

Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb 铝合金中弥散相的形成和作用

董朋轩, 陈康华, 方华婵, 彭国胜

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 采用金相、能谱分析、扫描电镜、透射电镜和力学性能实验, 研究 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb 铝合金中弥散相的形成以及弥散相对铝合金显微组织、再结晶行为、拉伸性能和断裂韧性的影响。结果表明: 在 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb 合金中形成了大量、细小、分布均匀、与基体共格的 $L1_2$ 型 $Al_3(Zr,Yb)$ 弥散相; 与 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 中形成的 Al_3Zr 弥散相相比, $Al_3(Zr,Yb)$ 弥散相能更有效地抑制合金变形-固溶过程中的再结晶, 合金屈服强度提高了 6%, 断裂韧性提高 35%。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb 合金; $Al_3(Zr,Yb)$; 再结晶; 力学性能; 断裂韧性

中图分类号: TG 146.2⁺¹

文献标志码: A

Forming and effect of dispersoids in Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb aluminum alloy

DONG Peng-xuan, CHEN Kang-hua, FANG Hua-chan, PENG Guo-sheng

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The forming and effect of dispersoids in Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb aluminum alloy were studied by OM, EDS, SEM, TEM and mechanical properties tests. The results show that the Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb alloy formed abundant homogeneous tiny $Al_3(Zr,Yb)$ dispersoids with coherent $L1_2$ structure; Compared with Al_3Zr dispersoids in Al-Zn-Mg-Cu-Zr, $Al_3(Zr,Yb)$ dispersoids could effectively inhibit recrystallization, resulting in the increase of yield strength and fracture toughness by 6% and 35%, respectively.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb alloy; $Al_3(Zr,Yb)$; recrystallization; mechanical characteristics; fracture toughness

Al-Zn-Mg-Cu 系超高强铝合金具有高的比强度、比刚度和良好的加工性能, 被广泛应用于航空航天及民用工业领域^[1-2]。高密度析出相在晶内析出提高 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金强度的同时, 在大角度晶界链状富集, 容易导致合金沿晶断裂, 降低了合金断裂韧性, 限制了其综合性能的提高^[3-4]。因此, 寻找与铝基体共格、细小、析出量大、结构稳定的弥散相钉扎亚晶界, 抑制再结晶, 阻止小角度晶界向大角度晶界转变, 降低大角度晶界的比例, 在不降低强度的同时提高韧性, 成为超高强铝合金的研究热点。

在 7000 系列高强度铝合金中添加 Cr、Mn 形成

$Al_{18}Mg_3Cr_2$ 、 $Al_{20}Cu_2Mn_3$ 弥散相, 具有一定抗再结晶的作用, 但该弥散相与基体不共格、尺寸较大, 抗再结晶能力有限, 增加了合金的淬火敏感性^[4]。添加 Zr 形成亚稳 $L1_2$ 型共格、细小的 Al_3Zr 弥散相, 抑制再结晶效果优于 Cr 和 Mn^[5-6], 但是高温条件下亚稳 $L1_2$ 型 Al_3Zr 弥散相易转变成为稳定的 DO_{23} 型 Al_3Zr 相, 不再与基体共格, 抑制再结晶效果变差; Zr 在 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金在铸造过程中存在偏析现象, Zr 含量较低的区域易发生再结晶, 导致合金均一性变差^[7]。添加 Sc 形成的 Al_3Sc 弥散相^[8-9], 复合添加 Sc、Zr 形成的 $Al_3(Sc,Zr)$ ^[10], 或复合添加 Sc、稀土形成的

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619502, 2010CB731701); 国家自然科学基金委员会创新研究群体科学基金资助项目(50721003)

收稿日期: 2011-10-09; **修订日期:** 2012-11-20

通信作者: 陈康华, 教授, 博士; 电话: 0731-88830714; E-mail: khchen@mail.csu.edu.cn

$\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{RE})^{[11-12]}$ 均能形成细小均匀稳定共格的 L_{12} 弥散相, 显著抑制基体的再结晶, 使高强铝合金具有优良的综合性能。但 Sc 元素价格太高, 限制含 Sc 的 Al_3Sc 、 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 、 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{RE})$ 弥散相的大规模应用。为此, 国内外正在寻找廉价、有效抑制再结晶的弥散相, 本文作者利用较便宜稀土 Yb 代替 Sc 改进 Al_3Zr 弥散相, 通过对比 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 和 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb 两组合金, 观察探究 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb 弥散相的形成、分布状态及抑制再结晶效果, 研究 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb 合金中新型弥散相对铝合金组织、拉伸强度、断裂韧性作用。

1 实验

本实验制备了两组合金, 名义成分见表 1。合金所用原料为高纯铝(99.99%)、工业纯镁(99.9%)和工业纯 Zn(99.9%), 及其它中间合金(Al-49.5Cu、Al-4.55Zr、Al-4.55Yb)。熔炼温度为 $760^\circ\text{C} \sim 800^\circ\text{C}$, 经 C_2Cl_6 精炼除气, 熔体在 $720 \sim 760^\circ\text{C}$ 浇注到直径 45 mm 的铁模中, 模具预热至 240°C 。

表 1 实验合金成分

Table 1 Chemical compositions of alloys

Alloy	Mass fraction/%					
	Zn	Mg	Cu	Zr	Yb	Al
AlZnMgCu-0.16Zr	8.54	2.41	2.18	0.16	—	Bal.
AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb	8.49	2.42	2.09	0.16	0.30	Bal.

