cross M D J, Rainforth W M *et al.* *Journal of Materials Engineering* (材料工程)[J], 2009(11): 23
- [22] Chen Junzhou(陈军洲), Huang Min(黄敏), Dai Shenglong(戴圣龙). *Journal of Materials Engineering* (材料工程)[J], 2011(5): 1
- [23] Yuan Hui(苑辉), Li Jing(李敬), Yang Qingxiang(杨庆祥) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属与材料工程)[J], 2007, 36(3): 255
- [24] Chen Junzhou(陈军洲), Zhen Liang(甄良), Dai Shenglong(戴圣龙) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属与材料工程)[J], 2008, 37(11): 1966
- [25] Xu Xiaojing(许晓静), Jiang Ling(蒋凌), Lu Wenjun(陆文俊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属与材料工程)[J], 2014, 43(1): 245
- [26] Chen Yang(陈扬), Zhao Gang(赵刚), Liu Chunming(刘春明) *et al.* *Journal of Northeastern University* (东北大学学报)[J], 2006, 27(1): 41
- [27] Chen Yang(陈扬), Tian Ni(田妮), Zhao Gang(赵刚) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2006, 16(8): 1411
- [28] Yao Zongyong(姚宗勇), Liu Qing(刘庆), Godfrey A *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2009, 45(6): 647
- [29] Liu Qing(刘庆), Yao Zongyong(姚宗勇), Godfrey A *et al.*

- Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2009, 45(6): 641
- [30] Zhang Jixiang, Zhang Kelong, Liu Yunteng *et al. Rera Metals*[J], 2014, 33(4): 404
- [31] Huang Yamin(黄亚敏), Pan Chunxu(潘春旭), *J Chin Electr Microsc Soc*(电子显微学报)[J]. 2010, 29(1): 1
- [32] Chen Yongjun, Jarle Hjelen, Hans J Roven. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(8): 1801
- [33] Hansen N. *Metall Mater Trans*[J], 2001, 32A: 2917
- [34] Huang X, Winther G. *Philos Mag*[J], 2007, 87: 5189
- [35] Winther G, Huang X. *Philos Mag*[J], 2007, 87: 5215

Microstructure and Texture Variation of 6016 Aluminum Alloy during Cold Rolling

Zhang Kelong¹, Zhang Jixiang¹, Liu Yunteng², Zhong Li¹

(1. Chongqing Jiaotong University, Chongqing 400074, China)

(2. New Material Institute, Shandong Academy of Sciences, Jinan 250061, China)

Abstract: The variation rule and mechanism of microstructure and texture of 6016 aluminum alloy during cold rolling was studied using the electron back-scatter diffraction technology (EBSD) combined with SEM+EDS and XRD. The results show that with the increase of cold rolling passes, grains constantly elongate along the rolling direction, and inhomogeneous deformation phenomenon between different grains occurs first but gradually disappears later, and catenation of second phase particles are crushed by metal plastic flow; with the deformation increasing, small angle dislocation interfaces increase, and they have an angle about 40° to the rolling direction from low to medium strains, but some of them are induced to large angle interfaces by large strains, which cause the deformation grains fragmentation; at the initial rolling stage, overall coordinate deformation and rotation of grains form some deformation texture, and in further deformation, areas near the grain boundary and interior of grains are easy to rotate from grain's initial orientation to the β orientation line. It is the two mechanisms that increase the deformation textures, led by S texture, and decrease the Cube texture constantly.

Key words: 6016 aluminum alloy; cold rolling; microstructure; texture; EBSD; ODF

Corresponding author: Zhang Jixiang, Ph. D., Professor, College of Mechatronics and Vehicle Engineering, Chongqing Jiaotong University, Chongqing 400074, P. R. China, Tel: 0086-23-62652478, E-mail: jixiangzhang@163.com