

同时添加钪、锆对 Al-10Mg 合金再结晶机制的影响

封 蕾, 李建国, 毛轶哲, 李 聪

(清华大学先进材料教育部重点实验室, 北京 100084)

摘 要: 利用电子背散射衍射 (EBSD) 和透射电子显微镜 (TEM) 研究了 Al-10Mg 及 Al-10Mg-0.1Sc-0.1Zr 合金在热压缩过程中的组织演变及动态再结晶机制。结果表明: 同时添加 Sc、Zr 能够明显细化 Al-10Mg 合金的铸态晶粒, 热处理后, Sc、Zr 能够形成与 α -Al 基体共格的 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相, 这些沉淀相能够提高合金的热变形抗力; 在变形过程中, $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相能够钉扎位错运动、降低晶界及变形带处的位错密度, 使位错在沉淀相周围聚集, 因而改变了 Al-10Mg 合金内部位错增殖与湮灭的过程、进而使 Al-10Mg 合金动态再结晶方式由不连续动态再结晶 (DDRX) 转变为连续动态再结晶 (CDRX)。

关键词: Al-10Mg 合金; $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 沉淀相; 再结晶; 位错; 亚晶

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)09-2841-07

常规低镁 Al-Mg 系变形铝合金, 具有加工性能好、比强度高、耐应力腐蚀等特点^[1], 因而广泛应用于民用与国防工业等领域。然而, 现有 Al-Mg 系合金强度仍然较低, 不能满足高端需求。为了提高强度, 通常采用以下 4 种方法^[2]: 细晶强化、固溶强化 (增加镁含量)、添加微量合金元素^[3-5]及加工硬化。研究表明, 在 Al-Mg 合金中添加钪能够形成 Al_3Sc 相^[6], 该相具有 L12 型结构、在尺寸小于 15 nm 时与基体处于共格关系^[7,8]、能够钉扎位错运动进而提高合金强度^[9]。然而, 在温度高于 573 K 时^[10], Al_3Sc 相在热处理过程中会产生粗化现象^[11], 进而削弱了其对再结晶晶粒长大的阻碍作用。为避免 Al_3Sc 相的粗化, 在铝合金中添加元素锆, 锆会在 Al_3Sc 相外形成一层 Al_3Zr 壳层^[12,13], 从而减小了与基体的晶格错配度, 同时阻碍了 Al_3Sc 相的粗化, 进而提高了合金的热稳定性^[14-17]。除微合金化外, 塑性变形也能提高 Al-Mg 合金的强度^[7,18-20]。由于在常规冷变形过程中会产生大量位错, 导致合金在强度提高的同时、延伸率明显下降, 因此现在许多研究人员采用热变形的的方式获得高强韧性的 Al-Mg 系合金^[2,16]。

合金元素会对低镁含量的 Al-Mg 系合金热变形时组织演变产生影响。一方面, 镁原子的存在会产生固溶强化效应, 进而影响再结晶。M. A. Zaidi 等^[21]发现 Al-2Mg 合金在热变形后通过亚晶粗化及晶界迁移形成再结晶晶粒。Al-7Mg 合金在热变形时, 高固溶度的镁原子钉扎位错运动、阻碍再结晶晶粒在位错

团和大尺寸粒子周围的高位错区发生再结晶、促进大角度晶界的形成^[22]。另一方面, 合金中的析出相也会影响合金的再结晶过程。小尺寸相会阻碍合金中再结晶晶粒的长大, 且其阻碍作用随 f/r (相体积分数与尺寸之比) 的增加而增加^[23], 如: Al_3Sc 相在 Al-3Mg 合金中会使位错在沉淀相周围聚集, 使合金更倾向于以晶界弓出的机制形成再结晶晶粒^[24]; 大尺寸相 ($> 1 \mu\text{m}$) 会成为再结晶晶粒的异质核心, 以促进不连续再结晶的进行^[25]。

在微合金化的高镁含量的 Al-Mg 系合金热变形时, 过饱和的镁原子会以 β 相在晶界和晶内析出^[26], 同时, 微合金化元素在热处理过程中可能会形成析出相, 此两相可能共同影响着合金的再结晶机制、从而影响着高镁铝合金的强韧性。