铸锭采用强化均匀化工艺, 即先在 410°C 的温度下保温 4 h, 然后升温到 460°C 保温 24 h, 然后空冷。均匀化后的铸锭采用热挤压的方式成形, 挤压变形在 500 t 压机上进行, 挤压时铸锭预热到 $410 \sim 430^\circ\text{C}$, 挤压筒直径为 45 mm, 挤压嘴直径为 15 mm, 挤压比为 9, 适当控制挤压速度以保证变形组织的均匀性。

挤压试样采用强化固溶处理制度进行固溶, 首先在 450°C 保温 1 h, 再以 $4^\circ\text{C}/\text{h}$ 的升温速度升温至 470°C 保温 1 h, 最后升温至 480°C 保温 2 h 后, 立即淬入室水中, 再进行 T6 时效(130°C , 24 h)。

样品经机械磨平抛光、经氟硼酸水溶液电解抛光复膜后, 用德国 NEOPHOT-21 金相显微镜在偏振光观察合金固溶态组织。采用双喷电解法(电解液为体积比 1:3 的硝酸、甲醇混合溶液, 电压 20 V, 温度 -25°C)制备透射电镜试样, 用 TECNAI G² 20 透射电镜观察

合金 T6 时效态微观组织与弥散相形态分布, 并对弥散相做选区电子衍射分析与能谱分析。

断裂韧性测试参考 GB 4616—84《金属材料平面应变断裂韧性 K_{IC} 试验方法》及文献[13], 在慢应力拉伸机上进行断裂韧性测试。尖端裂纹用 DCB 应力腐蚀方法制备, 测试方向为 S-L 方向, 实验满足试样厚度 B 、宽度 W 的要求: $B \geq 2.5(K_{\text{IC}}/\sigma_{0.2})^2$ 及 $2 \leq W/B \leq 4$ ($\sigma_{0.2}$ 为屈服强度)。通过加载不同的力测量裂纹长度 a , 并记录应力-位移值。计算断裂韧性 K_{IC} 值, 所有测试数据均为 3 个试样的平均值。

拉伸实验采用 CSS-44100 电子万能试验机, 试样按照 GB6397—86《金属拉伸实验试样》的规定加工成测试部分为 $d 6 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ 的圆柱形拉伸试样。拉伸试验参照 GB228—87《金属拉伸试验方法》进行, 每个测定值取 3 个试样的平均值。

2 结果与分析

2.1 两组合金组织观察

图 1 所示为两组合金固溶态组织偏光金相图。由图 1 可以看出, AlZnMgCu-0.16Zr 合金在热挤压及固溶过程中, 发生再结晶, 组织中产生等轴晶粒。AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金为典型的纤维组织, 晶粒沿挤压方向被拉长压扁, 几乎没有发生再结晶。

图 2 所示为 T6 态 AlZnMgCu-0.16Zr 合金的 TEM 明场像、弥散相选区电子衍射花样和弥散相的能谱分析。由图 2 可知, 合金基体中弥散分布着少量的圆形粒子, 尺度大约为 $30 \sim 40 \text{ nm}$ (见图 2(a)和(b)); 能谱分析表明弥散相包括 Al、Zr、Mg、Zn 和 Cu 元素, 其中 Zr 比基体中高很多; 检测到的 Mg、Zn 和 Cu 元素是由于能谱光斑较大, 包含了铝基体所致(见图 2(e)和表 2)。图 2(d)所示为弥散相和基体沿 $[\bar{1}11]\text{Al}$ 晶带轴的复合衍射花样, 较亮的斑点为铝基体的衍射斑, 较暗的为 η' 相和弥散相的衍射斑。在 $1/2\{02\bar{2}\}_{\text{Al}}$ 和 $1/2\{20\bar{2}\}_{\text{Al}}$ 位置处出现了较暗的衍射斑点(如箭头所示), 这是由于弥散相中 Zr 原子代替 Al 原子位置, 形成超点阵结构^[14], 使衍射结构因子不为零, 引起特有的衍射斑点, 这同时也表明弥散相晶体结构为与基体共格的 L_{12} 型。结合弥散相形貌、成分、衍射斑点及相关文献报道^[5, 10, 13]可以认为, 该弥散相为与基体共格的 L_{12} 型 Al_3Zr 。AlZnMgCu-0.16Zr 合金发生了较大程度的再结晶, 其中再结晶晶界析出相较较大, 晶界两侧存在较明显的无沉淀析出带(Precipitation free zone,

