

Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金的组织 and 性能

戴晓元^{1,2}, 夏长清², 孙振起², 华煜煜¹, 吴 茵¹

- (1. 长沙理工大学 材料科学与工程学院, 长沙 410076;
2. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 通过金相、扫描电镜、透射电镜和 X 射线衍射仪以及拉伸性能和电导率测试, 研究 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金的组织性能。研究表明: 含 0.12% Sc 的 7 000 系铝合金铸态组织为细小的等轴晶; 合金经强化固溶和 T6 处理后, 抗拉强度 σ_b 达 829.4 MPa, 伸长率 δ 为 5.7%; 合金经一般固溶及 RRA 处理后, σ_b 为 733.4 MPa, δ 为 5.4%, 电导率为 37.6%。合金强化机理主要为 $Al_3(Sc, Zr)$ 引起的细晶强化、亚结构强化和沉淀强化。

关键词: 超高强铝合金; Sc; 显微组织; 力学性能; 电导率
中图分类号: TG 166.3 **文献标识码:** A

Microstructure and properties of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr alloy

DAI Xiao-yuan^{1,2}, XIA Chang-qing², SUN Zhen-qi², HUA Man-yu¹, WU Yin¹

- (1. School of Materials Science and Engineering, Changsha University of Science and Technology,
Changsha 410076, China;
2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructure and properties of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr alloy under different treatment conditions were investigated by using optical microscope(OM), scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope(TEM), X-ray diffractometry and measurements of tensile properties and electric conductivity. The results show that the as-cast microstructures of 7 000 series alloys with 0.12%Sc are equiaxed. After strengthening solution and T6 treatment, the tensile strength and elongation of studied alloy are 829.4 MPa and 5.7%, respectively. After solution and RRA, the tensile strength, elongation and electric conductivity of studied alloy are 733.4 MPa, 5.4% and 37.6%, respectively. The strengthening mechanisms are mainly sub-structure strengthening, precipitation strengthening and solution strengthening of $Al_3(Sc, Zr)$.

Key words: ultra-high strength Al alloys; Sc; microstructure; mechanical property; electric conductivity

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金是应用最广泛的可热处理强化的高强铝合金, 是航空航天工业主要结构材料之一。近年来, 为了进一步提高合金性能, 在该系合金中添加微量 Zr, Er, Ce, Ag 和 Sc 等元素^[1-4]。其中 Sc 是迄今为止所发现的对优化铝合金性能最为有效的合金元素^[5-7], 在铝合金中添加微量 Sc 或同时添加

Sc 和 Zr 能产生多重强化作用: 细化铸造组织, 改善合金工艺性能, 提高合金加工及热处理后的强度^[8-13]。Yin 等^[8]认为在 Al-5Mg 合金中添加 0.2% Sc 和 0.1% Zr 后, 热挤压态下合金的抗拉强度提高 138 MPa, 屈服强度提高 151 MPa, 而伸长率仍保持在 18%。在 Al-7.6Zn-2.1Mg-1.3Cu-0.15Zr 合金中添加 0.3% Sc, 经

固溶单级时效后, 合金抗拉强度提高 65 MPa, 屈服强度提高 67 MPa, 而伸长率比未加 Sc 的基础合金的伸长率还高, 达 11.1%^[9]。目前, 人们对含钪铝合金的研究主要集中在 Al-Mg, Al-Li-Mg, Al-Cu-Mg 和 Al-Zn-Mg 合金系^[8-13], 对 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 的研究较少。在此, 本文作者对添加 0.12% Sc 后 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金显微组织与性能进行研究, 以便开发性能优良的超高强铝合金。

1 实验

采用铸锭冶金法制备 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金, 其化学分析成分为 Al-8.69Zn-2.45Mg-1.12Cu-0.12Sc-0.15Zr, 经电阻炉熔炼后浇入 $\phi 50$ mm 的铁模中。本实验所采用的原料为: 工业高纯铝(99.96%, 质量分数, 下同), 工业纯锌(99.8%), 高纯镁(99.8%), Al-49.8%Cu 中间合金, Al-2.38%Sc 中间合金和 Mg-30%Zr 中间合金。铸锭经 450 °C 和 24 h 均匀化, 在 350~420 °C 保温 2 h 后挤压成 $\phi 10$ mm 棒材, 再经固溶处理(455 °C、2 h)或强化固溶处理(455 °C、1 h+465 °C、1 h), 然后进行时效处理。其时效处理制度为: T6, 120 °C、22 h; T76, 120 °C、8 h+160 °C、16 h; RRA, 120 °C、22 h+180 °C、30 min+120 °C、22 h。将时效处理后的棒材加工成拉伸试样, 拉伸试验在室温进行。

