

# 高镁低钪 Al-Mg-Sc-Zr 合金强韧化机理研究

封 蕾, 李建国, 毛轶哲

(清华大学 先进材料教育部重点实验室, 北京 100084)

**摘 要:** 通过常规轧制与退火工艺制备了具有高抗拉强度(~502 MPa)和高断后延伸率(~22%)的高镁低钪 Al-Mg-Sc-Zr 合金, 退火工艺为 673 K, 1 h。通过 X 射线衍射仪 (XRD)、电子背散射衍射仪 (EBSD) 和透射电子显微镜 (TEM) 等手段, 研究了合金退火后的组织及其强化机制。结果表明: Al-Mg-Sc-Zr 合金在退火后获得了具有平均尺寸为 0.42  $\mu\text{m}$  的小晶粒和平均尺寸为 16.2  $\mu\text{m}$  的大晶粒的双峰晶粒组织, 固溶镁原子与  $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$  相的存在与共同作用促进了具有较大晶格畸变、存在大量亚晶及均匀弥散分布析出相的双峰晶粒组织的形成; 合金主要强化方式为镁原子的固溶强化、亚晶界阻碍位错引起的亚晶界强化、细晶强化和  $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$  相的弥散强化, 且合金计算与实测屈服强度相吻合; 高镁固溶度及  $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$  相共同促进了双峰晶粒的形成, 超细亚晶与伸长晶粒在变形时相互协调, 提高了合金的延伸率。

**关键词:** Al-Mg-Sc-Zr 合金;  $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$  相; 双峰晶粒; 亚晶粒; 强化机制

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)09-2857-07

Al-Mg 系合金因其具有高比强度、良好耐蚀性和成形性而被广泛应用于航空、航海和汽车制造业<sup>[1]</sup>, 然而, 现有 Al-Mg 系合金的强度仍然不足以满足高端制造业的需求, 因此迫切需要研发一种高强韧性的 Al-Mg 系合金。目前, Al-Mg 系合金的强化方式主要有: 固溶强化、细晶强化、弥散强化和加工硬化。其中细晶强化是唯一一种可以同时提高合金强度与塑性的强化方式。

超细晶是一种尺寸小于 1  $\mu\text{m}$  的晶粒, 其存在可以明显提高合金强度, 一般是通过大塑性变形 (SPD) 方法制得<sup>[2,3]</sup>, 如: 等径角挤压 (ECAP)<sup>[4-6]</sup>、高压扭转 (HPT)<sup>[7,8]</sup>、搅拌摩擦加工 (FSP)<sup>[9,10]</sup>。然而, 对于尺寸小于 100 nm 的晶粒, 合金强度的提升往往伴随着塑性的下降<sup>[3,4,11,12]</sup>, 因此人们提出了一种通过制备双峰晶粒组织 (晶粒尺寸分布存在两个峰值的组织) 以同时提高合金强度与塑性的方法<sup>[5,6,13,14]</sup>, 例如, M. Zha 等<sup>[5]</sup>通过 ECAP 法制备了具有双峰晶粒组织的 Al-7Mg 合金并获得了 600 MPa 的抗拉强度和 14.5% 的延伸率。然而, 现有双峰晶粒组织大多是通过大塑性变形方法制备的、并且这些方法仍处于实验室研究阶段, 目前还难以工业化生产具有双峰组织特点的并且尺寸足够大的半成品<sup>[15-17]</sup>。此外, 现用于大塑性变形研究的合金一般为中低镁含量的二元 Al-Mg 合金, 其热稳定性差, 容易在热处理过程中发生晶粒粗化、从

而使强度下降。因此, 需要研究如何通过常规塑性变形方式制备具有双峰组织特点的、并且具有良好热稳定性的高强韧性 Al-Mg 系合金。

为此, 首先需要根据变形 Al-Mg 系合金的强化机制对合金成分进行重新设计<sup>[5,18,19]</sup>。在 Al-Mg 系合金中, 主要合金元素镁会产生固溶强化作用, 合金强度随镁含量提高而提高, 例如, B. H. Lee 等制备的 Al-10Mg 合金板材在退火后具有 385 MPa 的抗拉强度和 35% 的延伸率<sup>[20]</sup>。除了镁元素之外, 添加微量钪能够在热处理及变形过程中形成纳米尺寸的  $\text{Al}_3\text{Sc}$  相;  $\text{Al}_3\text{Sc}$  相具有  $\text{L}_{12}$  结构, 当相尺寸小于 15 nm 时, 其与铝基体具有共格关系; 而且该相能够钉扎位错运动, 阻碍再结晶晶粒长大<sup>[21]</sup>; 然而, 热处理过程会导致  $\text{Al}_3\text{Sc}$  相粗化<sup>[22]</sup>, 因此需要添加元素锆以在  $\text{Al}_3\text{Sc}$  相表面形成一层壳层阻碍其长大<sup>[23-25]</sup>; 目前, 对钪、锆复合微合金化的中低镁含量的 Al-Mg 系合金已有不少相关研究, 然而, 对于钪、锆复合微合金化的高镁含量的 Al-Mg 系合金的变形工艺、组织、性能及强化机理都鲜见研究报导。