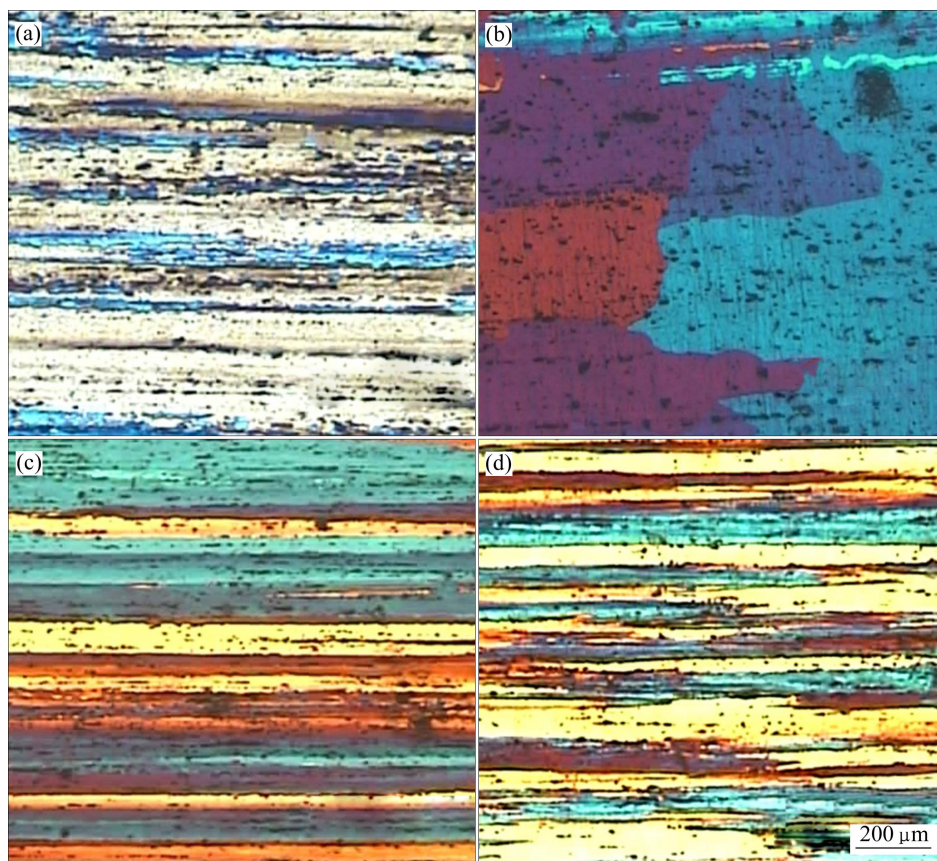


图 1 固溶态的金相显微组织

Fig. 1 Optical micrographs of alloys with solution treatment: (a), (b) Al-Zn-Mg-Cu-Zr; (c), (d) Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb ((a), (c) T-L orientation; (b), (d) L-S orientation)