为了弄清楚微合金化元素对高镁含量的 Al-Mg 系合金热变形组织的影响并籍此提高力学性能, 首先亟需对微合金化的高镁铝合金的动态再结晶机制进行研究。为此, 本实验以过去研究不多的高镁 Al-10Mg 合金为基础, 以过去人们未曾同时添加过的钪、锆元素为微合金化元素, 对比研究同时添加与不添加钪、锆元素对 Al-10Mg 合金热变形过程中组织演变及再结晶机制的影响, 进而为制定高镁 Al-Mg 系合金热变形工艺、为制备出更高强韧性的高镁 Al-Mg 系合金奠定理论基础。

1 实 验

收稿日期: 2018-09-10

基金项目: 中国国家科技部国际科技合作专项资金 (2015DFR50470)

作者简介: 封 蕾, 女, 1995 年生, 硕士生, 清华大学材料学院, 北京 100084, 电话: 010-62791092, E-mail: fenglei20120830@163.com

实验采用工业纯铝、工业纯镁、Al-2Sc及Al-5Zr中间合金等原材料进行配制熔炼并通过旋转结晶工艺制备坯料，合金成分通过直读光谱仪分析，结果如表1所示。将铸锭加工成 $\varnothing 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的圆柱形试样并用于热压缩试验。在压缩前，先将试样在673 K下固溶处理24 h，然后在室温水淬中淬火。

在 Gleeble 1500 试验机上进行压缩试验，压缩温度范围为 573~673 K，应变速率范围为 $0.01\sim 1\text{ s}^{-1}$ 。为了获得变形后的组织，将压缩后的样品直接室温水淬。选取平行于压缩方向 (CD) 的试样横截面观察压缩后的显微组织，如图 1 所示。观察前，对样品进行电解抛光处理，抛光电压为 30 V、时间为 15 s。采用俄歇电子显微镜上装配的电子背散射衍射 (EBSD) 探测器对变形组织进行扫描，扫描步长为 $0.3\sim 1\text{ }\mu\text{m}$ ，最后通过 TSL-OIM 软件进行数据分析处理。本实验中，取向差角 $\theta > 15^\circ$ 代表大角度晶界 (HAGB)，在 EBSD 图中用黑色线表示；取向差角 $\theta < 15^\circ$ 定义为小角度晶界 (LAGB)，其中 $\theta < 5^\circ$ 采用红色线表示， $5^\circ < \theta < 15^\circ$ 用白色线表示。在 JEOL-2100 透射电子显微镜上分析亚晶及纳米尺寸第二相，加速电压为 200 kV。所有透射电镜样品经机械减薄至 $50\sim 80\text{ }\mu\text{m}$ 后再经聚焦离子束减薄、直至穿孔形成薄区。

2 实验结果

2.1 固溶处理后的合金显微组织

固溶处理后的合金显微组织如图2所示。由图2a~2b可见，两种合金均形成等轴晶粒。在合金1中晶粒名义尺寸约为 $39.6\text{ }\mu\text{m}$ ，合金2中晶粒名义尺寸约为 $23\text{ }\mu\text{m}$ 。这表明同时添加钪、锆元素能够细化Al-10Mg合金固溶态晶粒，由于在固溶处理过程中晶粒大小基本无变化，可以认为同时添加钪、锆能够细化铸态晶粒。通过TEM组织观察^[27]，在固溶处理后样品中未

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Composition of the experiment alloy (wt%)					
	Mg	Sc	Zr	Fe	Al
Alloy 1	9.6396	0	0	0.1178	Bal.
Alloy 2	9.8838	0.1027	0.1007	0.1151	Bal.

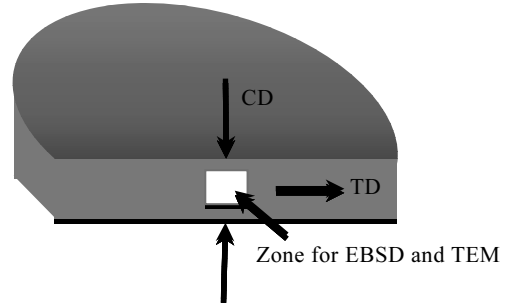


图1 样品压缩方向与取样位置

Fig.1 Compression direction and sampling position of sample

发现 Al-Mg 二元相，说明此时镁元素已全部固溶在基体中，只在合金 2 中发现了尺寸约为 10 nm 且与铝基体共格的析出相 (图 2c)；根据能谱及现有文献[4]分析，确认该相为具有 L12 结构的 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相，这与文献中 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相需要在 573~773 K 的加热条件下才能析出的结论相吻合^[28,29]。