因此, 本实验首次设计并通过传统轧制工艺制备了一种高镁低钪含量的 Al-Mg-Sc-Zr 合金, 通过研究合金在退火后的组织结构特征, 确认双峰晶粒组织对合金强度和塑性的影响, 并尝试通过理论计算解释合金的强化机理, 为今后制备高强韧性高镁含量的 Al-Mg 系合金奠定了理论基础。

收稿日期: 2018-09-10

基金项目: 清华大学自主科研计划及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

### 1 实验

实验采用工业纯铝、工业纯镁、Al-2Sc 及 Al-5Zr 中间合金等原材料熔炼配制合金，通过旋转结晶工艺制备坯料，通过电感耦合等离子体质谱仪分析合金成分，结果如表 1 所示。轧制前，先将铸态试样在 673 K 下固溶处理 24 h，然后在室温水中共淬。固溶处理后，在 673 K 下将坯料热轧至 3 mm，变形量为 83.3%；而后冷轧至 1 mm。为提高合金的延伸率和热稳定性，在 673 K 下对冷轧板进行 1 h 退火。

通过 EBSD 观察退火态合金微观组织，扫描步长为 0.15 μm；该分析样品沿轧向 (RD) -法向 (ND) 取自冷轧板中心并经电解抛光制得。在本实验中，取向差角  $\theta > 15^\circ$  为大角度晶界 (HAGB)，在 EBSD 图中用黑色线表示；取向差角  $\theta < 15^\circ$  为小角度晶界 (LAGB)，在 EBSD 图中用白色线表示。在 JEOL-2100 透射电子显微镜上分析亚晶及纳米尺寸析出相，加速电压为 200 kV；所有透射电镜样品经机械减薄至 50~80 μm 后再经聚焦离子束减薄、直至穿孔形成薄区。除此之外，通过 XRD 分析镁原子固溶度，扫描速度为 2°/min，扫描范围为 30°~85°。由于冷轧板材厚度有限，故用于 TEM 和 XRD 的样品取自轧向 (RD) -横向 (TD)。

沿轧向从退火后的轧板中心截取拉伸样品。拉伸试样标距长 50 mm，截面面积为 12.5 mm×1 mm。拉伸试验在 WDW-100/E 电子万能试验机上进行，拉伸速度为 2 mm/min。为了保证数据的可靠性，取 3 个拉伸试样进行重复试验。

表 1 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-Mg-Sc-Zr alloy (ω/%)

Element	Mg	Sc	Zr	Fe	Si
Content	10.52	0.149	0.109	0.119	0.011

### 2 结果与分析

图 1 为 Al-Mg-Sc-Zr 合金的工程应力-应变曲线，可见，合金抗拉强度为 502 MPa，屈服强度为 320 MPa，断后延伸率为 22%；表 2 为已有的和本研究中采用不同工艺制备的 Al-Mg 系合金的力学性能，其中仅退火态轧板采用标准拉伸试样测定力学性能。对比两者可知，本实验用高镁低钪 Al-Mg-Sc-Zr 合金标准拉伸试样综合力学性能优于大塑性变形法制备的合金，即使在相对较高的退火温度下其性能仍然明显优于其它通过常规轧制及退火制备的 Al-Mg 系合金。同时，本实验合金应力-应变曲线上出现锯齿段，为明显的动态应变时效 (DSA) 效应。在拉伸过程中，DSA 效应在固溶原子扩散速度大于位错运动速度时出现。在拉伸前期，由于晶体中缺陷浓度低，镁原子扩散速度慢，与位错间的交互作用小，因而应力波动不明显；随应变增加，位错密度增加，运动位错与镁原子间的相互作用为镁原子扩散提供驱动力，加速镁原子的扩散，从而使固溶原子对位错的钉扎和脱钉交替进行，进而形成锯齿状应力-应变曲线。DSA 效应随着位错密度增加而更明显，故可以提高合金强度；然而，也会使合金成形性下降且容易形成颈缩和开裂<sup>[26,27]</sup>。