拉伸试验在 CSS-41100 万能电子拉伸机上进行, 拉伸速度为 2 mm/min。采用双臂电桥法测量合金电阻, 并计算电导率; 用 PLOYVER-MET 光学显微镜观察合金的显微组织。透射电镜样品经机械减薄后双喷穿孔而成, 电解液为 4%高氯酸酒精溶液, 温度为 -25 °C, 显微组织观察在 H800 和 TecnaiG²20 透射电镜上进行; 高倍显微组织采用 JEOL-5600LV 型扫描电镜观察, 断口扫描采用 KYKY2800 型扫描电镜观察。

2 结果与分析

2.1 合金的力学性能

表 1 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金在不同热处理状态的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr alloy in different states

State	Extrusion	Solution	RRA	T76	T6	Strengthening solution+T6
σ_b /MPa	446.0	630.9	733.4	535.9	763.7	829.4
δ /%	9.5	13.8	5.4	10.2	5.7	5.7

Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金在不同状态下的力学性能如表 1 所示。从表 1 可以看出: 合金在挤压态时抗拉强度最低, 经强化固溶及 T6 处理后抗拉强度最高, 达到 829.4 MPa, 伸长率为 5.7%。

2.2 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金的电导率

添加 Sc 可以显著提高铝合金及其焊缝的抗腐蚀稳定性。应力腐蚀与电导率是紧密相关的, 电导率越高, 抗应力腐蚀性能越好, 因此, 常用电导率来间接反映材料的抗应力腐蚀性能。合金在不同热处理状态下的电导率如表 2 所示。从表 2 可以看出, 在 T76 态时合金的电导率最高, 合金的抗应力腐蚀能力最强。

合金中含 0.12%Sc, 在压力加工和淬火加热时弥散分布的 Al_3Sc 稳定相粒子阻碍晶界的迁移, 使半成品的再结晶温度急剧上升, 热处理后仍保持变形组织, 即使发生再结晶, 晶粒也十分细小。Sc 的加入能细化合金组织, 并为沉淀相提供形核核心, 使沉淀相的析出由晶界逐渐扩展到 $\alpha(Al)$ 基体, 更加弥散均匀, 减小了晶界与晶内的电极电位差, 形成均匀腐蚀, 提高了合金的耐蚀性能。此外, Sc 合金化有利于防止出现严重的晶界无沉淀现象, 使 PFZ 宽度变窄。这主要是由于 Sc 可以稳定空位, 降低溶质原子的扩散能力, 无论是贫溶质机制还是贫空位机制, 均可以降低由晶界到晶内的空位、溶质浓度梯度, 使无沉淀区宽度减小, 缩短电极电位差, 提高合金的抗蚀性能。

2.3 合金的组织观察

图 1 所示为合金铸态微观组织。可以看出, 合金的铸态组织为细小的等轴晶粒, 在晶粒中间有细小的方块状、三角形状或多边形状的第二相粒子, 该相粒子尺寸为 3~10 μm , 经 EDAX 能谱分析证实该第二相粒子为从合金熔体中析出的一次 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子。

在非平衡凝固条件下, 微量 Sc 和 Zr 在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中, 一部分固溶于基体 $\alpha(Al)$ 中, 另一部分以一次 $Al_3(Sc, Zr)$ 质点的形式存在^[8-10, 12]。合金凝固时从熔体中析出的一次 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子熔点高, 具有很强的热稳定性。Yin 等^[8-10, 12-13]指出, $Al_3(Sc,$

表 2 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金不同热处理制度下的相对电导率

Table 2 Relative electric conductivities of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr alloy at different conditions (%)