2.2 流变应力行为

图3为合金在不同温度下应变速率为 0.01 s^{-1} 时的真应力-应变曲线。弹性变形阶段，流变应力随着应变的增加而增加；弹性变形后，合金开始出现明显的应变硬化效应；由于动态回复和再结晶，流变应力达到峰值后就开始缓慢减小；当应变累积到一定程度时又呈现缓慢增加趋势。当回复的速度与位错增殖的速度相同时，合金处于稳态流变阶段。不同温度下，随着变形温度的升高，合金流变应力减小。温度较高 (673 K) 时，两种合金的峰值应力无明显差别，说明 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相在

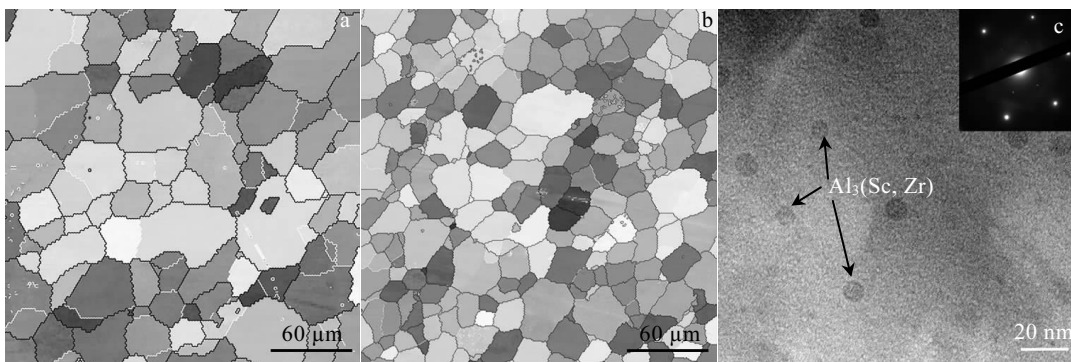


图 2 不同合金固溶处理后的组织

Fig.2 Microstructures of alloy 1 (a) and alloy 2 (b, c): (a, b) EBSD and (c) TEM

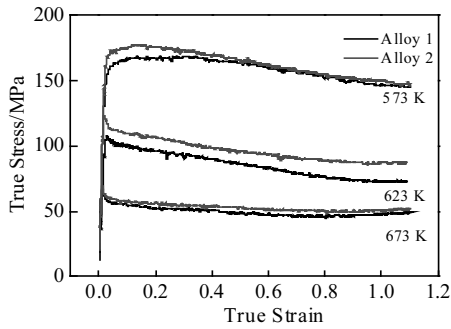


图 3 固溶态合金在不同温度下压缩的真实应力-应变曲线
Fig.3 True stress-strain curves of solid solution samples compressed at various temperatures

该温度下对流变应力影响很小；温度较低时(573和623 K)，合金2峰值应力明显高于合金1(高10~20 MPa)。温度低于673 K热压缩时， β 相的析出会消耗变形储能，同时位错大量增殖阻碍再结晶，因此合金未发生明显再结晶。此时，合金2中的 $Al_3(Sc,Zr)$ 相钉扎位错、阻碍晶界滑移，从而促进位错增殖，进而提高合金流变应力。

除此之外，还能观察到曲线中有明显的锯齿段，这种效应称为动态应变时效(DSA)^[2]。DSA效应是固溶原子对位错的钉扎以及脱钉造成的，能够提高合金的强度。

2.3 组织演变

图4为两种合金在573 K、 $0.01\ s^{-1}$ 条件下压缩至应变为1.1时的微观组织。在573 K、 $0.01\ s^{-1}$ 条件下，两种合金压缩样品中形成了“核壳结构”^[30]。核壳结构外层为细小等轴晶构成的链状晶粒，内部为垂直于压

