

冷轧变形量和退火制度对超快速加热下 5083 铝合金晶粒尺寸的影响

苏原明¹, 赵艳君^{1,2}, 陈思昊¹, 李留洋¹, 胡治流^{1,2}, 王乃贤³, 覃燕玲³

(1. 广西大学 资源环境与材料学院, 广西 南宁 530004)

(2. 广西大学 广西有色金属及特色材料加工重点实验室, 广西 南宁 530004)

(3. 广西柳州银海铝业股份有限公司, 广西 柳州 545006)

摘 要: 利用 Gleeble-3500 热模拟系统和电子背散射衍射 (EBSD) 技术对 5083 铝合金的超快速退火组织演变规律进行研究, 探讨了快速加热速度、退火温度及冷轧变形量对 5083 铝合金晶粒尺寸的影响。结果表明, 5083 铝合金经 80% 的冷轧变形后分别以 25、250、500 °C/s 的加热速度升温至 450 °C 保温 3 s 后以 40 °C/s 冷却时, 平均晶粒尺寸随加热速度的增加由 7.43 μm 细化至 4.98 μm。5083 铝合金经 80% 冷轧变形后在不同退火温度 (350、400、420、450 和 500 °C) 下进行超快速退火 (加热速度 500 °C/s, 保温时间 3 s, 冷却速度 40 °C/s) 后, 所得晶粒尺寸先减小再增大, 在 420 °C 退火时, 晶粒尺寸达到最小, 为 4.82 μm。再结晶晶粒尺寸受晶界迁移速率和形核率的耦合作用, 在 350~420 °C 超快速退火时, 由于快速加热使形核率急剧增大, 而形核温度较低, 使晶界迁移速率较小, 导致晶界迁移速率小于形核率, 因而再结晶晶粒尺寸由 5.23 μm 细化至 4.82 μm; 在 420~500 °C 超快速退火时, 形核温度变高, 晶界迁移速率快速增大, 则晶界迁移速率大于形核率, 使合金晶粒由 4.82 μm 粗化至 6.20 μm, 420 °C 是 5083 铝合金晶界迁移速率和形核率之间竞争的一个临界点。5083 铝合金经 50%、60%、71.4%、80% 和 87.5% 的冷轧变形后以 500 °C/s 的超快速加热速度升温至 450 °C 保温 3 s 后以 40 °C/s 冷却, 所得平均晶粒尺寸分别为 7.94、6.82、6.03、4.98 和 4.84 μm, 随轧制变形量的增大晶粒尺寸减小, 但是冷轧制变量达到 80% 以后再进行超快速退火晶粒尺寸减小不明显。

关键词: 5083 铝合金; 超快速退火; 再结晶; 晶粒尺寸

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)03-0948-09

冷轧产品的组织和力学性能与退火工艺密切相关, 深入研究退火工艺对冷轧产品的影响意义重大。罩式退火、连续退火是目前冷轧带钢主流的商业化退火方法, 但加热速度都比较缓慢, 罩式退火一般控制在 30~50 °C/h^[1], 连续退火加热速度一般为 5~10 °C/s^[2], 有时约 25 °C/s^[3], 低的退火加热速度严重制约着生产效率的提高。加热速度可按以下范围分类^[4]: 传统 (低于 10 °C/s)、快速 (10~100 °C/s) 和超快速 (高于 100 °C/s)。随着电阻加热^[5]、冷等离子体放电加热^[6], 以及横向磁通感应加热^[7]等的进一步研究与应用, 使加热速度得到了大幅度提高, 可以达到每秒数百摄氏度, 甚至高达每秒几千摄氏度, 这为超快速退火的实现提供了技术支撑。超快速退火工艺通常由 3 部分组成^[8]: (1) 超快速升温至退火温度; (2) 短时间保温; (3) 快速冷却。超快速退火的快速加热速度, 是罩式退火、

连续退火所不能比拟的, 不仅大大缩短加热和冷却时间, 也影响金属材料的回复、再结晶和晶粒长大的机制, 可为冷轧退火产品提供灵活性和柔性化的组织性能控制手段^[9,10]。

超快速退火工艺下钢铁的再结晶动力学及晶粒细化机制已有深入研究。De^[11]等人在对 80% 冷变形量的“淬火分配”钢 (quenching and partitioning steel, QP 钢) 研究时发现, 与缓慢加热的退火工艺相比 (加热速度为 10 °C/s), 随着加热速度的急剧提高 (加热速度为 1000 °C/s), 奥氏体晶粒由 0.6 μm 细化为 0.3 μm, 铁素体晶粒由 2 μm 细化为 1.4 μm, 进而改善了 QP 钢的力学性能, 强度提高了 26%, 塑性高达 134%。Mostafaei^[12]等研究发现, 低碳钢以传统方式临界温度退火时 (加热速度 0.3 °C/s), 奥氏体晶粒粗化, 而经超快速退火 (加热速度 200 °C/s) 后, 形成的奥氏体

收稿日期: 2020-03-18

基金项目: 广西创新驱动项目 (桂科 AA17202011-1); 广西自然科学基金 (2018GXNSFAA050048, 2017GXNSFAA198271); 广西有色金属及特色材料加工重点实验室项目 (GXYSSF1809)

作者简介: 苏原明, 男, 1994 年生, 硕士生, 广西大学资源环境与材料学院, 广西 南宁 530004, E-mail: 1419715796@qq.com

晶粒细化，且铁素体的平均晶粒尺寸达到了 $8\text{ }\mu\text{m}$ 左右。Kestens^[2]等对冷轧变形量为 95% 的 IF 钢（interstitial-free steel，无间隙原子钢）进行退火时发现，随着加热速率由 $35\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 增加至 $1000\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 后，平均晶粒尺寸由 $20\text{ }\mu\text{m}$ 减小到 $6\text{ }\mu\text{m}$ ，但加热速率超过 $1000\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 后，晶粒细化现象不再明显，达到了饱和。Xu^[13]等人采用超快速退火工艺研究了加热速率对（ultra-low carbon bake-hardenable steels，超低碳烘烤硬化钢）BH 钢退火后再结晶动力学、晶粒尺寸和烘烤硬化（BH）性能的影响。研究结果表明，晶粒细化程度由超快速退火循环的加热速率和保温时间等参数控制，对超低碳 BH 碳钢来说，最终晶粒尺寸随着加热速率的增加而降低，并随着保温时间的增加而增加。侯自勇^[14]等对冷轧变形量为 94.2% 的 Nb+Ti-IF 钢以 $300\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的加热速度进行了超快速退火的研究发现其在极短的时间内完成了整个再结晶退火过程，提高了合金的再结晶完成温度，与普通退火（加热速度为 $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ）的再结晶组织相比，超快速退火处理后晶粒平均尺寸由 $12.98\text{ }\mu\text{m}$ 细化到了 $10.12\text{ }\mu\text{m}$ ，晶粒长大速度也明显由 $3\text{ }\mu\text{m/s}$ 提高到 $23\text{ }\mu\text{m/s}$ 。因此，超快速退火可以实现钢铁再结晶晶粒尺寸的细化，但是材料的变形程度、晶粒细化的程度、是否存在一个加热速度的临界值以及细化的机理，仍有争议^[15, 16]。