Extrusion	Solution	T6	T76	RRA
32.1	25.7	33.6	41.2	37.6

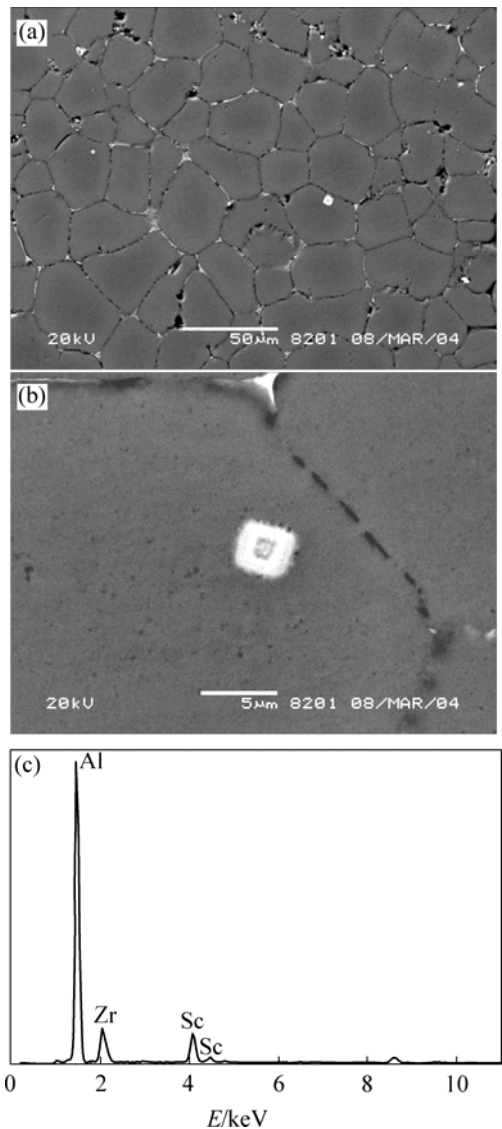


图 1 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金的 SEM 组织
Fig.1 SEM images of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr alloy: (a) and (b) As-cast of the studied alloy; (c) Composition analysis of square particles in (a) and (b)

Zr)质点为 AuCu_3 型面心立方结构, 是 Zr 替换 Al_3Sc 中的部分 Sc 而形成的, 与 Al_3Sc 相比, 其晶格常数更接近基体 $\alpha(\text{Al})$ 的晶格常数。 Al_3Sc 与 $\alpha(\text{Al})$ 的错配度约为 1.5%, Zr 置换 Al_3Sc 中 Sc 后, 使得 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 与基体的错配度更小, 晶格常数的差异率降低, 非均匀形核效率增高。一次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子是 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体

结晶时理想的非均质晶核, 能细化含铝合金铸态组织。 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子呈现出正方形、长方形和三角形等不同形状, 是金相磨面与非均质晶核交截的结果。若非均质晶核刚好处在磨面上, 则依据其与磨面的交截部位不同而呈现不同的形状。

图 2 所示为合金 T6 和 RRA 态组织。可见, 合金经挤压热处理后仍为纤维状变形组织。铈在铝合金中的固溶体很不稳定, 在加热到 250 °C 以及更高温度时迅速分解。Yin 等^[8-9, 12, 14-16]认为, 含 Sc、Zr 铝合金在加热或热加工过程中会从基体中析出细小弥散分布的二次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 该粒子为 L_{12} 型, 与 $\alpha(\text{Al})$ 基体共格, 与母相之间有着极小的共格错配度, 共格应变能和界面能极小, 热稳定性较高。 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 对位错及亚晶界、晶界具有极强烈的钉扎作用, 可以稳定变形组织的亚结构, 阻碍位错重新排列成亚晶界及随后发展成大角度晶界的过程, 从而阻碍再结晶晶粒的形核和长大。铝合金的再结晶起始温度一般在 300 °C 左右。而 Sc 和 Zr 复合微合金化能显著提高合金的再结晶温度。图 2 表明, 合金在 T6 和 RRA 热处理状态仍保持变形加工组织, 未发生再结晶。这是因为在合金均匀化处理过程中, 大量析出细小、均匀、弥散、呈花瓣状且与基体共格的二次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相粒子, 共

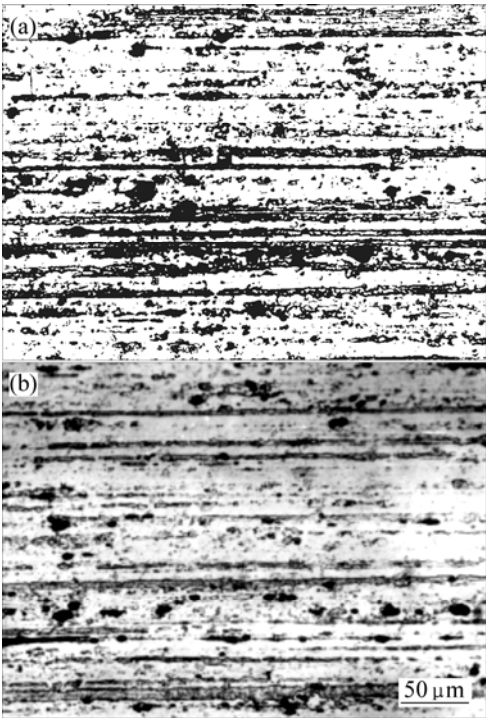


图 2 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金的金相组织 (OM)