缩方向伸长的原始晶粒。在合金1中，形成大量尺寸小于 $1\ \mu m$ 的等轴晶和长轴长约 $48.7\ \mu m$ 、短轴长约 $11.1\ \mu m$ 的变形晶粒，再结晶晶粒在变形晶粒的晶界处形核。在合金2中，由于 $Al_3(Sc,Zr)$ 相的存在，位错运动被抑制，只有少量的链状晶粒在变形晶粒晶界处形成；同时，形成了长轴长约 $52.2\ \mu m$ 、短轴长约 $10.8\ \mu m$ 的变形晶粒，在变形晶粒内部存在大量的小角度晶界。对比两种合金变形晶粒的尺寸，发现合金2中晶粒长径比更高，原始晶粒在压缩中更容易沿着截面方向伸长。合金2中晶界处形成的细小等轴晶少，因此晶界处大角度晶界数量少于合金1，变形抗力小，更容易发生变形，进而形成长径比较高的变形晶粒。

在573 K下，位错增殖速度较高，回复速度较慢，因此合金能够维持“核壳结构”。然而，随着变形量的增加，合金中位错储能增加，位错会移动至晶界与晶界发生融合，从而使原始变形晶粒内部取向差增加，进而加速链状晶粒的形成。

为了进一步研究合金在变形过程中的组织演变及再结晶行为，本实验在623 K、 $0.01\ s^{-1}$ 条件下、对两种合金分别进行了应变量为0.04、0.4、0.8、1.1的热变形，观察了其组织的变化。

图5为合金1在623 K、 $0.01\ s^{-1}$ 条件下进行不同应变量的压缩组织。流变应力峰值对应应变为0.04，该应变下合金尚未到达屈服点，组织未发生明显塑性变形。应变达到0.4时，原始晶粒沿着截面方向(TD)伸长，晶界发生滑移，在晶界交叉处形成再结晶晶粒；同时，在变形晶粒内部发现变形带，但变形带周围尚未形成再结晶晶粒。进一步增加应变，再结晶晶粒在晶界处形核，再结晶从变形晶粒晶界处向变形晶粒内部扩展。随着应变增加，合金中形成大量平均尺寸为 $5.7\ \mu m$ 的再结晶晶粒，细晶强化作用使合金流变抗力呈现缓慢回升态势。

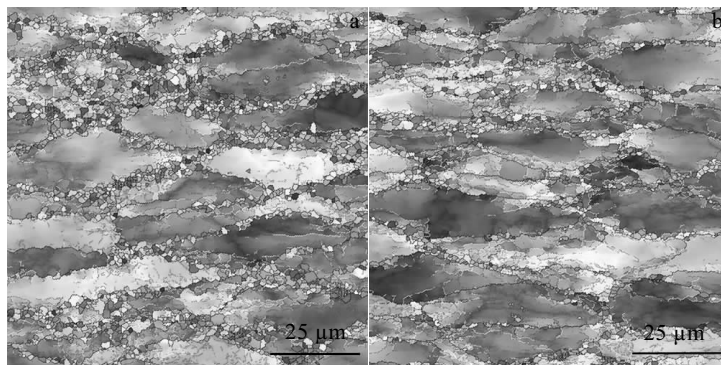


图 4 两种合金在 573 K、 $0.01\ s^{-1}$ 条件下的压缩组织

Fig.4 Microstructure of sample compressed at 573 K and $0.01\ s^{-1}$: (a) alloy 1 and (b) alloy 2