超快速退火技术独特的快速加热及冷却方式细化了钢铁晶粒尺寸，具有广阔的发展前景，铝合金的熔点比钢铁的熔点低，其在超快速退火方面的研究报道还比较少见。陈小玲^[17]等模拟箱式炉（加热速度 $30\sim 35\text{ }^{\circ}\text{C/h}$ ）、气垫炉（加热速度 $100\text{ }^{\circ}\text{C/h}$ ）对冷轧变形量大于 70% 的 3003 铝合金进行了退火，发现气垫炉所得晶粒更细小；陈敏^[18]等也得到了类似的结论，研究发现随着升温速率的提高（ $5\times 10^{-3}\sim 30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ），7B04 铝合金平均晶粒尺寸不断减小。赵欢^[19]分别用空气炉（慢速加热）、油浴（快速加热）的方式对变形量为 90% 冷轧的 Al-0.5%Cu 进行了退火，同样发现提高加热速度退火可以细化再结晶晶粒，且使再结晶晶粒的分布更均匀。目前研究铝合金退火的最高升温速率往往不超过 $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ，如果更进一步提高加热速度，实现对铝合金的超快速退火，可为铝合金的晶粒细化提供新的思路。

Al-Mg 系合金（5×××系合金）是热处理不可强化铝合金，其具有较高的抗蚀性、良好的焊接性以及较好的塑性，已在汽车、建筑、船舶等领域得到了广泛应用^[20-22]。改善 5 系铝合金的强度、塑性和成形性的方式极为有限，一般只能通过退火及加工硬化来实现。因此，如果把超快速退火这一新型的热处理技

术应用在不可热处理强化的 Al-Mg 系铝合金上，通过冷轧变形量和超快速退火工艺的耦合作用细化 Al-Mg 系铝合金的晶粒并改善其性能，将会增强我国铝加工产品的竞争力。本研究以 5083 铝合金为研究对象，探究退火制度和冷轧变形量对超快速加热下再结晶晶粒尺寸的影响，并进行机理分析。

1 实验

实验材料为 25 mm 厚的 H 116 态 5083 铝合金铝板，其化学成分见表 1。将该铝板线切割为长 10 mm×宽 6 mm×厚（8、5、3.5、2.5、2 mm）的铝板后，在马弗炉中 $380\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火 2 h，转变为 O 态，得到完全再结晶组织。最后经冷轧带钢试验轧机冷轧至厚度为 1 mm，得到变形量为 87.5%、80%、71.4%、60%、50% 的薄铝板。

退火设备为 Gleeble-3500 热力模拟试验机，退火工艺为：以不同加热速度（25、250、500 $^{\circ}\text{C/s}$ ）将 5083 铝合金薄板分别加热至不同退火温度（300、350、400、420、450、500 $^{\circ}\text{C}$ ）后，进行短时间保温（3 s），再以 $40\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的冷却速率冷至室温。

退火完成后，在靠近热电偶焊点处选取金相样，其中 RD（rolling direction）为轧向，TD（transverse direction）为轧面横向，ND（normal direction）为轧面法向；将轧制面命名为 ND 面，垂直于轧制方向的面命名为 RD 面，垂直于横向的面命名为 TD 面，如图 1 所示。采用电子背散射衍射方法（EBSD）进行晶粒尺寸分析。电解抛光所用的电解液为 10% 高氯酸+90% 乙醇溶液，阳极为铝合金试样，阴极为不锈钢钢片，电压为 25 V，抛光时间为 6~35 s，在 JSM-7001 F 扫描电镜下对 RD 面进行 EBSD 数据收集，利用软件 Channel 5 进行数据处理。晶粒度的评定依据 ASTM E112 计算。

2 实验结果

2.1 加热速度对合金晶粒尺寸的影响

图 2 是 80% 变形量 5083 铝合金以不同加热速率加热至 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火的 EBSD 取向图及晶粒尺寸分布图（退火保温时间为 3 s，冷却速度为 $40\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ）。合金再结晶组织晶粒取向分布均匀，且随加热速度的增大，5083 铝合金的晶粒尺寸明显减小。对合金的金相组织

表 1 实验用 5083 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 5083 alloy ($\omega\%$)

Mg	Mn	Cr	Ti	Fe	Si	Others	Al
5.008	0.603	0.102	0.031	0.262	0.119	<0.067	Bal.

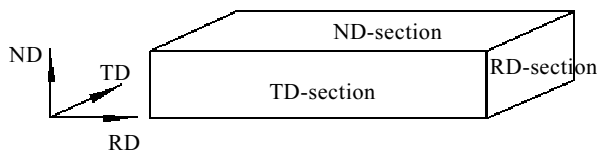


图 1 金相样品示意图

Fig.1 Schematic diagram of metallographic sample

进行晶粒尺寸、晶粒度统计的结果如表 2 所示。其中，晶粒度级别的计算公式^[23]为：

$$G = -6.643856 \lg D - 3.288 \quad (1)$$

式中， G 为晶粒度级别； D 为平均晶粒尺寸（mm）。加热速度为 25 °C/s 时，平均晶粒尺寸为 7.43 μm；当加热速度升高到 250 °C/s 时，平均晶粒尺寸减小到 5.10 μm；加热速度达到 500 °C/s 时，晶粒尺寸减小程度不再明显，为 4.98 μm。加热速度由 25 °C/s 提高至 500 °C/s 后，晶粒度由 10.8 提升至 12.0。由图 2d~2f 可知，加热速度为 25 °C/s 时，合金组织的晶粒尺寸主要集中在 7~14 μm，所占比例为 52.12%。加热速度为 250、500 °C/s 时，晶粒尺寸均主要集中于 5~11 μm 之间，所占比例分别为 57.77%、60.93%。