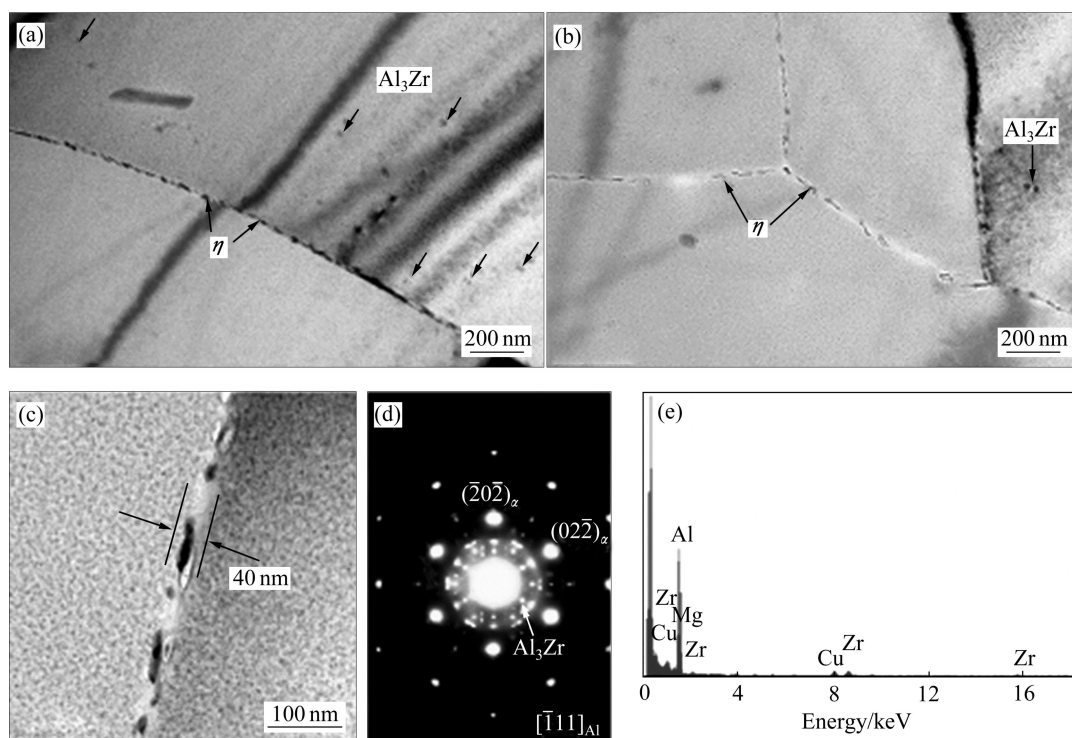


图 2 T6 态 AlZnMgCu-0.16Zr 合金的 TEM 明场像、电子衍射花样和弥散相 Al_3Zr 的 EDS 谱

Fig. 2 TEM bright field images, selected area electron diffraction (SAED) patterns of T6-tempered AlZnMgCu-0.16Zr alloy and EDS spectrum of Al_3Zr phase: (a), (b), (c) TEM bright field images; (d) SAED patterns; (e) EDS spectrum of Al_3Zr phase

PFZ), 宽度大约为 20~40 nm(见图 2(c))。

图 3 所示为 T6 态 AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金弥散相的形貌、电子衍射花样和弥散相能谱分析。从图 3(a)和(b)可看出, 合金均匀分布了较多的弥散相粒子, 粒子均匀细小(尺度大约为 20 nm); 从图 3(d)和表 2 合金能谱分析结果可以看出, AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金弥散相能谱包括 Al、Zr、Yb、Mg、Zn 和 Cu 元素, 其中弥散相 Zr、Yb 含量明显高于基体中的。检测到的 Mg、Zn 和 Cu 元素是由于能谱光斑较大, 包含铝基体所致。图 3(c)所示为沿基体 $[\bar{1}13]_{\text{Al}}$ 晶带轴的复合衍射花样, 其中较亮的斑点为铝基体的衍射斑, 较暗的为 η' 相和弥散相的衍射斑^[14]。与 AlZnMgCu-0.16Zr 合金类似, 在 $1/2\{220\}_{\text{Al}}$ 位置处出现了较暗的超点阵结构衍射斑点, 表明弥散相与基体共格且具有

超点阵结构。结合弥散相形貌、成分分析、衍射斑点及相关文献报道^[5, 10, 13], 可以认为形成了含 Yb 的弥散相。AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金基本未发生再结晶, 未再结晶晶界析出相尺寸较小, 且(亚)晶界上几乎没有形成 PFZ(见图 3(a)和(b))。

2.2 两组合金力学性能结果

表 3 所列为两组合金的室温拉伸性能。与 AlZnMgCu-0.16Zr 相比, AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金的抗拉强度(σ_b)提高 37 MPa, 屈服强度($\sigma_{0.2}$)提高 42 MPa, 伸长率(δ)略有提高, S-L 方向上的断裂韧性 $K_{\text{IC(S-L)}}$ 提高 7.7 MPa·m^{1/2}。

图 4 所示为两组合金 T6 态拉伸试样 SEM 断口形貌。由图 4 可知, AlZnMgCu-0.16Zr 合金断裂方式为

表 2 合金和弥散相的能谱分析结果
Table 2 EDS results of matrix of studied alloys and dispersoids

Alloy	Selected area	Mole fraction/%					
		Yb	Zr	Zn	Mg	Cu	Al
Al-Zn-Mg-Cu-Zr	Dispersoid	—	1.04	5.14	4.21	3.79	85.82
	Al matrix	—	0.11	3.68	2.91	0.82	92.48
Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Yb	Dispersoid	0.87	0.44	7.42	4.95	4.87	81.45
	Al matrix	0.09	0.02	3.45	2.40	0.88	93.14