Fig.2 Microstructures of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-

0.15Zr alloy (OM): (a) T6; (b) RRA

格第二相的存在会明显地阻滞再结晶的进行^[8, 12, 15]。

图 3 所示为合金不同状态的断口形貌。其中, 图 3(a)所示为合金挤压态, 有少量韧窝; 图 3(b)所示为合金 T76 状态的断口形貌, 韧窝较多, 并且大韧窝内还有很多小韧窝, 部分韧窝内还有颗粒状质点, 说明合金的断裂属于延性韧断, 合金的塑性较好; 图 3(c)所示为合金 T6 状态的断口形貌, 韧窝较少, 合金的断裂属于混合型韧断, 伸长率低。其中, A、B、C 表示拉伸断口的粒子所处位置。

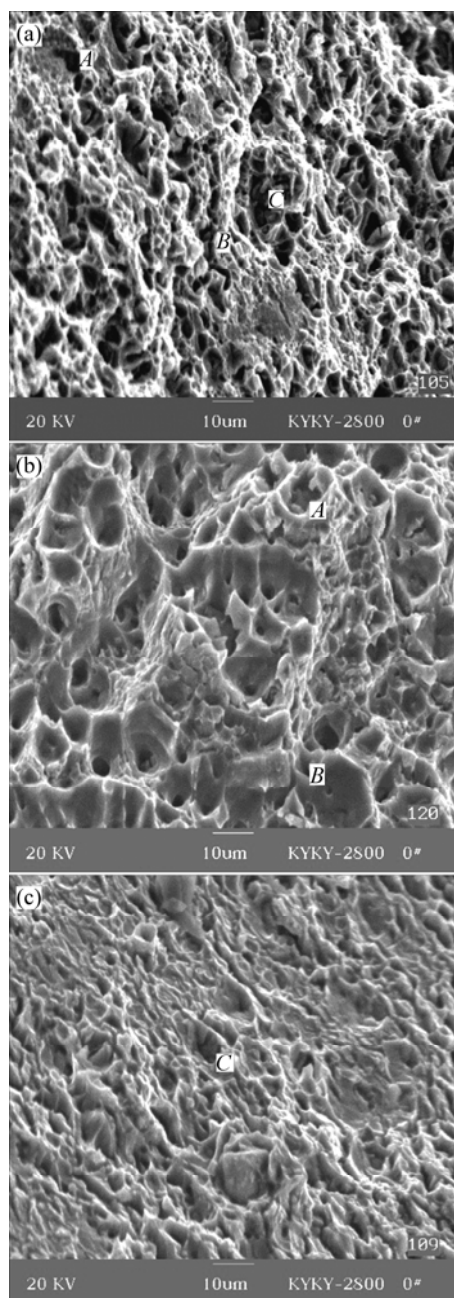


图 3 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金断口形貌

Fig.3 Morphologies fracture surface of Al-9.0Zn-2.5Mg-

1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr alloy: (a) Extrusion; (b) T76; (c) T6

表 3 所示为断口处粒子能谱分析结果, 可见, 晶间、晶内块状粒子为高锌或高铁粒子, 这些第二相粒子可降低合金伸长率和断裂韧性。由于杂质颗粒分布在晶粒内部或者晶界上, 在塑性变形时, 在颗粒与基体的边界上会塞积许多位错, 从而产生应力集中, 当应力达到一定程度时, 在部分颗粒-基体边界上产生孔隙, 导致出现微细裂纹, 成为宏观裂纹的发源地。随着应力增加, 这些微细裂纹不断长大, 裂纹尖端应力不断增加, 当裂纹尖端附近区域内的应力超过材料的断裂强度时, 基体发生局部断裂, 促使宏观裂纹过早地发展。