2.2 超快速加热下退火温度对合金晶粒尺寸的影响

图 3 为 80%变形量不同温度超快速退火后的 EBSD 晶体取向分布图、晶粒尺寸分布图、平均晶粒尺寸变化趋势图（加热速度为 500 °C/s，保温时间为 3 s，冷却速度为 40 °C/s）。由图 3a~3e 可知，80%变形量的 5083 铝合金在 350~500 °C 之间退火，晶粒分布都较为均匀，都已完成了再结晶。对图 3f~3j 进一步统计后，在 350 °C 退火时，晶粒尺寸主要集中在 5~10 μm 之间，占统计数量的 59.15%；400 °C 的晶粒尺寸在 5~10 μm，占 62.59%；420 °C 退火的晶粒尺寸略小，主要在 4~9 μm，占 56.54%；450 °C 的晶粒尺寸主要集中于 5~10 μm，占 52.39%；500 °C 退火的晶粒尺寸要略大，主要为 6~11 μm，占 50.21%。如图 3k 所示，420 °C 是一个重要的转折点，在 350~420 °C 之间退火时，晶粒平均尺寸随退火温度的升高而减小；在 420~500 °C 之间退火时，晶粒尺寸随温度的升高而急剧增大。对合金的金相组织进行晶粒尺寸、晶粒度统计后，其结果如表 3 所示。420 °C 退火，平均粒径最小，晶粒度最高，为 12.1 级；500 °C 退火的平均粒径最大，晶粒度为 11.3 级。

2.3 超快速加热下冷轧变形量对合金晶粒尺寸的影响

图 4 为不同变形量 5083 铝合金超快速退火后的 EBSD 晶体取向分布图、晶粒尺寸分布图、平均晶粒尺寸变化趋势图（加热速度为 500 °C/s，退火温度为

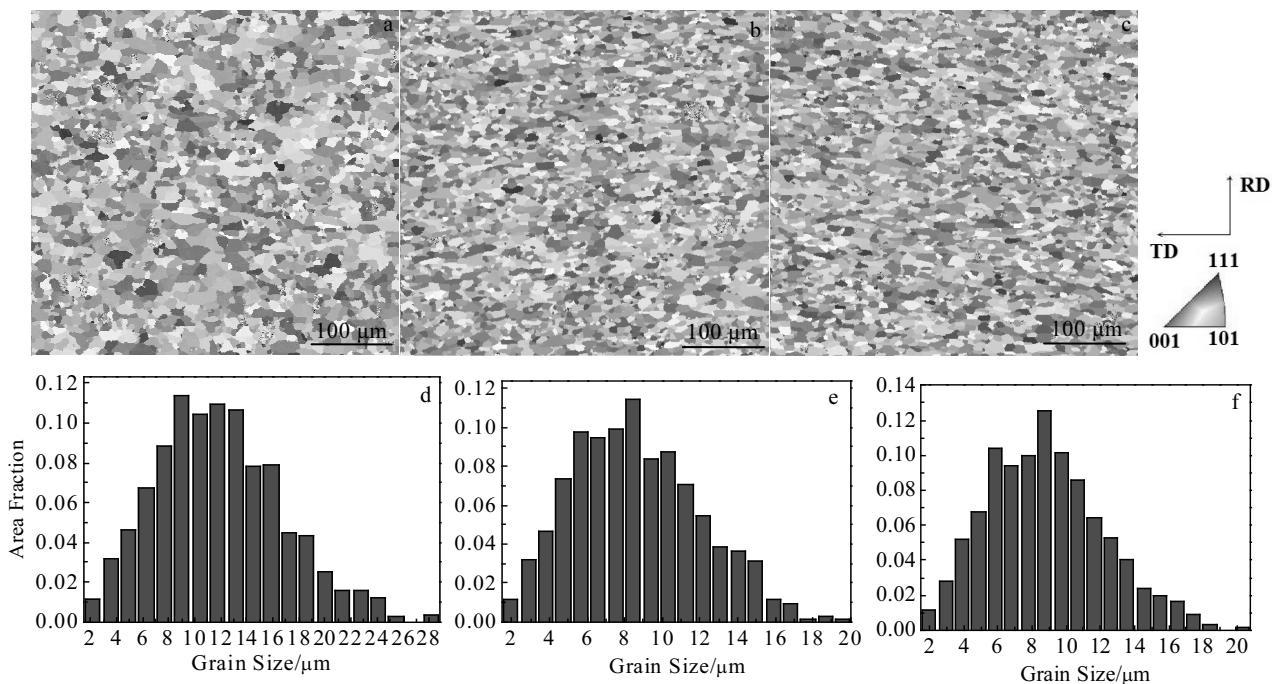


图 2 5083 铝合金以不同加热速度加热至 450 °C 的 EBSD 晶体取向分布图及晶粒尺寸分布图

Fig.2 EBSD orientations (a~c) and grain size (d~f) of 5083 aluminum alloy heated to 450 °C at different heating rates: (a, d) 25 °C/s, (b, e) 250 °C/s, and (c, f) 500 °C/s

表 2 不同加热速度退火的 5083 铝合金晶粒尺寸

Table 2 Grain size of 5083 aluminum alloy annealed at different heating rates

Heat rate/ $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$	Annealing temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Holding time/s	Cooling rate/ $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$	Average grain size/ μm	Grain size grade
25	450	3	40	7.43	10.8
250				5.10	11.9
500				4.98	12.0