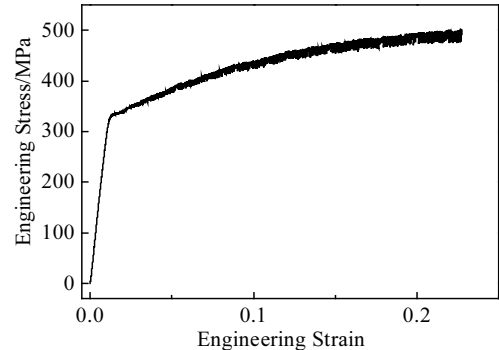


图 1 Al-Mg-Sc-Zr 合金的工程应力-应变曲线

Fig.1 Engineering stress-strain curve of Al-Mg-Sc-Zr alloy

表 2 不同工艺制备的 Al-Mg 系合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of Al-Mg alloy produced through different processes

Alloy composition	Deformation process	UTS/MPa	YS/MPa	EI/%
Al-7Mg <sup>[6]</sup>	Room temperature ECAP	507	446	11
Al-9Mg <sup>[12]</sup>	Hard plate roll	525	~	14
Al-5.4Mg-0.37Mn-0.2Sc-0.09Zr <sup>[28]</sup>	573 K-FSP	386	304	22
Al-5.4Mg-0.4Mn-0.2Sc-0.09Zr <sup>[18]</sup>	573 K-ECAP	420	350	26
Al-5.7Mg-0.4Mn-0.12Sc-0.1Zr-0.38Er <sup>[29]</sup>	Cold roll+473 K, 1 h annealing	470	370	9.5
Al-6Mg-0.45Mn-0.25Sc-0.1Zr <sup>[21]</sup>	Cold roll+573 K, 1 h annealing	440	316	17
Al-5.8Mg-0.4Mn-0.25Sc-0.1Zr <sup>[24]</sup>	Cold roll+573 K, 1 h annealing	436	327	16.7
Al-10.52Mg-0.149Sc-0.109Zr <sup>[self made]</sup>	Cold roll+673 K, 1 h annealing	502	320	22

图 2a, 2b 为 Al-Mg-Sc-Zr 合金的显微组织, 可见合金组织中含有大量沿着大角度晶界和三叉晶界分布的超细亚晶粒和大尺寸的伸长晶粒; 超细亚晶平均尺寸约为  $0.42 \mu\text{m}$ , 伸长晶粒平均尺寸约为  $16.22 \mu\text{m}$ ; 这表明 Al-Mg-Sc-Zr 合金在经冷轧及退火后形成了双峰晶粒组织。图 2c 为合金晶粒尺寸累积分布曲线, 红色线上的点代表小于某一尺寸的晶粒所占的数量分数, 蓝色线上的点代表小于某一尺寸的晶粒所占的

面积分数, 由图可知, 超细晶在数量上占 80%左右; 然而, 由于尺寸较小, 其所占面积分数非常小。图 2d 为图 2a 中红色线 L1 的取向分布, 晶粒内取向差很小, 表明伸长晶粒为完全回复的组织; 根据取向差分布, 可以通过公式  $\rho = \theta / \delta b$  计算位错密度, 其中  $\theta$  为距离  $\delta$  内取向差角的增量 (弧度),  $b = 0.286 \text{ nm}$  是铝合金的柏氏矢量<sup>[12,30]</sup>, 经计算, 位错密度为  $2.33 \times 10^{11} \text{ m}^{-2}$ 。