图 4 所示为合金透射显微组织的微观组织。从图 4(a)可以看出, 合金经挤压后, 部分位错通过滑移和攀移排成与滑移面正交的亚晶界。这些小角度亚晶界被大量与基体共格的呈蹄印状的粒子所包围和钉扎, 难以迁移。图 4(a)中左上角小图所示为图中程蹄印状粒子的 EDP 衍射谱。由图可见, 该粒子与基体共格, 为二次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相粒子, 对位错和晶界具有强烈的钉扎作用。图 4(b)和(c)所示为合金 T6 态下的 TEM 图片组织。从图 4(b)可以看到, 合金晶内是均匀细密分布的析出相, 根据合金的时效状态和文献^[2-3, 17-18], 可以认为该析出相为 η' 。从图 4(c)可以看到一些豆瓣状的析出相, 部分析出相还与位错线缠绕在一起, 与基体共格。Miura 等^[7, 11-12]认为该豆瓣状析出相为二次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 是合金均匀化处理时从基体中析出的, 为面心立方晶体结构, 其晶格常数与基体 $\alpha(\text{Al})$ 的相近^[7]。

图 5 所示为合金挤压态、固溶态、T76 和 T6 的 X 射线衍射谱。可以看出, 在合金的挤压组织中, 合金的相组成为 $\alpha + \eta + T$; 固溶处理后, 合金的相组成为 $\alpha + T$, 基本没有 η 相, 说明 η 相已经溶入基体中; T76 状态下合金的相组成为 $\alpha + \eta$, 说明合金已经发生过时效; 经 T6 热处理后, 其组成相为 $\alpha + \eta + \eta'$, 说明合金有 η' 和 η 析出。

Al-Zn-Mg-Cu 合金中的主要强化相为 η' , 其沉淀顺序大致相同: $\text{SSSS}(\text{过饱和固溶体}) \rightarrow \text{GP 区} \rightarrow \eta'(\text{MgZn}_2 \text{ 过渡相}) \rightarrow \eta(\text{MgZn}_2 \text{ 平衡相})$ 。在 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金中添加微量 Sc, 可以提高 Zn 和 Mg 在 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体中的溶解度^[19-20], 增大合金由 GP 区向 η' 相转变的相变驱动力。

含 Sc 铝合金强度的增加是由 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子引起的, 其原因是:

1) 该粒子与基体完全共格, 会在二者间产生方向相反、大小相等的共格力, 由于在 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子的

基体周围存在共格能，因而产生共格强化；

表 3 断口粒子能谱分析

Table 3 EDS results particles in fracture surface (mole fraction, %)

State	Location	Zn	Mg	Cu	Sc	Zr	Fe	Al
Extrusion	A	17.15	4.79	2.58	1.68	—	3.22	70.58
	B	17.02	10.23	2.16	0.20	0.15	—	70.24
	C	7.40	—	3.15	5.15	—	8.73	75.56
T76	A	2.88	—	1.89	—	—	9.39	85.84
RRA	C	4.16	17.92	0.57	7.39	0.70	-9.81	59.44