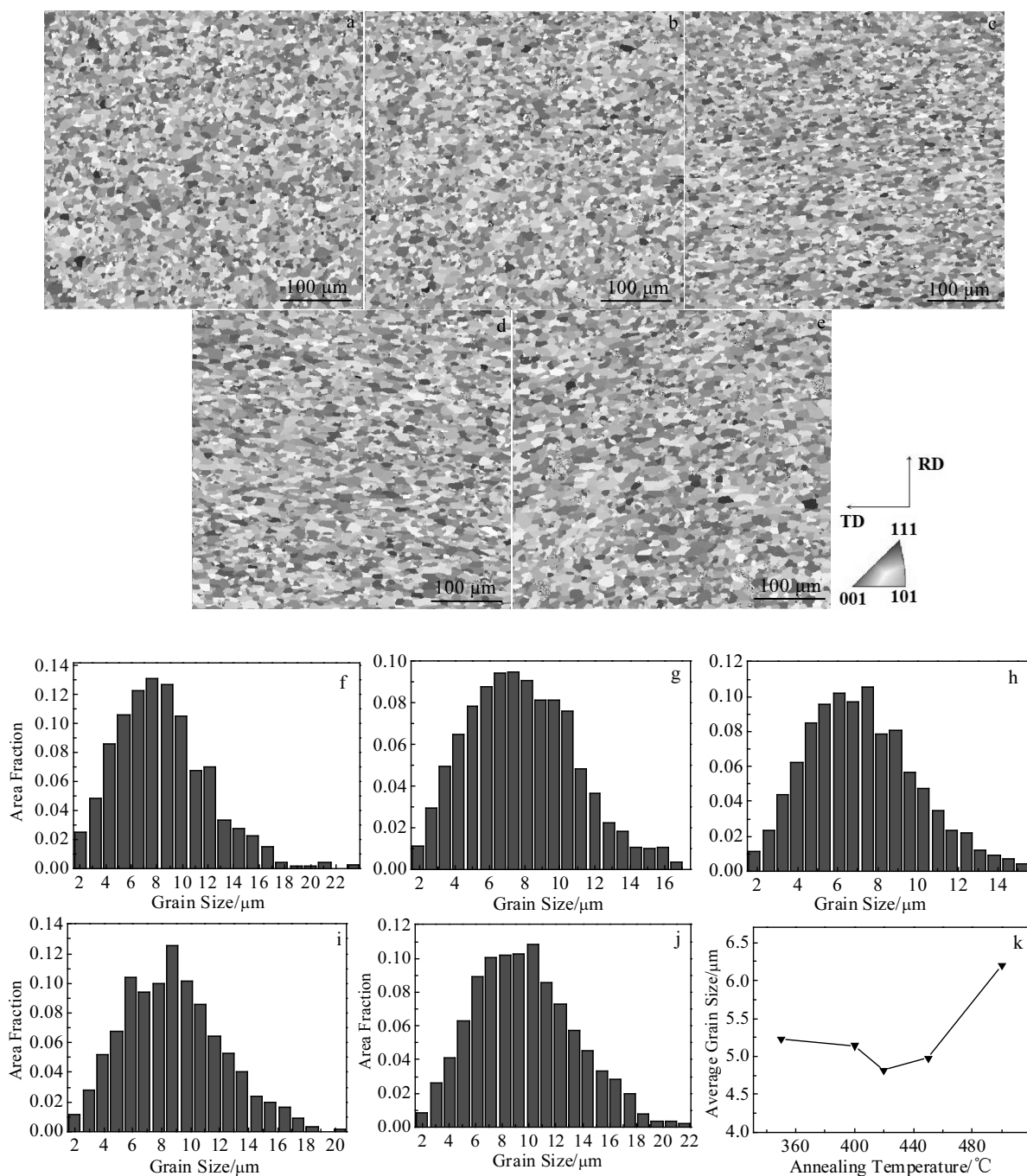
图 3 5083 铝合金以 500 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 加热至不同温度退火的 EBSD 晶体取向分布图、晶粒尺寸分布图及平均晶粒尺寸变化趋势图

Fig.3 EBSD orientations (a~e), grain size distribution (f~j) and average grain size changing with temperature (k) of 5083 aluminum alloy annealed with heating rate of 500 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ at different annealing temperatures: (a, f) 350 $^{\circ}\text{C}$, (b, g) 400 $^{\circ}\text{C}$, (c, h) 420 $^{\circ}\text{C}$, (d, i) 450 $^{\circ}\text{C}$, and (e, j) 500 $^{\circ}\text{C}$

表 3 不同温度超快速退火的 5083 铝合金晶粒尺寸

Table 3 Grain size of 5083 aluminum alloy after ultra-rapid annealing at different temperatures					
Heat rate/ $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$	Annealing temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Holding time/s	Cooling rate/ $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$	Average grain size/ μm	Grain size grade
500	350	3	40	5.23	11.8
	400			5.14	11.9
	420			4.82	12.1
	450			4.98	12.0
	500			6.20	11.3