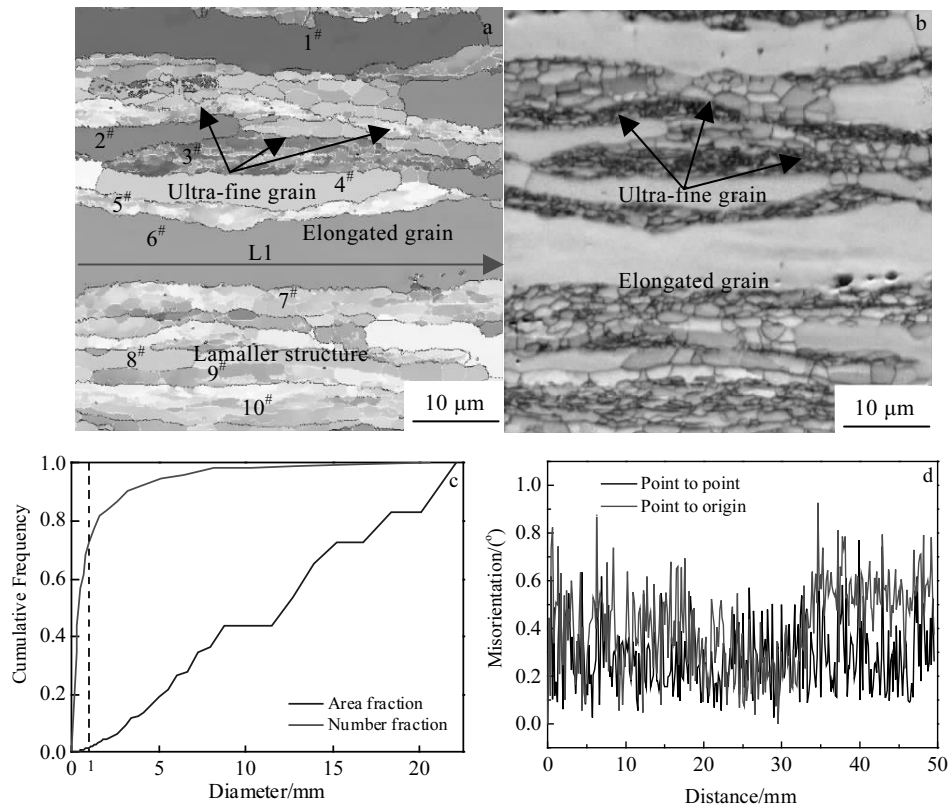


图 2 Al-Mg-Sc-Zr 合金 EBSD 图

Fig.2 EBSD result of Al-Mg-Sc-Zr alloy: (a) inverse pole figure, (b) intensity quality map, (c) cumulative frequency of grain size, and (d) misorientation profiles measured along line L1

由于 EBSD 图分辨率不够, 所以采用 TEM 对亚晶粒和析出相进行观察。由图 3a 中选区电子衍射花样 (白色箭头) 可知, 选区内组织为取向差较小的亚晶粒, 其尺寸为  $0.3 \sim 1 \mu\text{m}$ 。亚晶是通过位错胞间取向差的增加而形成的, 部分亚晶内仍存在大量缠结位错区。进一步放大时, 观察到了尺寸为  $20 \sim 50 \text{ nm}$  的析出相, 根据文献[31]分析, 可认为它是  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  相。从 TEM 组织上看, 部分亚晶界周围仍然存在大量被  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  相钉扎的位错, 故使退火态合金仍含有一定量的位错。在变形过程中, 位错将绕过  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  相继续运动并在相周围留下一个位错环, 进而提高合金强度。

### 3 讨论

#### 3.1 强化机制

Al-Mg-Sc-Zr 合金组织与性能均会受铝基体中添加的镁、钎和锆原子的影响。本小节将对合金强化机制进行分析与计算, 说明强度与组织之间的关系。研究表明, 屈服强度取决于拉伸过程中需要克服的缺陷的多少, 主要可以分为以下几方面: 固溶强化 ( $\sigma_{\text{ss}}$ )、晶界强化 ( $\sigma_{\text{GB}}$ )、加工硬化 ( $\sigma_{\text{dis}}$ ) 和析出相强化 ( $\sigma_{\text{ppt}}$ )。因此可以通过公式(1)表示屈服强度  $\sigma_y$ <sup>[5, 14-19]</sup>:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_{\text{SS}} + \sigma_{\text{GB}} + \sigma_{\text{dis}} + \sigma_{\text{ppt}} \quad (1)$$