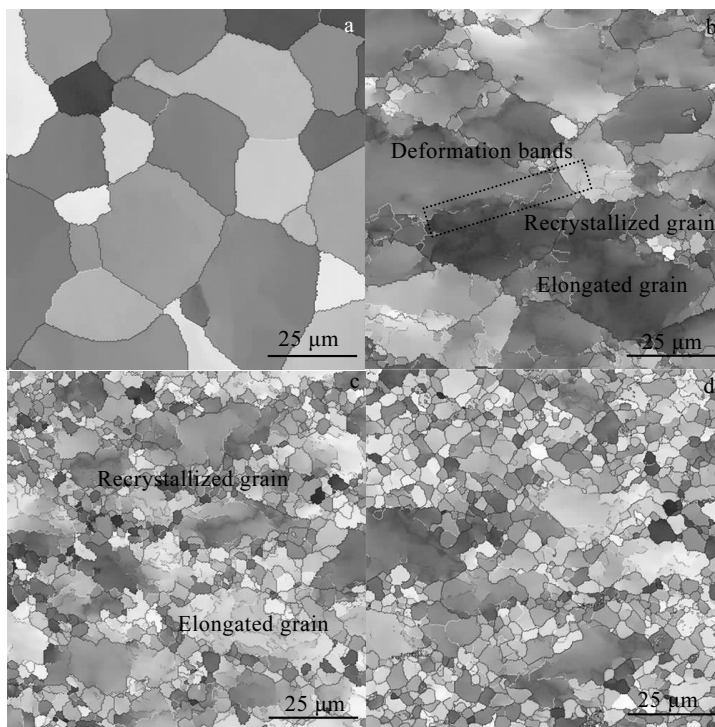


图 5 合金1在623 K、 0.01 s^{-1} 条件下不同应变量时的压缩组织

Fig.5 Microstructure of alloy 1 compressed at 623 K with a strain rate of 0.01 s^{-1} and a strain of 0.04 (a), 0.4 (b), 0.8 (c), and (d) 1.1

图6为合金2在623 K、 0.01 s^{-1} 条件下进行不同应变量时的压缩组织。由图可见，在合金2中，所有应变量下均未发现明显的再结晶。应变为0.4时，变形晶粒内部产生大量位错，动态回复为主要软化机制；同时，位错的缠结造成小角度晶界的出现。应变增加至0.8时，合金中出现少量的再结晶晶粒，同时在变形晶粒内部产生大量的位错墙及亚晶粒；变形晶粒内部出现变形带，为再结晶晶粒的形成提供驱动力。当应变增加至1.1时，变形晶粒内部亚晶间的取向差增加，原始晶粒进一步伸长。在变形过程中，随着应变量的增加，合金内小角度晶界向原始晶粒晶界迁移，同时，变形晶粒内部亚晶发生粗化和长大。

两种合金在不同应变条件下的大角度晶界分数（HAGB%）如图7所示。文献[31]指出合金变形过程中大角度晶界的增加主要源于再结晶。文献[32]表明在发生不连续动态再结晶的组织中，由于再结晶晶粒对变形亚结构的消耗作用，HAGB%有明显的陡增；而在发生连续动态再结晶的组织中，HAGB%没有明显变化。在合金1中，随着应变的增大，大角度晶界所占的分数陡增；而在合金2中，大角度晶界比例变化较为平缓，说明合金1中再结晶方式为不连续动态再结晶，而合金2中再结晶方式为连续动态再结晶。

3 分析讨论

3.1 同时添加钪、锆对 Al-10Mg 合金组织的影响

由图2推知，同时添加钪、锆能够明显细化铸态晶粒。此外，在同时添加钪、锆的铝合金中能够形成一种与基体共格的纳米尺寸相 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 。在变形过程中， $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相能够阻碍位错运动，从而阻碍回复和再结晶的进行。除此之外， $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相周围会聚集大量的位错，形成位错墙和亚晶（如图8b）。

图8a为合金1在573 K条件下的压缩组织，组织中存在着衬度明显区别于基体的亚结构，根据选区电子衍射分析的结果，该类亚结构为具有一定取向差的再结晶晶粒。在合金2中发现大量尺寸约在500 nm的等轴位错胞状结构（如图8b）^[33]。位错胞状结构内部有大量的位错缠结；同时，彼此之间通过位错墙分割。胞状结构的产生主要是由于在位错运动过程中受到了 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相的钉扎作用（如图8c），使得 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相周围位错密度增加，在粒子周围形成应变区。随着位错的逐渐累积，粒子周围的小角度晶界转变成成为大角度晶界，形成再结晶晶粒。