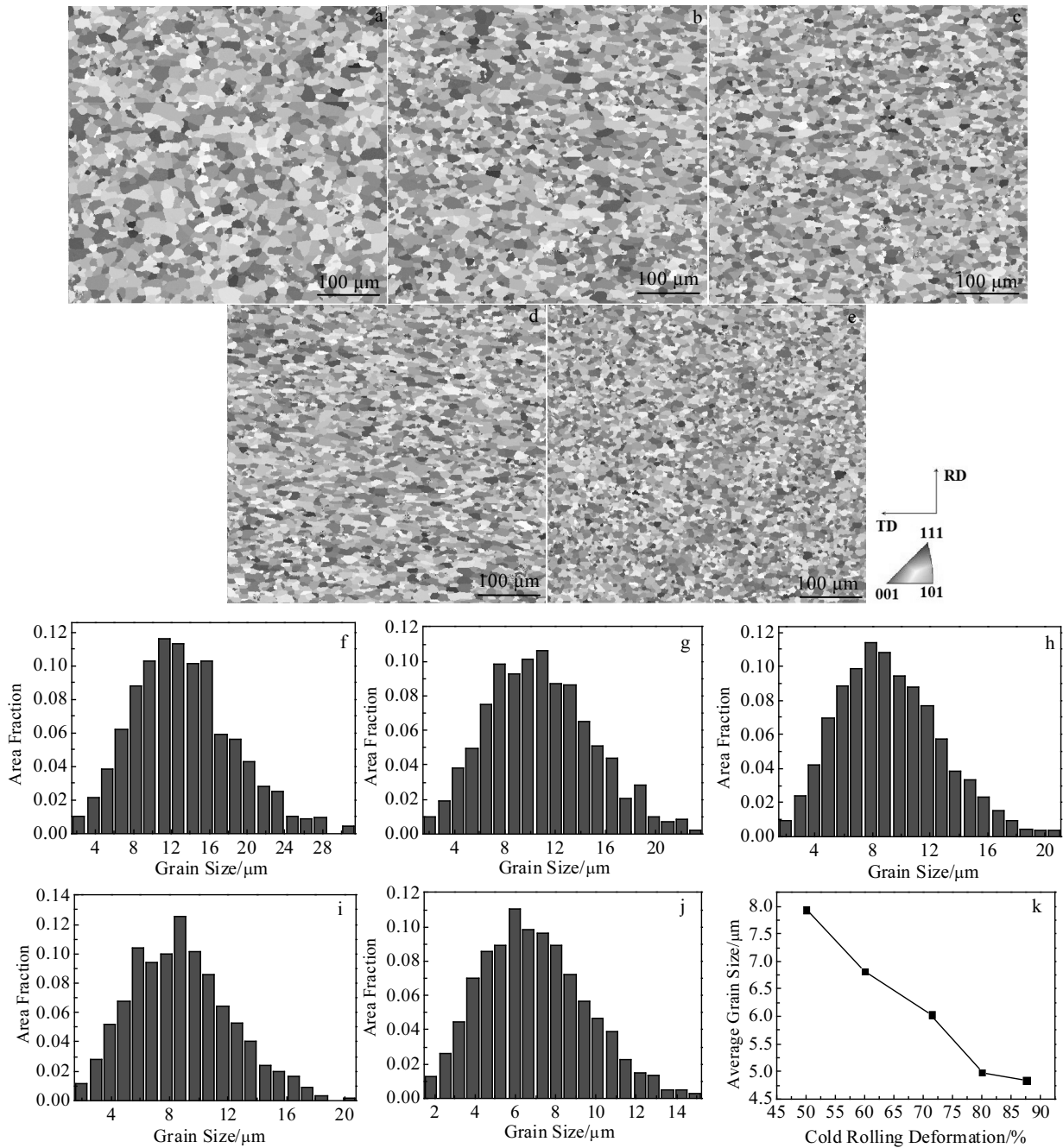


图 4 不同冷轧变形量 5083 铝合金以 500 °C/s 加热至 450℃退火的 EBSD 晶体取向分布图、晶粒尺寸分布图、平均晶粒尺寸变化趋势图

Fig.4 EBSD orientations (a~e), grain size distribution (f~j), and average grain size changing with deformation amount (k) of 5083 aluminum alloy annealed at 450 °C with heating rate of 500 °C/s and different deformations: (a, f) 50%, (b, g) 60%, (c, h) 71.4%, (d, i) 80%, and (e, j) 87.5%

450 °C, 保温时间为 3 s, 冷却速度为 40 °C/s)。从图 4a~4e 可以明显地观察到, 随着冷轧变形率由 50%增至 87.5%, 5083 铝合金的晶粒不断细化。图 4f~4j 为对应的晶粒分布图, 变形量为 50%时, 晶粒尺寸主要集中在 8~16 μm 之间, 占统计数量的 62.41%; 变形量为 60%时, 晶粒尺寸主要集中在 6~13 μm 之间, 占统计数量的 64.68%; 变形量为 71.4%时, 晶粒尺寸主要集中在 5~12 μm 之间, 占统计数量的 66.69%; 变形量为 80%时, 晶粒尺寸主要集中在 5~10 μm 之间, 占统计数量的 70.91%; 变形量为 87.5%时, 晶粒尺寸主要集中在 4~9 μm 之间, 占统计数量的 64.12%。进一步对合金的金相组织进行晶粒尺寸、晶粒度统计后, 结果如表 4 所示。结合图 4k 可知, 随着冷轧变形量的不断增加, 5083 铝合金超快速退火后的晶粒尺寸不断细化。50%变形量 5083 铝合金超快速退火后的晶粒最大, 平均尺寸为 7.94 μm, 晶粒度为 10.6 级; 87.5%变形量 5083 铝合金超快速退火后的晶粒最小, 平均尺寸为 4.84 μm, 晶粒度为 12.0 级。

3 分析与讨论

3.1 超快速加热下晶界迁移速率与形核率的竞争关系

再结晶晶粒的平均直径 d 还可以用式(2)来表示^[24]:

$$d = K \left(\frac{v}{\dot{N}} \right)^{1/4} \quad (2)$$

式中, \dot{N} 为形核率, v 为长大线速度, K 为比例常数。

由式(2)可知, 再结晶晶粒的平均直径由 $\frac{v}{\dot{N}}$ 决定。晶粒长大线速度 v 是由晶界迁移速率 M 和长大驱动力 P 决定的^[2], 即 $v=MP$ 。再结晶晶粒长大驱动力 P 是来自于晶界能, 由于超快速加热大大减小了合金的回复过程, 并未消耗过多储蓄能, 且一般认为长大驱动力 P 与温度无关, 而晶界迁移速率 M 依赖于温度的变化, 即晶界的迁移过程是热激活过程, 迁移动力学遵循 Arrhenius 方程^[25]:

$$M = M_0 \exp\left(-\frac{Q_m}{RT}\right) \quad (3)$$

式中, M_0 是不依赖温度的常数; Q_m 为晶界迁移激活能; R 为气体常数; T 为开尔文温度。

同样的, 再结晶形核率遵循 Arrhenius 方程, 如下式表示:

$$\dot{N} = N_0 \exp\left(-\frac{Q_n}{RT}\right) \quad (4)$$

式中, N_0 是不依赖温度的常数; Q_n 为形核激活能; R 为气体常数; T 为开尔文温度。

综合式(2)、(3)和(4)可知, 晶界迁移速率 M 、

表 4 不同冷轧变形量 5083 铝合金超快速退火后的晶粒尺寸

Table 4 Grain size of 5083 aluminum alloy after ultra-rapid annealing with different cold rolling deformations

Rolling deformation/%	Heat rate/°C·s ⁻¹	Annealing temperature/°C	Holding time/s	Cooling rate/°C·s ⁻¹	Average grain size/μm	Grain size grade
50	500	450	3	40	7.94	10.6
60					6.82	11.1
71.4					6.03	11.4
80					4.98	12.0
87.5					4.84	12.0

形核率 \dot{N} 均随温度的升高而增大, 再结晶晶粒尺寸受晶界迁移速率 M 和形核率 \dot{N} 的协同作用。因此, 当 M 随温度的升高的增大趋势强于 \dot{N} 的增大趋势时, 再结晶晶粒粗化; 当 M 随温度的升高的增大趋势弱于 \dot{N} 时, 再结晶晶粒细化。