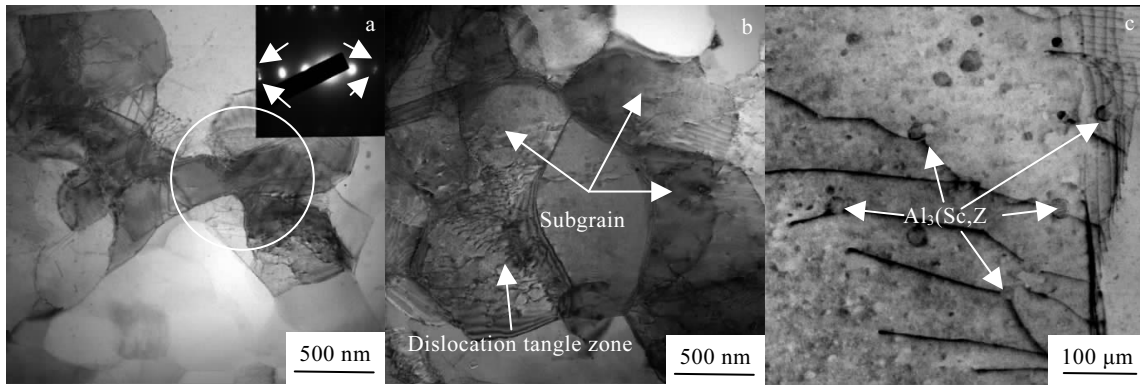


图 3 Al-Mg-Sc-Zr 合金组织的 TEM 照片

Fig.3 Typical TEM images of Al-Mg-Sc-Zr alloy: (a, b) sub grain and dislocation wall in alloy, (c) pinning effect of Al<sub>3</sub>(Sc, Zr) particles (the insertion in Fig.3a is the selected area electron diffraction pattern showing the typical reflection of the formation of sub-grain)

其中,  $\sigma_0$  是高纯金属晶格错配产生的佩尔斯应力<sup>[30]</sup>, 其在面心立方金属中非常低, 因此可以忽略不计, 其余部分均可由表 3 中给出的公式计算得出; 在退火态 Al-Mg-Sc-Zr 合金中, 表 3 所示公式的相关系数如表 4 所示, 相应的自变量计算结果如表 5 所示。

图 4 为合金的 X 射线衍射图谱。由图 4 可知, Al-Mg-Sc-Zr 合金主要相为含镁的  $\alpha$ -Al 固溶体, 其衍射峰明显偏离纯铝的衍射峰; Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) 相的量太少, XRD 无法检测到。已有研究表明, 镁含量每增加 1at%,

铝的晶格常数增加  $4.6 \times 10^{-4} \text{ nm}^{[5,35]}$ 。根据图 4 中 Al-Mg-Sc-Zr 合金与纯铝的峰偏, 可计算得出 Al-Mg-Sc-Zr 合金基体中固溶的镁含量为 10.21%(质量分数)。该合金中, 大部分钪和锆以 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) 相析出, 其固溶强化作用可以忽略。合金固溶强化作用主要来源于镁原子, 镁添加引起强烈的晶格畸变, 合金强度增加。镁原子的固溶强化作用可以通过公式(2)计算, 相应的屈服强度增量为 171.03 MPa。

表 3 强度计算公式

Table 3 Strength formula

Strengthening mechanism	Strength formula		Calculated strength/MPa
Solute strengthening <sup>[32]</sup>	$\sigma_{ss} = H C_{Mg}^n$	(2)	171.03
Grain boundary Strengthening <sup>[33]</sup>	$\sigma_{HAGB} = k_y d_{HAGB}^{-1/2}$	(3)	42.21
	$\sigma_{HAGB} = M \alpha G [1.5 b (S_v \theta)_{LAGB}]^{1/2}$	(4)	75.08
Precipitation strengthening <sup>[19]</sup>	$\sigma_{ppt} = \sqrt{3} G b / L$	(5)	68.79
Work hardening <sup>[6]</sup>	$\sigma_{dis} = M \alpha G b \sqrt{\rho}$	(6)	2.76

Note: correlation coefficients and independent variables are shown in Table 4 and Table 5

表 4 强度计算公式中的系数

Table 4 Correlation coefficients of strength formula<sup>[5, 28,34,35]</sup>

Parameter	$H/\text{MPa} \cdot (\text{wt}\% \text{Mg})^{-1}$	$n$	$k_y/\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$	$M$	$\alpha$	$G/\text{GPa}$	$b/\text{nm}$
Value	12.1	1.14	0.17	3.1	0.24	26.9	0.286

Note:  $k_y$  is Hall-Petch coefficient,  $M$  is Taylor factor,  $G$  is shear modulus and  $b$  is Burgers vector;  $H$ ,  $n$  and  $\alpha$  are constants

表 5 强度计算公式中的自变量

Table 5 Independent variables of strength formula

Parameter	$C_{Mg}/\text{wt}\%$	$d_{HAGB}/\mu\text{m}$	$(S_v)_{LAGB}/\text{m}^{-1}$	$\theta_{LAGB}/\text{rad}$	$f_{LAGB}$	$L/\text{nm}$	$\rho/\text{m}^{-2}$
Value	10.21	16.22	$1.1 \times 10^6$	0.049	0.604	187.22	$2.33 \times 10^{11}$