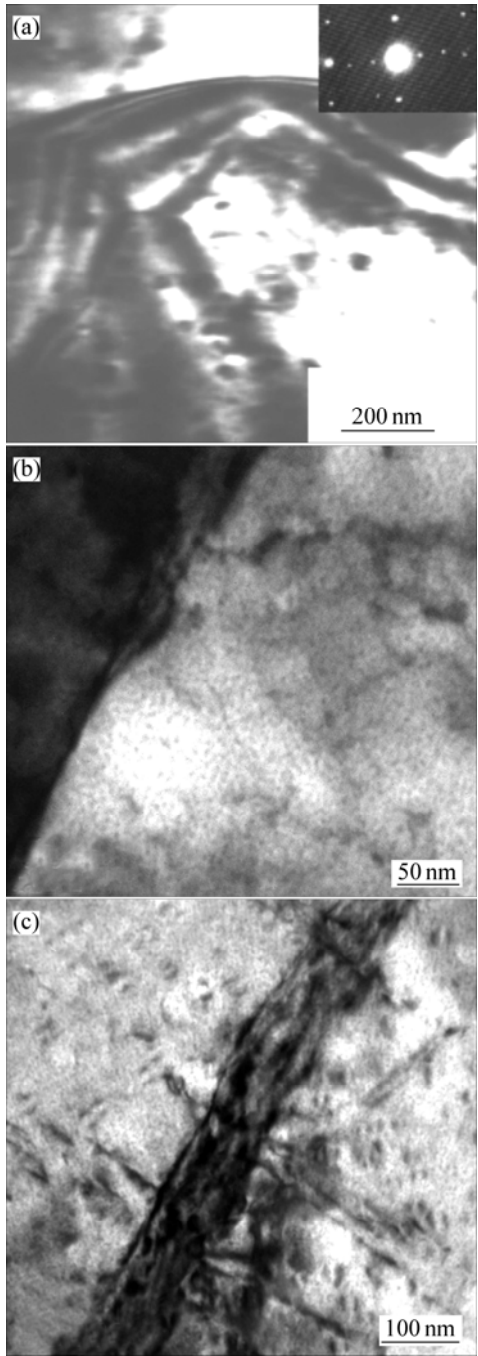


图 4 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金的 TEM 组织
Fig.4 TEM microstructures of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr alloy(TEM): (a) Extruded; (b), (c) T6

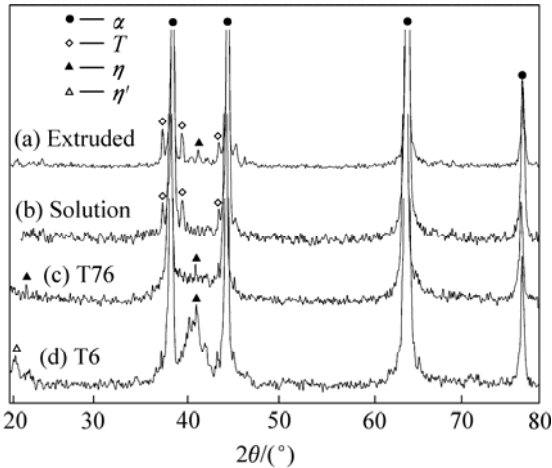


图 5 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr 合金的 XRD 谱
Fig.5 XRD patterns of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.2Cu-0.12Sc-0.15Zr alloy

2) $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子的显微硬度高达 2 250 MPa^[15], 二次析出的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 对合金产生直接析出强化作用^[7-8, 11];

3) 二次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子较小, 约为 10 nm(见图 4(c)), Orowan 强化机制起作用, 因此, 细小的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 沉淀析出相将产生一个很大的阻碍位错运动^[21]和亚晶界迁移的力, 提高合金的再结晶温度, 甚至使合金保持加工状态的纤维组织结构, 产生亚结构强化。另外, 在合金凝固过程中析出的一次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子细化了合金的铸态组织, 也使合金得到细晶强化。

3 结论

1) 合金在 T6 热处理态, 室温抗拉强度 σ_b 为 763.7 MPa, 伸长率 δ 为 5.7%, 其强化相为 η' 、 η 和 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子。合金经 RRA 处理后, 合金的 σ_b 为 733.4MPa, δ 为 5.4%, 电导率为 37.6%, 具有较好的综合性能。这是因为添加微量 Sc 引起的细晶强化、亚结构强化以及沉淀强化。

2) 合金经强化固溶和 T6 热处理后, 抗拉强度高 829.4 MPa, 伸长率为 5.7%。这说明采用强化固溶处理可提高合金的强度, 而伸长率与 T6 态的相同。

