



Cu 含量对含 Sc 铝锂合金显微组织和力学性能的影响

龚 铸, 郑子樵, 贾 敏, 桑冯建, 陈向荣

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 通过显微硬度测试、常规拉伸性能测试、扫描电镜和透射电镜等观察手段研究 Cu 含量对含 Sc 铝锂合金显微组织和力学性能的影响。结果表明: 在 Sc 元素含量基本不变的情况下, Cu 含量为 4.2%(质量分数)的合金在均匀化过程中会形成 W(AlCuSc)相, 且该相在固溶时也不会完全溶解到 $\alpha(\text{Al})$ 。在相同 Sc 含量条件下, 随着 $\alpha(\text{Al})$ 中 Cu 含量的下降, $w(\text{Cu})/w(\text{Sc})$ 变小, 均匀化后形成的 W 相数量会明显降低, 直至消失。由于 W 相对合金力学性能不利, 其数量的减少可以增加合金中有效固溶 Cu 原子的数量, 从而提高合金性能, W 相的形成抑制合金中 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子的析出形成。

关键词: 铝锂合金; AlCuSc 相; Cu 含量; 力学性能; 显微组织

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

铝锂合金具有低密度高强度的特点, 被广泛应用于航空航天领域。微合金化是提高铝锂合金性能的主要手段, 其中, Sc 元素在合金中的微合金化作用受到了大家的广泛关注。BIRT 等^[1]的研究结果表明, 在 Al-Mg-Li 合金中添加少量的 Sc 元素, 可以大幅度提高合金的屈服强度, 由于在铝合金中加入 Sc 元素后形成的 Al_3Sc 粒子^[2-3], 不仅起到弥散强化作用, 而且可以起到阻碍再结晶和细晶强化的作用。在 Al-Li 合金中添加 Cu 元素会大幅提高合金强度, 由于添加 Cu 元素之后, 合金经过时效会析出大量的 $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ 相, 该相具有很好的钉扎位错的作用^[4], 从而强化合金性能。但是, 有研究表明^[5], 在高 Cu 铝合金中添加 Sc 元素后会形成 W 相(AlCuSc 相), 而降低合金强度。GAZIZOV 等^[6]在研究 Al-Cu-Mg-Ag-Sc 体系合金的组织演变过程时, 发现合金在均匀化之后形成了典型的 W 相。JIA 等^[7]在 Al-4Cu-Li 合金中添加 Sc 元素后也发现了 AlCuSc 三元相(W 相)。但在低 Cu 或者无 Cu 的 Al-Li 合金中添加 Sc 元素之后, Sc 元素往往形成 Al_3Sc 粒子并被 $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ 相包裹, 以 $\text{Al}_3(\text{Sc,Li})$ 复合粒子的形式存在^[8], 或者以 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 复合粒子的形式存在^[9], 而没有 W 相生成^[10]。因此, Cu 含量对于 W 相的形成具有很重要的影响。为此, 本文作者研究 Cu 含量对含 Sc 铝锂合金 W 相生成及力学性能的影响。

1 实验

本研究设计 4 种 Cu 含量不同的实验合金, 其合金成分如表 1 所列。采用高纯 Al 及 Li, 工业纯 Cu 以及含 Al-Sc 中间合金和 Al-Zr 中间合金为原料配制试验用合金, 在氩气保护下浇铸。铸锭在 $(470\text{ }^\circ\text{C}, 8\text{ h})+(520\text{ }^\circ\text{C}, 24\text{ h})$ 双级均匀化处理后经切头、铣面、热轧和冷轧等工序获得 2 mm 厚的板材。固溶处理制度为 $(530\text{ }^\circ\text{C}, 1\text{ h})$, 室温水淬之后在 $160\text{ }^\circ\text{C}$ 下进行 6%-T8 态人工时效处理。

硬度测试在 MTK1000A 显微硬度计上进行, 负荷为 1.96 N, 加载时间为 15 s。拉伸样品是沿板材轧制方向截取和加工的板状样, 采用 MTS-858 型试验机进行拉伸性能测试, 拉伸速率为 2 mm/min。SEM 观察在 FEI Quanta200 型环境扫描电镜上进行, 加速电压为 15kV。X 射线物相分析在 Rigaku D/max2500 型 X 射线衍射仪上进行, 采用 Cu K_α 发射源, 管电压为 36 kV, 扫描速度为 $4\text{ }^\circ/\text{min}$ 。显微组织观察在 TecnaiG²20 型电镜上进行, 加速电压为 200 kV。扫描透射观察(STEM)在 Titan G2 60-300 上进行。透射电镜观察样品经机械预减薄后双喷穿孔而成, 电解液是