Note:  $C_{Mg}$  is solute Mg content (wt%),  $d_{HAGB}$  is grain size of elongated grain,  $(S_v)_{LAGB}$  is the area of per unit volume,  $\theta_{LAGB}$  is the misorientation angle,  $L$  is distance and  $\rho$  is dislocation density

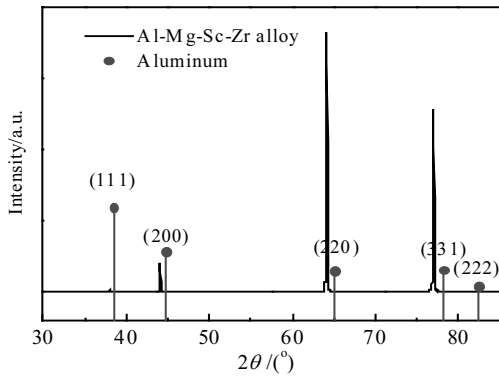


图 4 Al-Mg-Sc-Zr 合金 XRD 图谱  
Fig.4 XRD patterns for Al-Mg-Sc-Zr alloy

在该合金中，由于组织的不均匀性，晶界强化很难被直接计算。在不均匀组织中，晶界强化可以被分成两种类型<sup>[33]</sup>：一种是晶粒尺寸依赖型，指在晶粒中存在的大角度晶界（HAGB），其强化机制符合霍尔佩奇公式（公式 3）；另一种是与晶粒尺寸无关型，指伸长晶粒内存在的亚晶界引起的强化作用<sup>[5,28]</sup>，小角度晶界的强化效果可通过公式(4)计算。晶界强化引起的屈服强度增量总和为 117.29 MPa。

除了以上两种方式，钪和锆在热处理过程中以 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)形式析出，钉扎晶界并阻碍位错运动。均匀分布的 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)相可通过奥罗万机制和反相畴界机制强化基体<sup>[19]</sup>。在该 Al-Mg-Sc-Zr 合金中，Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)相尺寸在 25 nm 左右，主要强化机制为绕过相的奥罗万强化。在该机制下，位错运动时会绕过析出相，在析出相周围形成位错环，增加位错密度，进而提高合金强度。其对屈服强度的贡献可由公式(5)计算，相应强度增量为 68.79 MPa。

在该合金中，由于冷轧后的退火，合金中位错密度很低，相应的位错强化很低，可通过公式(6)计算得出位错强化强度增量为 2.76 MPa。

经过以上计算，可以发现实测屈服强度与理论屈服强度（表 3 各项之和）大体相吻合（如图 5 所示），由于计算存在一定误差，二者之间的差异可以忽视，说明退火后的 Al-10Mg 系合金屈服强度可以通过上述理论公式进行预测。与此相应，合金的主要强化方式为镁原子的固溶强化、小角度晶界阻碍（但不阻断）位错滑移、细晶强化以及 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)相对位错的钉扎效应，它们的综合效应使合金在变形过程中位错运动阻力增加，进而使合金屈服强度提高。

### 3.2 高延伸率机制

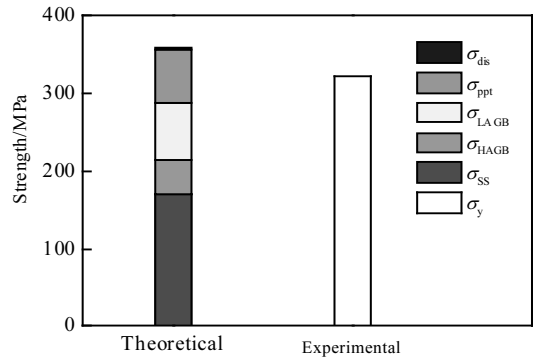


图 5 Al-Mg-Sc-Zr 合金理论与实测屈服强度  
Fig.5 Comparison between experimental and theoretical yield strengths of Al-Mg-Sc-Zr alloy

退火后的 Al-Mg-Sc-Zr 合金获得了 22%的断后延伸率，合金塑性高的根本原因可归结为两点<sup>[36]</sup>：基体中的高镁含量及纳米尺寸 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)相的存在，二者共同促进双峰晶粒的形成，从而使合金的延伸率提高。

镁含量的提高能够降低铝合金的层错能，阻碍动态回复和位错重排的过程。然而，在 673 K 下退火会使 Al-Mg 合金发生再结晶，因此在该合金中 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)相在双峰晶粒的形成中起主要作用。首先，Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)相阻碍晶界的滑移，促进退火过程中伸长晶粒的形成。其次，纳米尺寸 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)相在退火过程中能钉扎位错的运动，位错在相周围聚集形成位错墙<sup>[37,38]</sup>；随着退火的进行，位错墙周围位错发生重排，位错胞之间的取向差增加，形成亚晶粒。二者共同作用促进了双峰晶粒的形成。