REFERENCES

- [1] 贺永东, 张新明. 微量 Cr、Mn、Ti 和 Zr 细化 7A55 铝合金铸锭组织的效果与机理[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(10): 1594-1601.
HE Yong-dong, ZHANG Xin-ming. Refinement mechanism of trace Cr, Mn, Ti and Zr as cast 7A55 alloys[J]. The Chinese Journal Nonferrous Metals, 2005, 15(10): 1594-1601.
- [2] 赵中魁, 周铁涛, 刘培英, 陈昌麒. Al-Zn-Mg-Cu-Li-Er 合金时效组织中 Er 相的 TEM 观察[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(10): 1108-1111.
ZHAO Zhong-kui, ZHOU Tie-tao, LIU Pei-ying, CHEN Chang-qi. Observation of formed Er phase in Al-Zn-Mg-Cu-Li alloys by TEM[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2004, 33(10): 1108-1111.
- [3] 张 坤, 刘志义, 冯 春. 添加微量 Ag 对高 Zn 超高强铝合金微观组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(1): 116-122.
ZHANG Kun, LIU Zhi-yi, FENG Chun. Effect of small addition of silver on microstructure and mechanical properties of high-zinc super-high strength aluminum alloy[J]. The Chinese Journal Nonferrous Metals, 2005, 15(10): 116-122.
- [4] 杨守杰, 谢优华, 陆 政, 等. Zr 对超高强铝合金时效过程的影响[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(2): 226-230.
YANG Shou-jie, XIE You-hua, LU Zhen, et al. Influence of zirconium on ageing process in super-high strength aluminum alloy [J]. The Chinese Journal Nonferrous Metals, 2002, 12(2): 226-230.
- [5] Fiatov Y A, Yelagin V I, Zakharov V V. New Al-Mg-Sc alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2000, A280: 97-101.
- [6] Norman A F, Hyde K. Examination of the effect of Sc on 2000 and 7000 series aluminium alloy castings: for improvements in fusion welding[J]. Materials Science and Engineering, 2003, A354: 188-198.
- [7] Miura Y, Shioyama T, Hare D. Recrystallization of Al-3Mg and Al-3Mg-0.2Sc alloys[J]. Mater Science Forum, 1996(217-222): 505-510.
- [8] YIN Zhi-min, PAN Qing-lin, ZHANG Yong-hong, et al. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg based alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2000, A280: 151-155.
- [9] 戴晓元, 夏长清, 刘昌斌. 加钎对 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金组织性能的影响, 稀有金属材料及工程, 2006, 35(6): 913-915.
DAI Xiao-yuan, XIA Chang-qing, LIU Chang-bin. Effect of Sc addition on microstructures and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(6): 913-915.
- [10] Kendig K L, Miracle D B. Strengthening mechanisms of Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. Acta Materialia, 2002, 50: 4165-4175.
- [11] Dvydov V G, Rostova T D, Zakharov V V, et al. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2000, A280: 30-36.
- [12] Ocenasek V, Slamova M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al-Mg alloys[J]. Materials Characterization, 2001, 47: 157-162.
- [13] 贺永东, 张新明, 陈健美, 等. 微量 Sc 和 Zr 对 7A55 合金铸锭组织的细化机理[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2005, 36(6): 919-923.
HE Yong-dong, ZHANG Xin-ming, CHEN Jian-mei, et al. Refinement mechanism of trace Sc and Zr as-cast 7A55 alloys[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2005, 36(6): 919-923.
- [14] XIA Chang-qin, ZENG Fan-hao, GU Yi. Phase relations of Al-4Mg-Sc-Zr quaternary system in Al-rich rang at 430°C[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 13(3): 546-552.
- [15] 王 月. 含钎铝合金的研究进展[J]. 上海金属, 2003, 25(1): 36-39.
WANG Yue. The research progress of aluminium containing scadium[J]. Shanghai Metals, 2003, 25(1): 36-39.
- [16] Royset J, Ryum N. Scandium in aluminium alloys[J]. International Materials Reviews, 2005, 50(1): 19-44.
- [17] 陈康华, 刘允中, 刘红卫. 7075 和 2024 铝合金的固溶组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(6): 819-822.
CHEN Kang-hua, LIU Yun-zhong, LIU Hong-wei. Microstructure and mechanical properties of enhanced solution treated 7075 and 2024 aluminum alloys[J]. The Chinese Journal Nonferrous Metals, 2000, 10(6): 819-822.
- [18] 张 坤, 刘志义, 郑青春, 等. 高 Zn 超高强铝合金的回归再时效处理[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2005, 36(2): 188-192.
ZHANG Kun, LIU Zhi-yi, ZHENG Qing-chun, et al. Effects of different retrogression and reaging heat treatment on high-zinc super-high aluminum alloy[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2005, 36(2): 188-192.
- [19] Costello F A, Robson J D, Prangnell P B. The effect of small Scandium additions to AA7050 on the as-cast and homogenized microstructure[J]. Mater Science Forum, 2002, 396-402: 757-762.
- [20] 何运斌, 潘青林, 刘元斐, 等. Sc 和 Zr 复合微合金化对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织与性能的影响[J]. 轻合金加工技术, 2005, 33(9): 41-43.
HE Yun-bin, PAN Qing-lin, LIU Yuan-fei, et al. Effects of Minor Scandium and Zirconium on Microstructure and Tensile Properties of Al-Zn-Mg-Cu Alloys[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2005, 33(9): 41-43.
- [21] YU Kun, LI Wen-xian, LI Song-rui, et al. Mechanical properties and microstructure of aluminum alloy 2618 with Al₃(Sc, Zr) phases[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 368: 88-93.

(编辑 陈灿华)