表 1 合金名义(实测)成分表

Table 1 Chemical composition of four measured alloys					
Alloy	Mass fraction/%				
No.	Cu	Li	Sc	Zr	Al
J1	4.2(4.18)	1.0(0.83)	0.1(0.076)	0.1	Bal.
J2	3.4(3.22)	1.0(0.97)	0.1(0.063)	0.1	Bal.
J3	2.5(2.44)	1.0(0.88)	0.1(0.075)	0.1	Bal.
J4	1.0(0.99)	1.0(0.92)	0.1(0.079)	0.1	Bal.

25%硝酸+75%的甲醇混合液(体积分数), 采用液氮冷却, 温度低于-20 ℃。

2 实验结果

2.1 时效硬化效应

图 1 所示为合金 J1~J4 在 6%预变形后 160 ℃-T8 态时效硬化曲线。由图 1 可以看出, 4 种实验合金时效硬化行为基本类似, 在时效初期合金硬度快速上升, 到达峰值后, 随着时效时间的延长, 合金硬度值略有下降。随着合金 Cu 含量的下降, 合金的硬度值会随之下降, 当合金中的 Cu 含量降低到 3%(质量分数)以下后, 合金峰值时效硬度值下降明显, 且时效响应速度明显变慢。J4 合金在实验过程中, 硬度值一直缓慢

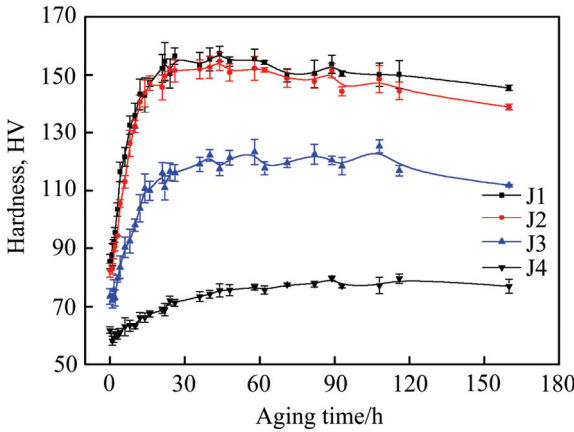


图 1 合金 J1-J4 的时效硬化曲线
Fig. 1 Aging hardening curves of alloys J1-J4

增加, 没有出现明显的峰值时效特征。虽然 J2 合金的 Cu 含量比 J1 合金的 Cu 含量大约降低了 1%(质量分数), 但时效硬度值仅略低于 J1 合金的, J1 和 J2 合金的时效强化效果相近, 且峰值时效时间都在 20 h 到 30 h 之间。