双峰晶粒在拉伸过程中，由于晶粒取向及大小不同，不同晶粒受力不同，计算合金中不同晶粒在沿 TD 方向拉伸时的施密特（Schmid）因子，结果如图 6 所示，结合图 2a、2b，对比可发现，大部分晶粒的 Schmid 因子随着晶粒尺寸增加而增加，随着变形的进行，晶粒内部位错密度增加，由于超细晶位错存储能力低，当位错密度达到某一临界值时，微裂纹在超细晶晶界形核而后沿着超细晶与伸长晶粒界面扩展；与此同时，由于伸长晶粒尺寸较大，需要更大的外力使其内部产生滑移，只有当超细亚晶粒内发生滑移的阻力大于伸长晶粒内部发生滑移的阻力时，伸长晶粒内部才会发生滑移，随着变形的进行，伸长晶粒内部位错密度增加，超细晶表面的微裂纹在伸长晶粒表面形成韧窝，并不断扩展最终造成伸长晶粒颈缩<sup>[13,14,39]</sup>。在拉伸过程中，超细晶增加合金强度，同时伸长晶粒内存储大量位错，从而使合金具有较高的强度和塑性。

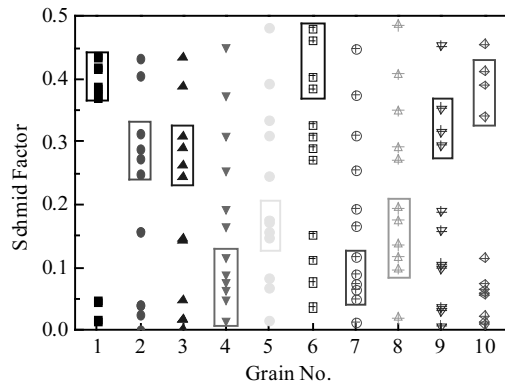


图 6 不同晶粒取向因子

Fig.6 Schmid factor of different grains

### 4 结 论

1) 退火后的 Al-Mg-Sc-Zr 具有较高的强度 (UTS=502 MPa, YS=320 MPa) 和高延伸率 (22%)。

2) 通过常规同步轧制及退火工艺制备的高镁低钕 Al-Mg-Sc-Zr 合金, 其具有平均尺寸为 0.42 μm 的小晶粒和平均尺寸为 16.22 μm 的大晶粒的双峰晶粒组织。

3) 高镁固溶度、大量小角度晶界及 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)相的存在与共同作用使合金具有较高的强度。

4) 高镁固溶度和 Al<sub>3</sub>(Sc, Zr)相的协同作用促进了双峰晶粒的形成, 进而提高了合金延伸率。

#### 参考文献 References

[1] Toros S, Ozturk F, Kacar I. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 207(1-3): 1  
 [2] Yang H W, Widianara I P, Ko Y G. *Materials Letters*[J], 2018, 213: 54  
 [3] Valiev R Z, Enikeev N A, Murashkin M Y et al. *Scripta Materialia*[J], 2010, 63(9): 949  
 [4] Kaibyshev R, Malopheyev S, Kulitskiy V et al. *Materials Science Forum*[J], 2014, 783-786: 2641  
 [5] Zha M, Li Y J, Mathiesen R H et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 598(2): 141  
 [6] Zha M, Li Y J, Mathiesen R H et al. *Acta Materialia*[J], 2015, 84: 42  
 [7] Wang Hui(王 辉). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2016  
 [8] Lee H J, Han J K, Janakiraman S et al. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2016, 686: 998  
 [9] Azushima A, Kopp R, Korhonen A et al. *CIRP Annals-*