3.2 同时添加钪、锆对 Al-10Mg 合金动态再结晶机制的影响

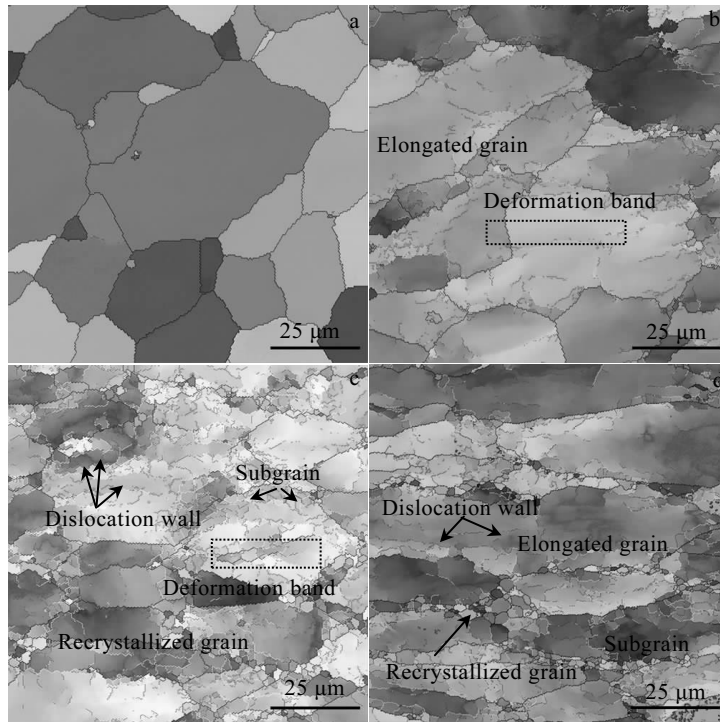


图 6 合金2在623 K、0.01 s⁻¹条件下不同应变量时的压缩组织

Fig.6 Microstructure of alloy 2 compressed at 623 K with a strain rate of 0.01 s⁻¹ and a strain of 0.04 (a), 0.4 (b), 0.8 (c), and 1.1 (d)

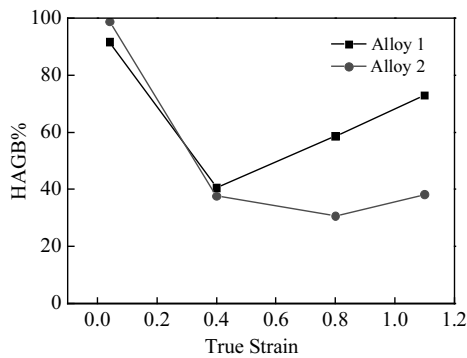


图 7 623 K、0.01 s⁻¹条件下压缩样品中大角度晶界的分数

Fig.7 Fraction of HAGB of compressed samples at 623 K with a strain rate of 0.01 s⁻¹

铝是一种高层错能金属，其层错能随着镁添加量的增加而减小。在高层错能金属中，位错容易发生滑移、攀移，能够加速位错的重排过程。随着位错密度增加，再结晶晶核会在原始晶界处形成。随着层错能降低，全位错数量减少，位错运动阻力增加，再结晶形核受到抑制，合金在热变形时主要发生回复。研究表明，铝及低镁的Al-Mg系合金在热变形过程中会发生连续动态再结晶，但在高镁含量Al-Mg合金中还未发现^[24, 34, 35]。

Al-Mg合金层错能较低，容易形成层错，尤其是在靠近原始晶界的部位。如图9a所示，晶粒沿着TD方向拉长，晶界滑移是合金主要的软化机制。缺陷和位

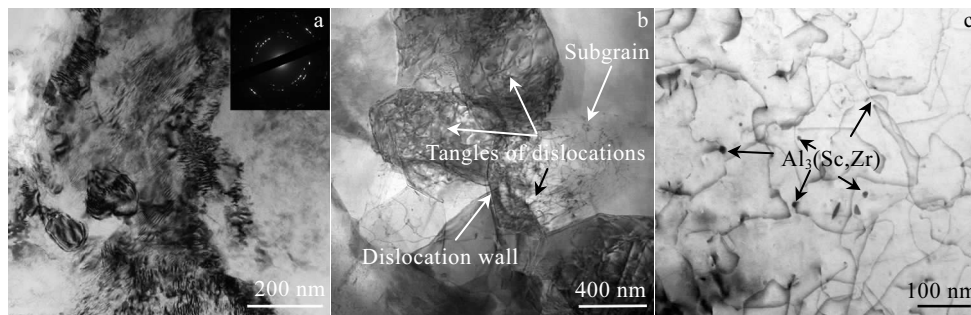


图 8 压缩样品的TEM组织

Fig.8 TEM microstructures of samples compressed at 573 K and 0.01 s⁻¹: (a) alloy 1 and (b, c) alloy 2