2.2 常规拉伸性能

图 2 所示为不同 Cu 含量合金的拉伸性能曲线。由图 2 可以看出, 4 种合金的 T8 态时效拉伸性能曲线

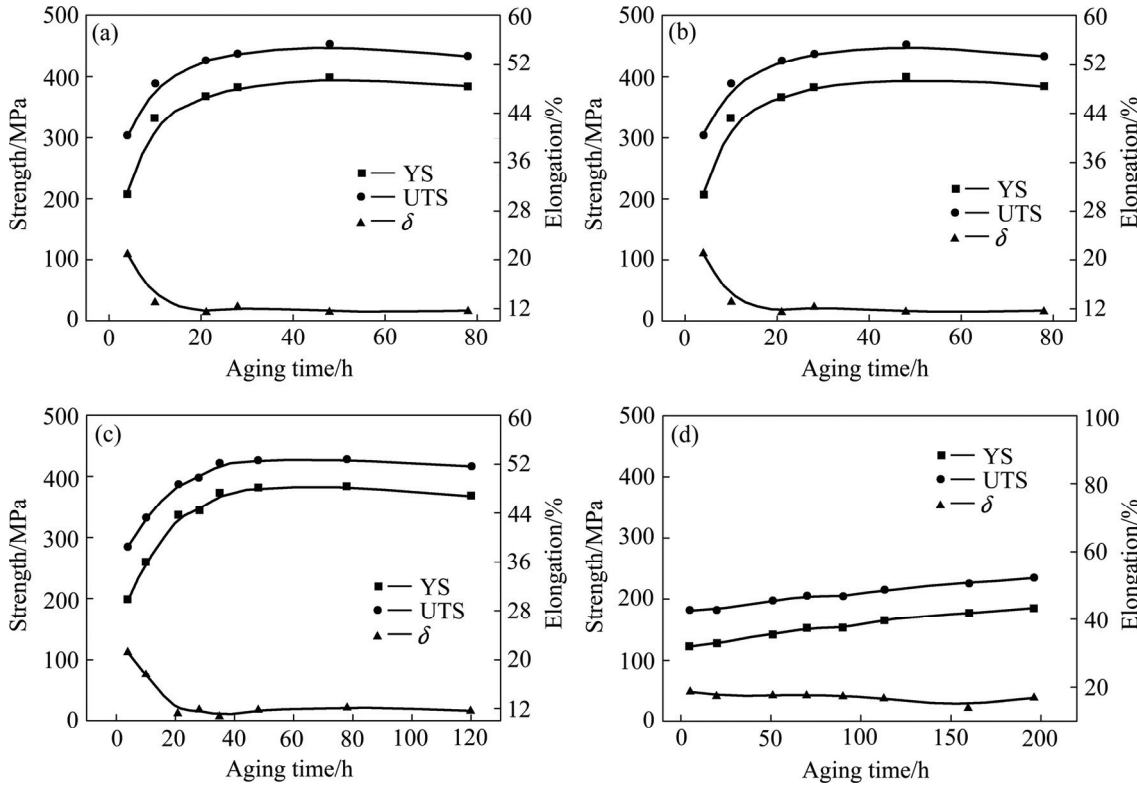


图 2 不同 Cu 含量合金的拉伸性能曲线
Fig. 2 Tensile curves of alloys with different Cu contents: (a) Alloy J1; (b) Alloy J2; (c) Alloy J3; (d) Alloy J4

与硬度曲线趋势基本一致,但是 J4 合金中看不到峰值,强度值随着时效时间的延长一直升高。另外,随着 Cu 含量的降低,合金抗拉强度(UTS)和屈服强度(YS)都明显下降,伸长率(δ)也随之升高。4 种合金的峰值力学性能如表 2 所列。由表 2 可以看出,J1 合金的强度最高,抗拉强度达到 453.6 MPa,屈服强度为 400 MPa,J2 合金与 J1 合金的抗拉和屈服强度都相差不多,在 20 MPa 左右,分别为 427 MPa 和 382 MPa,但是峰值时效时间都为 48h。J3 合金的强度则大大降低,抗拉强度为 357 MPa,屈服强度为 308.5 MPa,与 J2 合金的相差近 80 MPa,峰值时效时间则推迟到 77 h。J4 合金的强度最低,抗拉强度仅有 235.1 MPa,屈服强度仅为 184.4 MPa,与 J3 合金的相差 120 MPa,一直到 196 h 都没有明显的峰值时效位置。

2.3 均匀化后的 SEM 组织特征

图 3 所示为不同 Cu 含量合金均匀化态的 SEM 像。从图 3 中可以看出,不同铜含量合金中的组织形貌差别非常大。含 4.2%Cu(质量分数)的 J1 合金中遍布呈串状分布的白色颗粒,数量很多(见图 3(a));含 3.4%Cu

表 2 4 种合金 T8 态峰值时效的力学性能

Table 2 Mechanical properties of four alloys at T8 temper

Alloy No.	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	Aging time/h
J1	453.6	400	11.5	48
J2	427.2	382	11.8	48
J3	357	308.5	13.4	77
J4	235.1	184.4	17	196

(质量分数)的 J2 合金组织中则要干净许多,白色第二相的数量已经大大减少,但是还是能够明显看到一些具有与图 3(a)中相同形貌的第二相颗粒,如图 3(b)中箭头所示。图 3(c)中显示的是含 Cu 2.5%(质量分数)的 J3 合金,可以看出,合金内已经变得非常干净,基本上没有呈串状分布的粗大白色第二相,只有少量零星分布的白色颗粒,且尺寸较小。图 3(d)中含 Cu 量 1.0%(质量分数)的 J4 合金均匀化后显微组织形貌与 J3 合金的非常相近,组织内仅有少量孤立的白色第二相。