*Manufacturing Technology*[J], 2008, 57(2): 716  
 [10] Tang Y P, Goto W, Hirose S et al. *Acta Materialia*[J], 2017, 131: 57  
 [11] Kumar N, Mishra R S, Huskamp C S et al. *Scripta Materialia* [J], 2011, 64(6): 576  
 [12] Zha M, Meng X T, Zhang H M et al. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 728: 872  
 [13] Han B O, Lavernia E J, Lee Z et al. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2005, 36(4): 957  
 [14] Liu Yingguang(刘英光), Peng Xiulei(彭秀雷), Zhu Xiaoyan(祝晓燕). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(11): 2798  
 [15] Zolotarevskiy V S, Dobrozhinskaja R I, Cheverikin V V et al. *Physics of Metals & Metallography*[J], 2016, 117(11): 1163  
 [16] Zolotarevskiy V S, Dobrozhinskaya R I, Cheverikin V V et al. *Physics of Metals & Metallography*[J], 2017, 118(4): 407  
 [17] Roven H J, Nesboe H, Werenskiold J C et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2005, S410-411(12): 426  
 [18] Malopheyev S, Kulitskiy V, Kaibyshev R. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 698: 957  
 [19] Kendig K L, Miracle D B. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(16): 4165  
 [20] Lee B H, Kim S H, Park J H et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 657: 115  
 [21] Peng Y Y, Li S, Deng Y et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 666: 61  
 [22] Pan Qinglin(潘清林), Yin Zhimin(尹志民), Zhang Chunfu(张春富). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2002, 22(1): 6  
 [23] Yin Z M, Pan Q L, Zhang Y et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2000, 280(1): 151  
 [24] Chen Q, Pan Q L, Wang Y et al. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*[J], 2012, 22(6): 1555  
 [25] Yin Zhimin(尹志民), Gao Yongzheng(高拥政), Pan Qinglin(潘青林) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 1997, 7(4): 75  
 [26] Kang J, Wilkinson D S, Jain M et al. *Acta Materialia*[J], 2006, 54(1): 209  
 [27] Du Gang, Yang Wen, Yan Desheng et al. *Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2011, 47(3): 311  
 [28] Kulitskiy V, Malopheyev S, Mironov S et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 674: 480  
 [29] Pozdniakov A V, Yarasu V, Barkov R Y et al. *Materials Letters*[J], 2017, 202: 116  
 [30] Jorge-Badiola D, Iza-Mendia A, Gutiérrez I. *Materials*

- Science & Engineering A*[J], 2005, 394(1-2): 445
- [31] Li Huizhong(李慧中), Zhang Yonghong(张永红). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1999, 28(2): 110
- [32] Huskins E L, Cao B, Ramesh K T. *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(6): 1292
- [33] Hansen N. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(8): 801
- [34] Øyvind Ryen, Holmedal B, Nijs O *et al.* *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2006, 37(6): 1999
- [35] Valiev R Z, Enikeev N A, Murashkin M Y *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2010, 63(9): 949
- [36] Sabirov I, Murashkin M Y, Valiev R Z. *Materials Science & Engineering A Structural Materials Properties Microstructure & Processing*[J], 2013, 560(1): 1
- [37] Zhao Y H, Liao X Z, Cheng S *et al.* *Advanced Materials*[J], 2010, 18(17): 2280
- [38] Ihara K, Miura Y. *Materials Science Forum*[J], 2002, 396-402(3): 1377
- [39] Wang Y, Pan Q L, Song Y F *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(11): 323

## Strengthening and Toughening Mechanism of High-Mg Low-Sc Al-Mg-Sc-Zr Alloy

Feng Lei, Li Jianguo, Mao Yizhe

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

**Abstract:** A novel Al-Mg-Sc-Zr alloy was produced through conventional rolling and annealing process and it achieved a high thermal stability, a high ultimate strength (UTS) of 502 MPa, a high yield strength (YS) of 320 MPa and a high elongation to failure of 22%. X-ray diffraction (XRD), electron backscattered diffraction (EBSD) and transmission electron microscope (TEM) were used to investigate the microstructure of samples and the strengthening and toughening mechanism. Results show that complex effects of solute Mg atoms and  $Al_3(Sc,Zr)$  precipitation promote formation of bimodal grain microstructure with large lattice misfit, sub-grain and dispersively distributed  $Al_3(Sc,Zr)$  precipitation. The main mechanisms for high strength is the solid solution strengthening of Mg, sub-grain boundary strengthening caused by subgrain boundary blocking dislocation, fine grain strengthening and dispersive strengthening of  $Al_3(Sc,Zr)$  precipitation. Theoretical strength is in agreement with the experimental strength. The presence of high content of Mg and precipitate of  $Al_3(Sc,Zr)$  precipitation promote the formation of bimodal grain structure which was first found in conventional rolling structure. Subgrain and elongated grain coordinate with each other during tensile process and then increase ductility of the alloy.

**Key words:** Al-Mg-Sc-Zr alloy;  $Al_3(Sc,Zr)$  precipitate; bimodal grain structure; sub-grain; strengthening mechanism

---

Corresponding author: Li Jianguo, 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