图 5 为 5083 铝合金经 80%冷轧变形后以不同温度进行超快速退火(加热速度 500 °C/s, 保温 3 s, 冷却速率 40 °C/s)后的 EBSD 取向差分布图。当退火温度为 350 和 400 °C 时, 小角度晶界 ($2<\theta<15^\circ$) 的占比较大, 分别为 9.6%、7.7%, 30°~55°之间的大角度晶界分别约占 65.08%、66.78%; 当退火温度为 420 和 450 °C 时, 大角度晶界 ($\theta>15^\circ$) 的占比较大并且基本相等, 分别约为 93.5%、93.6%, 其中 30°~55°之间的大角度晶界分别约占 67.25%、68.76%; 当退火温度为 500 °C 时, 小角度晶界 ($2<\theta<15^\circ$) 的占比为 7.5%, 30°~55°之间的大角度晶界约占 67.51%。因此, 当 350、400 °C 退火时, 晶界迁移速率 M 较低; 当 420~500 °C 退火时, 晶界迁移速率 M 较高。

在 350~420 °C 之间超快速退火时, 图 5a~5c 所示的退火后的再结晶晶粒中小角度晶界所占比例较大, 说明超快速退火过程中晶界迁移速率 M 较低; 并且小角度晶界所占比例依次增大, 说明随着退火温度的升高 M 的增大趋势较弱, 而形核率 \dot{N} 随温度升高增大趋势较强, 使晶界迁移速率 M 小于形核率 \dot{N} , 因而随温度的升高, 晶粒不断细化, 晶粒尺寸从 5.23 μm (350 °C 退火, 见图 3a) 减小到 4.82 μm (420 °C 退火, 见图 3c); 在 420~500 °C 超快速退火时, 如图 5c、5d、5e 所示的退火后的再结晶晶粒中大角度晶界所占比例较大, 并且随温度升高依次增大, 说明超快速退火过程晶界迁移速率 M 较大, 随着退火温度的升高 M 的增大趋势较大, 而形核率 \dot{N} 的增大趋势较小, 使晶界迁移速率 M 大于形核率 \dot{N} , 因而随温度的升高晶粒不断粗化, 晶粒尺寸从 4.82 μm (420 °C 退火, 见图 3c) 增大到 6.20 μm (500 °C 退火, 见图 3e)。在 500 °C 超快速退火时, 由于退火温度较高, 使晶界迁移速率 M 远大于形核率 \dot{N} , 使得 5083 铝合金晶粒尺寸增长较大,

达到了 $6.20\ \mu\text{m}$ 。综上所述, 在 $420\ ^\circ\text{C}$ 超快速退火时, 形核率 \dot{N} 与晶界迁移速率 M 的竞争达到一个临界点。因此 $420\ ^\circ\text{C}$ 退火时晶粒尺寸最小。

回复和再结晶是互相竞争的关系, 增大升温速率会导致回复阶段变短, 使冷轧变形后的组织来不及回复, 或者这个回复的过程进行得不充分, 冷变形储存能就不会大幅度下降, 保留了因冷轧产生的晶格畸变, 增大了再结晶的驱动力, 为再结晶提供大量形核位置, 增大了形核率。此外, 快速升温还能降低阻碍晶粒长大的第二相以及其他杂质质点的溶解, 减弱再结晶晶粒长大的趋势。因而冷轧变形量为 80% 的 5083 铝合金以缓慢的 $25\ ^\circ\text{C/s}$ 加热至 $450\ ^\circ\text{C}$ 退火时, 有比较长的回复过程, 卸掉了部分再结晶驱动力, 所得晶粒尺寸为 $7.43\ \mu\text{m}$ (见图 2a); 冷轧变形量为 80% 的 5083 铝合金以超快速的 250 、 $500\ ^\circ\text{C/s}$ 加热至 $450\ ^\circ\text{C}$ 退火时, 回复过程被抑制, 使再结晶晶粒被细化, 所得晶粒尺寸分别为 5.10 、 $4.98\ \mu\text{m}$ (见图 2b、2c)。

在超快速加热的条件下, 冷变形储存能不会大幅度下降, 使合金再结晶的驱动力变大。当增大冷轧变形量后, 金属中的储存能得到进一步提升, 再结晶驱动力也就越强, 促进形核率的进一步增大。由式 (2) 可知, 当在同一温度下进行超快速退火, 可以忽略 v 的影响, 由于 \dot{N} 值增大, 则 v/\dot{N} 比值减小, 因而再结晶晶粒变细。所以, 当冷轧变形量由 50% 增至 87.5%

后, 5083 铝合金超快速退火后的再结晶平均晶粒尺寸由 $7.94\ \mu\text{m}$ 不断细化至 $4.84\ \mu\text{m}$ (见图 4)。

3.2 超快速加热下“织构制动”对晶粒细化的影响

图 6 为 5083 铝合金经 80% 冷轧变形后以不同加热速度升温 ($25\sim 500\ ^\circ\text{C/s}$) 至 $450\ ^\circ\text{C}$ 退火后 (保温时间 3 s, 冷却速度 $40\ ^\circ\text{C/s}$) 的 $\{001\}$ 、 $\{101\}$ 、 $\{111\}$ 极图。不同加热速度下, 合金晶粒取向都在 $\{101\}$ 面分散漫, 不存在明显的择优取向分布; 在 $\{111\}$ 面存在少量的较高密度的桔色区域, 主要分布在极射赤道面圆心与外圆之间; 在 $\{001\}$ 面的极图中存在明显的高密度深红色区域, 主要分布在极射赤道面圆心及外圆上, 这说明 $\{001\}$ 面具有择优取向的特点。由此可知, 5083 铝合金退火后, 主要织构类型都是典型的再结晶立方退火织构 $\{001\}\langle 100\rangle$ 。随加热速度由 $25\ ^\circ\text{C/s}$ 提高至 250 、 $500\ ^\circ\text{C/s}$, 合金的织构强度随之提高, 极密度最大值分别为 2.17、2.34、2.72。也就是说随加热速度的提高, 5083 铝合金的再结晶织构强度也随之增大。织构会使再结晶晶粒的长大速率变小, 这种现象称为“织构制动”^[26]。因为织构的存在本身就说明了晶粒间位相差不大, 晶界的界面能低。因此, 提高退火的加热速度, 会导致更强的再结晶织构, 使晶粒的长大速度不断减小, 从而细化再结晶晶粒尺寸。所以当加热速度由 $25\ ^\circ\text{C/s}$ 增至 $500\ ^\circ\text{C/s}$ 后, 5083 铝合金的再结晶平均晶粒尺寸由 $7.43\ \mu\text{m}$ 细化至 $4.98\ \mu\text{m}$ 。