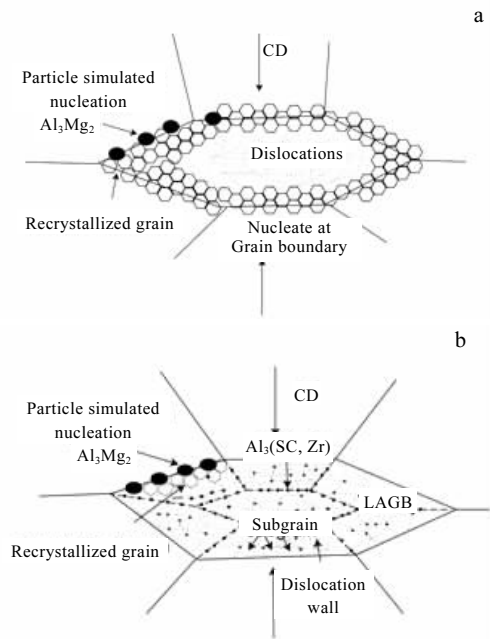


图 9 变形晶粒的亚结构示意图

Fig.9 Substructures of compressed sample: (a) alloy 1 and (b) alloy 2

错在晶界处增殖，局部应变增加；随着变形量的进一步增加，再结晶晶粒在晶界处形核并形成链状晶粒，其作为形核中心促进再结晶的进行。与此同时，位错在变形带处聚集，为再结晶晶粒的形成提供驱动力。因此，合金1在热压缩过程中的再结晶机制为位错聚集区域的异质形核，即不连续动态再结晶。

当在Al-Mg合金中添加钪、锆时，会形成细小弥散的Al₃(Sc,Zr)相。该相能够钉扎位错运动与晶界滑移，使得晶界处和变形带处位错的聚集程度下降。由于晶界和变形带处位错密度的降低，再结晶形核过程受到抑制。随着变形的进行，晶粒内部和晶界及Al₃(Sc,Zr)相周围位错密度增加，同时，位错交滑移后会在晶粒内部形成位错墙和位错胞状结构^[36]。邻近的位错胞之间被变形带分割，形成小角度晶界。与此同时，位错在Al₃(Sc,Zr)相周围聚集，使得小角度晶界向大角度晶界的转变速度加快。位错胞状结构之间的取向差随应变增加而增加，进而形成亚晶粒。当亚晶粒之间取向差大于15°时，形成大角度晶界，完成动态再结晶，该过程被称为连续动态再结晶。

4 结 论

1) 在 Al-10Mg 合金中，同时添加钪、锆能够形

成具有 L12 结构的 Al₃(Sc,Zr)相、能够细化铸态晶粒。同时该粒子与基体处于共格关系，能够钉扎位错运动、增加 Al-10Mg 合金的变形抗力、阻碍再结晶的进行。

2) 由于细小弥散分布的 Al₃(Sc,Zr)相对位错的钉扎作用，同时添加钪、锆的 Al-10Mg 合金具有更高的流变应力，在低于 673 K 下压缩时，强度始终比未添加钪、锆的 Al-10Mg 高 10~20 MPa。

3) 同时添加钪、锆使 Al-10Mg 合金由不连续动态再结晶转变为连续动态再结晶。Al₃(Sc,Zr)相能够改变 Al-10Mg 合金变形晶粒内部位错增殖与湮灭的过程。在 Al-10Mg 合金中，晶界及变形带等位错聚集区域发生异质形核，形成再结晶晶粒；在 Al-10Mg-0.1Sc-0.1Zr 合金中，位错运动被抑制，析出相周围聚集大量的位错，使得小角度晶界向大角度晶界转变，最终形成再结晶晶粒。

参考文献 References

[1] Wang Ying, Pan Qinglin, Song Yanfang *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(11): 3235

[2] Zha Min, Li Yanjun, Mathiesen R H *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 84: 42

[3] Malopheyev S, Kulitskiy V, Kaibyshev R. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 698: 957

[4] Xing Zebing(邢泽炳), Nie Zuoren(聂祚仁), Ji Xiaolan(季小兰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(12): 1979

[5] Zhao Qian(赵倩), Yuan Xiaoguang(袁晓光), Huang Hongjun(黄宏军) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(11): 2889

[6] Yin Zhimin, Pan Qinglin, Zhang Yonghong *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2000, 280(1): 151

[7] Buranova Y, Kulitskiy V, Peterlechner M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 124: 210