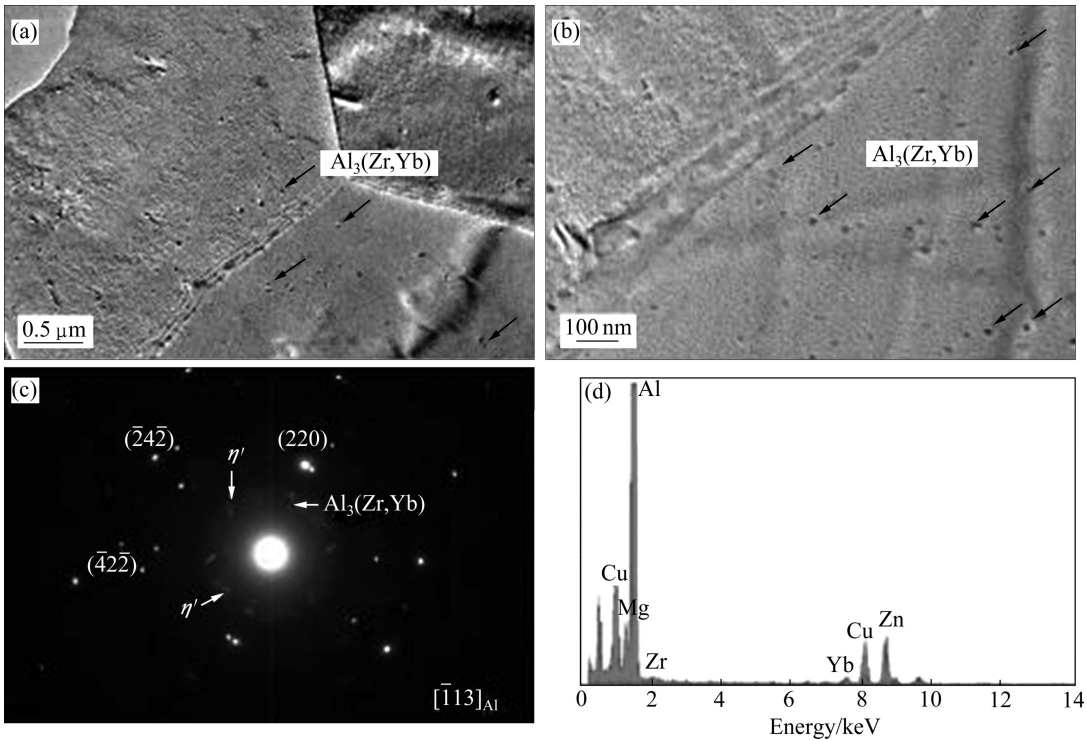


图 3 T6 态 AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金的 TEM 明场像、电子选区衍射花样和 EDS 分析
Fig. 3 TEM bright field images, selected area electron diffraction (SAED) patterns of T6-tempered AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb alloy and EDS spectrum of Al₃(Zr, Yb) phase: (a), (b) TEM bright field images; (c) SAED pattern, $[\bar{1}13]_{\text{Al}}$; (d) EDS spectrum of Al₃(Zr, Yb) phase

表 3 合金的拉伸性能、硬度和断裂韧性

Table 3 Tensile properties, hardness and fracture toughness of tested alloys

Alloy	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	$K_{IC(S-L)}$ /(MPa·m ^{1/2})
AlZnMgCu-0.16Zr	710	684	8.9	21.6
AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb	747	726	9.7	29.3

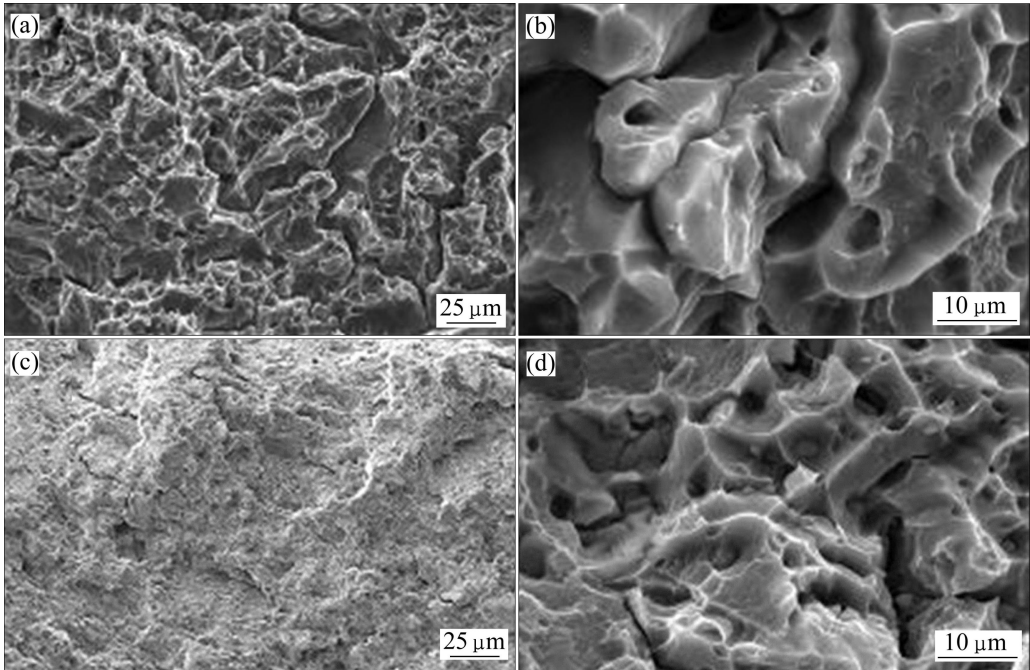


图 4 合金拉伸断口的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of fracture of tensile alloys: (a), (b) AlZnMgCu-0.16Zr alloy; (c), (d) AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb