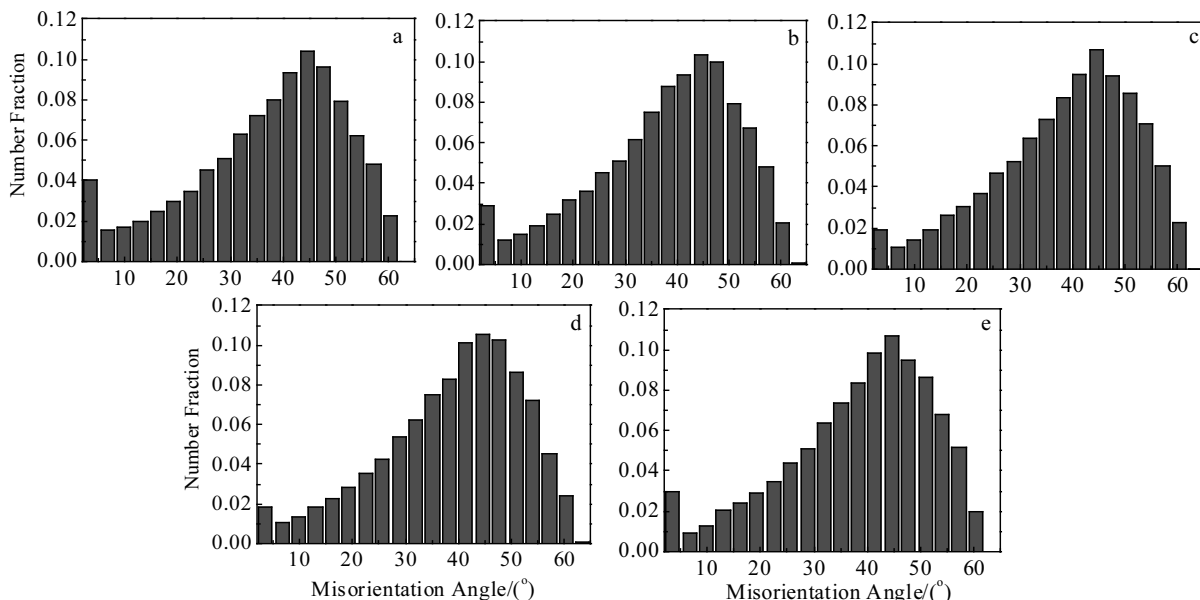


图 5 80% 变形量 5083 铝合金以 $500\ ^\circ\text{C/s}$ 加热至不同温度退火后的 EBSD 取向差角分布图

Fig.5 EBSD misorientation angle distributions of 5083 aluminum alloy with 80% cold rolling deformation heated to different temperatures at $500\ ^\circ\text{C/s}$: (a) $350\ ^\circ\text{C}$, (b) $400\ ^\circ\text{C}$, (c) $420\ ^\circ\text{C}$, (d) $450\ ^\circ\text{C}$, and (e) $500\ ^\circ\text{C}$

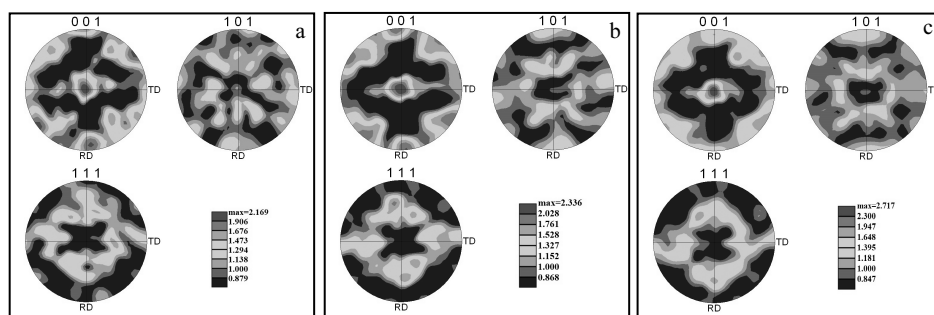


图6 80%变形量 5083 铝合金以不同加热速度加热至 450 °C 退火后的极图

Fig.6 Pole diagrams of 5083 aluminum alloy after 80% cold rolling annealed at 450 °C with different heating rates: (a) 25 °C/s, (b) 250 °C/s, and (c) 500 °C/s

4 结 论

1) 5083 铝合金经 80% 的冷轧变形后以 25、250、500 °C/s 的加热速度升温至 450 °C 保温 3 s 后以 40 °C/s 冷却, 所得的平均晶粒尺寸分别为 7.43、5.10 和 4.98 μm , 随加热速度的增大而变小。超快速退火的加热速度为 250 和 500 °C/s 时, 所得晶粒尺寸相差不大, 基本相等。随加热速度由 25 °C/s 提高至 250、500 °C/s 时, 5083 铝合金的再结晶立方退火织构 $\{001\} \langle 100 \rangle$ 织构强度随之提高, 极密度最大值分别为 2.17、2.34 和 2.72, “织构制动”现象也随加热速度增大而增强, 这也使得晶粒尺寸变小。

2) 5083 铝合金经 80% 的冷轧变形后以 500 °C/s 的超快速加热速度升温至 350、400、420、450 和 500 °C 保温 3 s 后以 40 °C/s 冷却, 所得晶粒尺寸先减小再增大, 在 420 °C 退火时, 晶粒尺寸达到最小为 4.82 μm 。420 °C 是晶界迁移速率和形核率之间竞争的一个临界点, 当退火温度小于 420 °C 时形核率大于晶界迁移速率, 随温度的升高, 晶粒不断细化; 当退火温度大于 420 °C 时晶界迁移速率大于形核率, 随温度升高, 晶粒不断粗化。

3) 5083 铝合金经 50%、60%、71.4%、80% 和 87.5% 的冷轧变形后以 500 °C/s 的超快速加热速度升温至 450 °C 保温 3 s 后以 40 °C/s 冷却, 所得平均晶粒尺寸分别为 7.94、6.82、6.03、4.98 和 4.84 μm , 随轧制变形量的增大晶粒尺寸减小, 但是冷轧制变量达到 80% 以后再进行超快速退火晶粒尺寸减小不明显。80% 和 87.5% 的大冷轧变形使 5083 组织中出现大量的位错, 再经超快速加热而使形变能储存下来, 为再结晶形核提供大量的位置和驱动力, 因而细化了晶粒。