[8] Lefebvre W, Masquelier N, Houard J *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2014, 70(1): 43

[9] Lefebvre W, Danoix F, Hallem H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 470(1-2): 107

[10] Marquis E A, Seidman D N, Asta M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2006, 54(1): 119

[11] Du gang, Yan Desheng, Rong Lijian. *Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2008, 44(10): 1209

[12] Knipling Keith E, Karnesky Richard A, Lee Constance P *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(15): 5184

[13] Tolley A, Radmilovic V, Dahmen U. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52(7): 621

- [14] Lee S, Utsunomiya A, Akamatsu H *et al. Scripta Materialia* [J], 2002, 50(3): 553
- [15] Ning Jianglei, Jiang Daming. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 452-453(24): 552
- [16] Harada Y, Dunand D C. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48(3): 219
- [17] Pan Qinglin, Yin Zhimin, Zou Jingxia *et al. Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2001, 37(7): 749
- [18] Chen Y J, Chai Y C, Roven H J *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2012, 545(6): 139
- [19] Kaibyshev R, Malopheyev S, Kulitskiy V *et al. Materials Science Forum*[J], 2014, 783-786: 2641
- [20] Zhang Yonghong(张永红), Yin Zhimin(尹志民). *Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(3): 167
- [21] Zaidi M A, Sheppard T. *Metal Science Journal*[J], 1983, 17(5): 219
- [22] Sheppard T, Parson N C, Zaidi M A. *Metal Science Journal*[J], 1983, 17(10): 481
- [23] Chan H M, Humphreys F J. *Acta Metallurgica*[J], 1984, 32(2): 235
- [24] Ihara K, Miura Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 387-389(1): 647
- [25] Doherty R D, Hughes D A, Humphreys F J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 238(2): 219
- [26] Lee E W, Mcnelley T R. *Materials Science and Engineering* [J], 1987, 93(87): 45
- [27] Yang Wen(杨文), Yan Desheng(闫德胜), Rong Lijian(戎利建). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2013, 42(12): 2530
- [28] Lefebvre W, Danoix F, Hallem H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 470(1-2): 107
- [29] Du Gang, Yang Wen, Yan Desheng *et al. Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2011, 47(3): 311
- [30] Drury M R, Humphreys F J. *Acta Materialia*[J], 1986, 34(11): 2259
- [31] Gourdet S, Montheillet F. *Materials Science and Engineering A* [J], 2000, 283(1-2): 274
- [32] Jazaeri H, Humphreys F J. *Journal of Microscopy*[J], 2004, 213(3): 241
- [33] He Lizhi(何立子), Li Xiehua(李谢华), Zhang Haitao(张海涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2010, 39(S1): 107
- [34] Sheppard T, Parson N C, Zaidi M A. *Metal Science*[J], 1983, 17(17): 481
- [35] Hales S J, Mcnelley T R. *Acta Materialia*[J], 1988, 36(5): 1229
- [36] Zhao Weitao, Yan Desheng, Rong Lijian. *Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2005, 41(11): 1150

Effect of Complex Addition of Sc and Zr on Dynamic Recrystallization Mechanism of Al-10Mg Alloy

Feng Lei, Li Janguo, Mao Yizhe, Li Cong

(Key Laboratory of Advanced Materials Ministry of Education, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

Abstract: The microstructure evolution and recrystallization mechanism of compressed Al-10Mg alloy with and without addition of Sc and Zr have been investigated by electron back-scattered diffraction (EBSD) and transmission electron microscope (TEM). Results show that original grain is refined through $Al_3(Sc,Zr)$ precipitation. Also, flow stress can be increased. In the presence of $Al_3(Sc,Zr)$ precipitation, dislocation motivation is impeded, concentration of dislocation is decreased in grain boundary and deformation band; accumulation and annihilation of dislocation is thus affected. Recrystallization grain is formed through rotation of subgrain in Al-10Mg-Sc-Zr alloy. Afterwards, recrystallization mechanism of Al-10Mg alloy is changed from discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) into continuous dynamic recrystallization (CDRX).

Key words: Al-10Mg alloy; $Al_3(Sc,Zr)$ precipitation; recrystallization; dislocation; sub-grain

Corresponding author: Li Janguo, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China, Tel: 0086-10-62791092, E-mail: jg.li@mail.tsinghua.edu.cn