典型的解理面、撕裂棱，二次裂纹较为明显、粗大，有沿晶断裂的趋势；而 AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金断口形貌主要由韧窝型较多的准解理断裂所组成，可以发现在细小的韧窝中存在破碎的第二相粒子，同时，沿晶界和亚晶界分布的二次裂纹明显减少，断口变得更为细致、撕裂棱边上韧窝更多。

3 分析与讨论

3.1 Al₃(Zr,Yb)弥散相的形成

图 3(d)所示为 T6 态 AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金的衍射斑，衍射图谱较亮的为铝基体的衍射斑，较暗为第二相衍射斑。铝基体衍射斑 1/2 位置处出现的斑点是由与基体共格弥散相的超点阵结构衍射形成的^[15]，这说明该弥散相为 L1₂ 结构，从表 2 可看出，该弥散相含有较高的 Yb、Zr。由于 Yb 与 Zr 形成的 Al₃Yb、Al₃Zr 均为共格的 L1₂ 型结构，尺寸极为接近^[16]，因此，可以推断组合添加 Zr-Yb 形成的弥散相为固溶 Zn、

Cu、Mg 共格的 L1₂ 型结构 Al₃(Zr,Yb)，这与组合添加 Sc-Zr 形成的 Al₃(Zr,Sc)弥散相结构结果类似^[14]。

由于在实际结晶冷却过程中冷却速度较快，Yb 固溶在铝基体中形成非平衡的过饱和固溶体；而过饱和固溶体不稳定，在随后的均匀化、固溶过程中，过饱和固溶体中的 Yb 会析出。而稀土元素 Yb 在 Al 中的扩散速率大于 Zr 的，并且形成与基体共格的 L1₂ 型、细小且均匀 Al₃Yb^[16]，不会转变为 DO₂₃ 型，随后，Zr 原子扩散到 Al₃Yb 核心形成的复合 Al₃(Zr,Yb)弥散相较稳定。

由图 2(a)、(b)和图 3(a)、(b)可知，与 Al₃Zr 相比，Al₃(Zr,Yb)弥散相析出密度更大。组合添加 Zr-Yb 后形成的 Al₃(Zr,Yb)弥散相数量远远多于 Al-Zr 合金中析出的 Al₃Zr 弥散相，原因可用 Daken-Gurry 理论解释^[17]。该理论将电负性与原子尺寸两种因素综合起来预测多元合金的固溶度。将溶质与溶剂间的尺寸因素和电负性因素组合成一参数，这一参数能定性或半定量地表征形成化合物的趋势，同时定性或半定量地表征合金中固溶体的固溶度，该参数 *W* 就称为合金相中元素

之间的交互作用强度。例如, A 与 B 的原子半径分别为 R_A 和 R_B , 电负性分别为 N_A 和 N_B , 则原子半径相对差 $\varepsilon=(R_A-R_B)/R_B$, 电负性差 $N=N_A-N_B$, 再分别定义尺寸因素 $\varepsilon_r=\varepsilon/0.15$, 电负性因素 $N_r=N/0.4$, 交互作用强度 W 表示为 $W=\varepsilon_r^2+N_r^2$ 。 W 值越大, 表明元素间相互形成化合物的趋势越强, 固溶度也就越低; W 值越小, 表明两元素交互作用弱, 固溶度也就越高。

表 4 所列为 Zr、Yb 和 Al 元素的原子半径和电负性及其差值, 计算出 Yb 与 Al、Zr 的交互作用强度分别为 4.03 和 1.73。由于 Yb 与 Zr 的交互作用强度值很低, 两者的交互作用弱, 说明稀土 Yb 的加入不会降低 Zr 元素的固溶; 而 Yb 与 Al 的交互作用强度值很大, 倾向于与 Al 形成化合物。因此, 可以定性推断出组合添加 Zr-Yb 使得铝合金在均匀化及固溶处理中, 含 Zr 和 Yb 的过饱和固溶体析出的弥散相的数量增加、细小且均匀。