图 4 所示为图 3 中白色典型第二相的成分分析。从图 4(a)和(b)的能谱分析结果可以看出,J1 合金和 J2

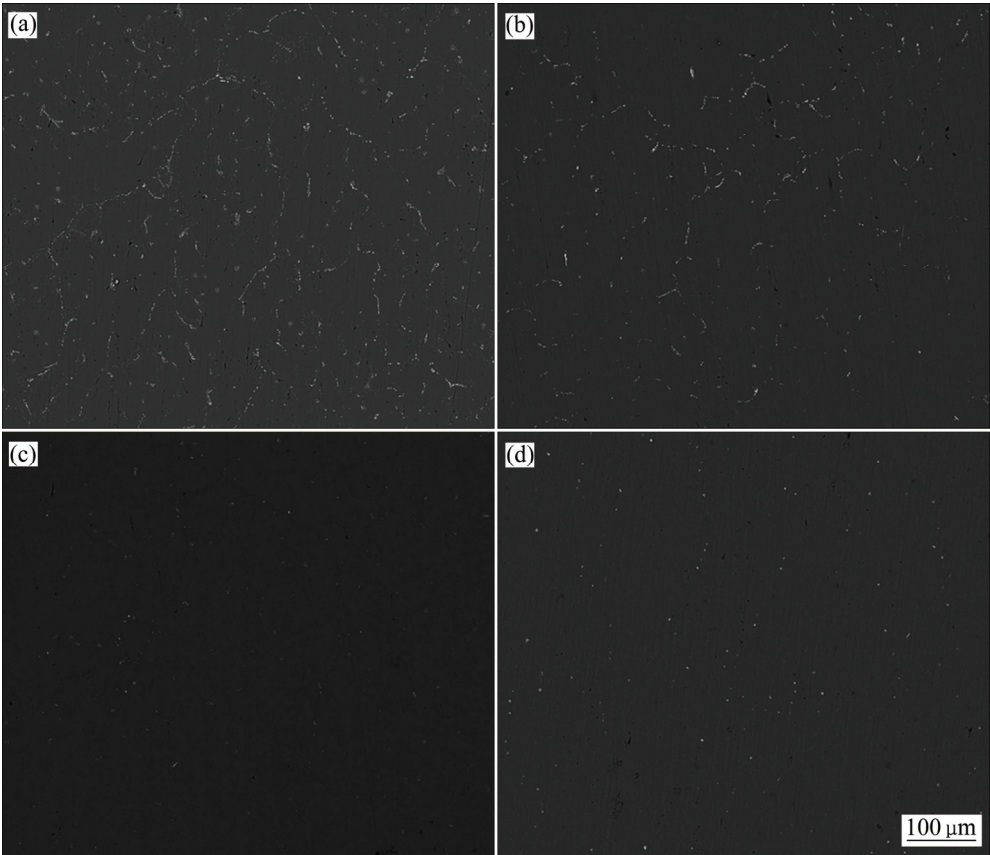


图 3 不同 Cu 含量合金均匀化态的 SEM 像

Fig. 3 SEM images of homogenized alloys with different Cu contents: (a) Alloy J1; (b) Alloy J2; (c) Alloy J3; (d) Alloy J4