参考文献 References

- [1] Jiang Xiaogang(蒋晓刚), Xu Qiliang(徐其亮), Cheng Xiaojuan(程晓娟) *et al. China Metal Bulletin*(中国金属通报)[J], 2019(5): 225
- [2] Kestens L, Reis A C C, Kaluba W J *et al. Materials Science Forum*[J], 2004, 467-470: 287
- [3] Poole W J, Militzer M, Wells M A. *Materials Science and Technology*[J], 2003, 19(10): 1361
- [4] Cerda F M C, Kestens L A I, Monsalve A *et al. Metals*[J], 2016, 6(11): 288
- [5] Ferry M, Jones D. *Scripta Materialia*[J], 1997, 38(2): 177
- [6] Stockemer J, Vanden B P, Brande P V. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(6): 1341
- [7] Muljono D, Ferry M, Dunne D P. *Materials Science & Engineering A*[J], 2001, 303(1-2): 90
- [8] Massardier V, Ngansop A, Fabregue D *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(7): 2225
- [9] Shi Hua(施 华), Atkin M. *Journal of Northeast University of Technology*(东北工业大学学报)[J], 1989, 10(3): 282
- [10] Xu Yunbo(许云波), Hou Xiaoying(侯晓英), Wang Yeqin(王业勤) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(2): 176
- [11] De K D, Puype A, FöJér C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 627: 182
- [12] Mostafaei M A, Kazeminezhad M. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*[J], 2016, 23: 779
- [13] Xu D C, Li J, Liu Y D *et al. Advanced Materials Research*[J], 2014, 941-944: 127
- [14] Hou Ziyong(侯自勇), Xu Yunbo(许云波), Wu Di(吴 迪). *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2012, 26 (1): 13
- [15] Xu Dechao(徐德超), Li Jun(李 俊), Meng Qingge(孟庆格) *et al. Journal of Northeastern University(Natural Science)*

- (东北大学学报, 自然科学版)[J], 2014, 35(10): 1412
- [16] Luo Zongan(骆宗安), Liu Jiyan(刘纪源), Feng Yingying(冯莹莹) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(5): 515
- [17] Chen Xiaoling(陈小玲), Hao Chenggang(郝成罡), Su Liping(苏丽萍) *et al. Heat Treatment Technology and Equipment* (热处理技术与装备)[J], 2017, 38(5): 23
- [18] Chen Min(陈敏), Ye Lingying(叶凌英), Sun Daxiang(孙大翔) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2017, 45(3): 112
- [19] Zhao Huan(赵欢). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2015
- [20] Hong Tengjiao(洪腾蛟), Dong Fulong(董福龙), Ding Fengjuan(丁凤娟) *et al. Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2020(4): 1
- [21] Li Bin(李宾), Zhou Huanzhu(周桓竹), Su Xuewei(苏学伟) *et al. Science & Technology Vision*(科技视界)[J], 2018 (14): 154
- [22] Lu Congcong(鲁聪聪). *Scientific and Technological Innovation* (科学技术创新)[J], 2019(4): 29
- [23] ASTM E112-96[S]. 2004
- [24] Wert J A, Austin L K. *Metallurgical Transactions A*[J], 1988, 19(3): 617
- [25] Balluffi R W, Mehl R F. *Metallurgical Transactions A*[J], 1982, 13(12): 2069
- [26] Li Niankui(李念奎), Ling Gao(凌杲), Nie Bo(聂波) *et al. Aluminum Alloy Material and Heat Treatment Technology*(铝合金材料及其热处理技术)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2012: 289

Effect of Cold Rolling Deformation and Annealing Process on Grain Size of 5083 Aluminum Alloy Under Ultra-fast Heating

Su Yuanming¹, Zhao Yanjun^{1,2}, Chen Sihao¹, Li Liuyang¹, Hu Zhiliu^{1,2}, Wang Naixian³, Qin Yanling³

(1. College of Resources, Environment and Materials, Guangxi University, Nanning 530004, China)

(2. Guangxi Key Laboratory of Processing for Non-ferrous Metal and Featured Materials, Guangxi University, Nanning 530004, China)

(3. Guangxi Liuzhou Yinhai Aluminum Co., Ltd, Liuzhou 545006, China)

Abstract: GLEEBLE-3500 thermal simulation system and EBSD technology were used to study the microstructure evolution of 5083 aluminum alloy under ultra-fast annealing. The effects of rapid heating rate, annealing temperature and cold rolling deformation on the grain size of 5083 aluminum alloy were discussed. The results show that the average grain size of 5083 aluminum alloy is refined from 7.43 μm to 4.98 μm with the increase of the heating rate from 25 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ to 500 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$. After ultra-fast annealing (heating rate 500 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, holding time 3 s, cooling rate 40 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$) at different annealing temperatures (350, 400, 420, 450 and 500 $^{\circ}\text{C}$), the grain size of the 80% cold-rolled 5083 aluminum alloy first decreases and then increases. When annealed at 420 $^{\circ}\text{C}$, the minimum grain size is 4.82 μm . The grain size of recrystallization is affected by the interaction of boundary migration rate and nucleation rate. During the ultra-fast annealing at 350~420 $^{\circ}\text{C}$, the nucleation rate increases sharply due to the rapid heating, while the nucleation temperature is low, which makes the grain boundary migration rate smaller, resulting in the grain boundary migration rate less than the nucleation rate, and the recrystallization grain size is refined from 5.23 to 4.82 μm ; During the ultra-rapid annealing at 420~500 $^{\circ}\text{C}$, the nucleation temperature becomes higher and the grain boundary migration rate increases rapidly. The grain boundary migration rate is higher than the nucleation rate, which makes the grain coarsening from 4.82 μm to 6.20 μm . 420 $^{\circ}\text{C}$ is a critical point for the competition between the grain boundary migration rate and the nucleation rate of 5083 aluminum alloy. After 50%, 60%, 71.4%, 80% and 87.5% cold rolling, 5083 aluminum alloy is heated to 450 $^{\circ}\text{C}$ for 3 s at an ultra-rapid heating rate of 500 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ and cooled at 40 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; the average grain sizes are 7.94, 6.82, 6.03, 4.98 and 4.84 μm , respectively. With the increase of rolling deformation, the grain size decreases, but after the cold rolling reaches 80%, the grain size decreases unobviously.

Key words: 5083 aluminum alloy; ultra-rapid annealing; recrystallization; grain size

Corresponding author: Zhao Yanjun, Ph. D., Associate Professor, College of Resources, Environment and Materials, Guangxi University, Nanning 530004, P. R. China, E-mail: zhaoyanjuan71@qq.com