3.2 $Al_3(Yb,Zr)$ 弥散相作用

与 AlZnMgCu-0.16Zr 相比, 组合添加 Zr-Yb 的 AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金几乎没有发生再结晶, 表明 $Al_3(Zr,Yb)$ 弥散相比 Al_3Zr 弥散相具有更强的抑制再结晶作用。主要是由于组合添加 Zr、Yb 形成的 $Al_3(Zr,Yb)$ 弥散相为共格 $L1_2$ 型结构, 且数量较多。由于存在共格弥散相可以阻碍位错重组和亚晶界的迁移, 使变形组织中的胞状结构模糊, 位错缠结严重, 阻碍多边化和亚晶生长等形核方式的进行, 从而延缓再结晶晶粒的形核, 抑制再结晶, 热处理后合金内仍保持了纤维状的亚晶结构。弥散相对晶界的阻碍作用可用单位面积上的阻力(Zener 阻力 F_Z)^[18]表示:

$$F_Z = 3f\gamma_b/(2r) \quad (1)$$

式中: f 为单位体积金属中第二相颗粒的体积分数; γ_b 为单位面积晶界能; r 为球状弥散相半径。可知, 第二相颗粒体积分数越大、弥散相越细小, F_Z 的值就越大, 粒子对晶界迁移所施加的阻力就越大。 $Al_3(Zr,Yb)$ 弥散相合金弥散相析出较多, 尺寸较小, 完全满足阻碍晶界迁移的条件(粒子间距小于 $1\ \mu\text{m}$, 粒子直径小

于 $0.3\ \mu\text{m}$), 因此, 它可阻碍 AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金大角度晶界的迁移, 使再结晶受阻而抑制再结晶核心的生长, 强烈阻碍合金的再结晶。

从图 4 的 TEM 明场像可知, AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 弥散分布了大量约 $20\ \text{nm}$ 左右的弥散相粒子, 与 AlZnMgCu-0.16Zr 合金的相比, 前者的弥散相很多, 而且细小、分布均匀。这些粒子可与位错和亚晶界具有强烈的交互作用, 具有强烈的应力场, 形成共格强化。这些弥散粒子钉扎住位错与晶界, 合金在受到外力时, 位错大量增殖, 位错间交割形成大量不可动位错, 从而使合金基体的强度提高, 形成位错强化。位错大量留在基体内, 也减少了其在晶界、亚晶界塞积, 使合金不易在晶界处形累积, 造成裂纹源, 从而提高了合金的整体强度。未再结晶的合金晶粒细小, 根据 Hall-Petch 公式

$$\sigma = kd^{-1/2} + \sigma_0 \quad (2)$$

其强度 σ 随着晶粒直径的减小而提高, 由于含 Yb 的合金晶粒较为细小, 形成细晶强化。与 AlZnMgCu-0.16Zr 合金相比, AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金抗拉强度提高 $37\ \text{MPa}$, 屈服强度提高 $42\ \text{MPa}$ 。

从图 2(a)和(b)中可以看出, AlZnMgCu-0.16Zr 合金的晶界形处成较粗大的晶界析出相, 并且晶界附近有明显的 PFZ。由于 AlZnMgCu-0.16Zr 合金发生了较严重的再结晶, 再结晶晶界主要由大角度晶界构成^[19], 大角度晶界能量高, 析出相容易在大角度晶界形成并粗化; 晶界析出相析出导致周围溶质元素贫化, 形成较软的 PFZ。粗化的晶界析出相和较软的 PFZ 在外力作用下, 容易产生裂纹并扩展导致断裂韧性下降。AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金在基体内析出大量共格的弥散相, 抑制了再结晶, 减少了大角度晶界的数量, 并且没有明显的 PFZ, 晶界附近基体强度的没有降低, 减少了微裂纹的产生, 从而提高了合金的断裂韧性。AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金断口形貌主要由韧窝型较多的准解理断裂面组成, 断口变得更为细致, 撕裂棱边上韧窝更多, 同时, 沿晶界和亚晶界分布的二次裂纹明显减少, 使得断裂韧性得到提高。

表 4 元素间的尺寸因素 ε_r 、电负性因素 N_r 和交互作用强度 W

Table 4 Radius factor ε_r , negativity factor N_r and interaction strength W between Yb, Zr and Al

Element		Radius, R/nm	Radius factor, ε_r	Electronegativity	Electronegativity factor, N_r	Interaction strength, W
A	B					
—	Yb	0.194	—	1.11	—	—
Al	—	0.1429	-1.76	1.5	0.975	4.03
Zr	—	0.162	-1.10	1.4	0.725	1.73

4 结论

1) 在 AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金中形成与基体共格、结构为 $L1_2$ 的弥散相 $Al_3(Zr,Yb)$; 其尺寸细小, 分布均匀, 析出量大。

2) 与 Al_3Zr 弥散相相比, $Al_3(Zr,Yb)$ 弥散相显著提高再结晶能力, 在挤压变形后, 基本保持纤维状组织, 抑制了基体再结晶。

3) 与 AlZnMgCu-0.16Zr 合金相比, AlZnMgCu-0.16Zr-0.30Yb 合金抗拉强度提高 43 MPa, 屈服强度提高 42 MPa, 断裂韧性提高 $7.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 伸长率几乎没有变化; 断口形貌得以改善。

REFERENCES

- [1] 曹春晓. 一代材料技术, 一代大型飞机[J]. 航空学报, 2008, 5: 701-706.
CAO Chun-xiao. One generation of material technology, one generation of large aircraft[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2008, 5: 701-706.
- [2] 方华婵, 陈康华. Al-Zn-Mg-Cu 系超强铝合金的研究现状与展望[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2009, 14(6): 351-358.
FANG Hua-chan, CHEN Kang-hua. Current research status and prospects of ultra strength Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2009, 14(6): 351-358.
- [3] 曾 渝, 尹志民, 潘青林, 郑子樵, 刘志义. 超高强铝合金的研究现状及发展趋势[J]. 中南工业大学学报: 自然科学版, 2002, 33(6): 592-596.
ZENG Yu, YIN Zhi-ming, ZHENG Zi-qiao, LIU Zhi-yi. Present research and developing of ultra strength aluminum alloys[J]. Journal of Central South University of Technology: Science and Technology, 2002, 33(6): 592-596.
- [4] LIM S T, YUN S J, NAM S W. Improved quench sensitivity in modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 371(1/2): 82-90.
- [5] 谢优华, 杨守杰, 戴圣龙. 锆元素在铝合金中的应用[J]. 航空材料学报, 2002, 22(4): 52-61.
XIE You-hua, YANG Shou-jie, DAI Sheng-long. Application of element Zr in aluminum alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2002, 22(4): 52-61.
- [6] 刘胜胆, 张新明, 游江海, 张小艳, 张 翀. 淬火速对 AlZnMgCu(Zr) 合金断裂行为的影响[J]. 材料热处理学报, 2007, 28(6): 45-49.
LIU Sheng-dan, ZHANG Xin-ming, YOU Jiang-hai, ZHANG Xiao-yan, ZHANG Chong. Effect of quench rates on fracture behavior of AlZnMgCu(Zr) alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2007, 28(6): 45-49.
- [7] ROBSON J D, PRANGNELL P B. Dispersoid precipitation and process modeling in zirconium containing commercial aluminium alloys[J]. Acta Materialia, 2001, 49(4): 599-613.
- [8] ROYSET J, RYUM N. Scandium in aluminium alloys[J]. International Material Reviews, 2005, 50(1): 19-44.
- [9] JONES M J, HUMPHREYS F J. Interaction of recrystallization and precipitation: The effect of Al_3Sc on the recrystallization behaviour of deformed aluminium[J]. Acta Materialia, 2003, 51(8): 2149-2159.
- [10] 贺永东, 张新明, 游江海. 复合添加微量 Sc, Zr 对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(4): 665-670.
HE Yong-dong, ZHANG Xin-ming, YOU Jiang-hai. Effects of minor contents of Sc and Zr on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(4): 665-670.
- [11] KARNESKY R A, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Evolution of nanoscale precipitates in Al microalloyed with Sc and Er[J]. Acta Materialia, 2009, 57 (14): 4022-4031.
- [12] van DALEN M E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Nano scale precipitation and mechanical properties of Al-0.06at.% Sc alloys micro alloyed with Yb or Gd[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41(23): 7814-7823.
- [13] HOAGLAND R G. A double cantilever beam specimen for determining the plane strain fracture toughness of metals[J]. Metals, Ceramics and Materials, 1965, 168: 1-34.
- [14] 戴晓元, 夏长清, 彭小敏. 7xxx 铝合金退火过程中二次 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子的析出行为[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(3): 451-456.
DAI Xiao-yuan, XIA Chang-qing, PENG Xiao-min. Precipitation behavior of $Al_3(Sc, Zr)$ secondary particles in 7xxx aluminum alloys during annealing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(3): 451-456.
- [15] YIN Zhi-min, PAN Qing-lin, ZHANG Yong-hong, JIANG Feng. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg based alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280(1): 151-155.
- [16] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys: A review[J]. Zeitschrift fur Metallkunde, 2006, 97(3): 246-265.
- [17] GACHNEIDNER K A. Theory of alloy phase formation[M]. New York: The Metallurgical Society of AIME, 1980: 39-40.
- [18] 余 琨, 李松瑞, 黎文献, 肖于德. 微量 Sc 和 Zr 对 2618 铝合金再结晶行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(4): 709-713.
YU Kun, LI Song-rui, LI Wen-xian, XIAO Yu-de. Effect of trace Sc and Zr on recrystallization behavior of 2618 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(4): 709-713.
- [19] HUMPHREYS F J, ATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena[M]. 2nd ed. UK: Elsevier, 2004: 91-112.

(编辑 李艳红)