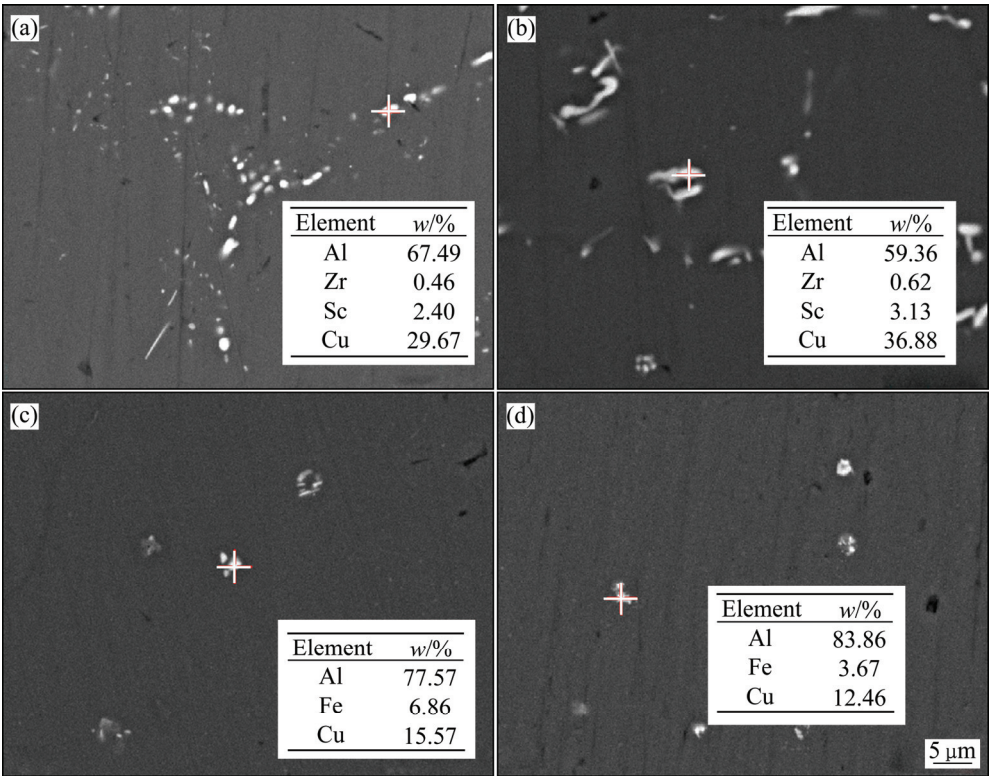


图 4 4 种均匀化合金非平衡第二相的 EDX 成分分析

Fig. 4 EDX analysis of non-equilibrium phases in four homogenized alloys: (a) Alloy J1; (b) Alloy J2; (c) Alloy J3; (d) Alloy J4

合金中的白色粗大第二相主要含有 Al、Cu 和 Sc 元素, Sc 元素含量较高, 很明显为 AlCuSc 相^[5]。而 J3 和 J4 合金中的白色第二相非常稀疏, 相同倍数的视场内只有若干个颗粒, 且呈松散状, 从成分分析可以得到, 具有这种形貌的第二相为 AlFeCu 杂质相。在选取的观察区域内, 都没有看到含有 Al、Cu、Sc 元素的三元相。这说明当 Cu 含量降低到 3%(质量分数)以下后, 合金经均匀化后不再含有三元 AlCuSc 相。

2.4 XRD 物相分析

图 5 所示为 J1 合金均匀化之后的 XRD 谱及相应的物相分析结果。由图 5 可以看到一个 Al₂Cu 的衍射峰, 峰强很弱。而在 2θ=42°附近有 AlCuSc 衍射峰出现。XRD 分析结果说明 J1 合金在均匀化之后, 合金组织中仅存在 Al₂Cu 和 AlCuSc 相。但是合金在经过均匀化之后, 合金中并没有 Al₃Sc 二元相的存在。这与 SEM 的结果一致。

2.5 固溶态 SEM 组织特征

对不同 Cu 含量的 4 种合金固溶态组织进行 EDX 能谱分析。从图 6(a)和(b)的分析结果可以看出, J1 和 J2 合金经过固溶处理之后, 白色粗大相仍然为含有

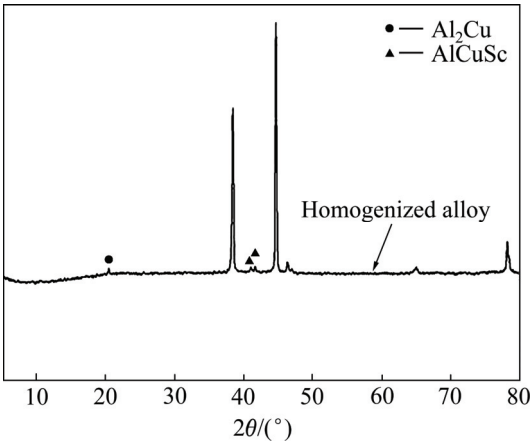


图 5 均匀化 J1 合金的 XRD 谱

Fig. 5 XRD pattern of J1 alloy after homogenization

Al、Cu 和 Sc 元素的相, 这说明 AlCuSc 相在经过固溶处理之后, 并没有完全溶解。J3 和 J4 合金中的第二相粒子在固溶之后较均匀化态变得更少。从成分分析中看出, 第二相粒子为 AlFeCu 相, 并没有出现 AlCuSc 相。

2.6 时效后 TEM 组织特征

图 7 所示为 4 种合金 T8 态峰时效(对应于表 2)的

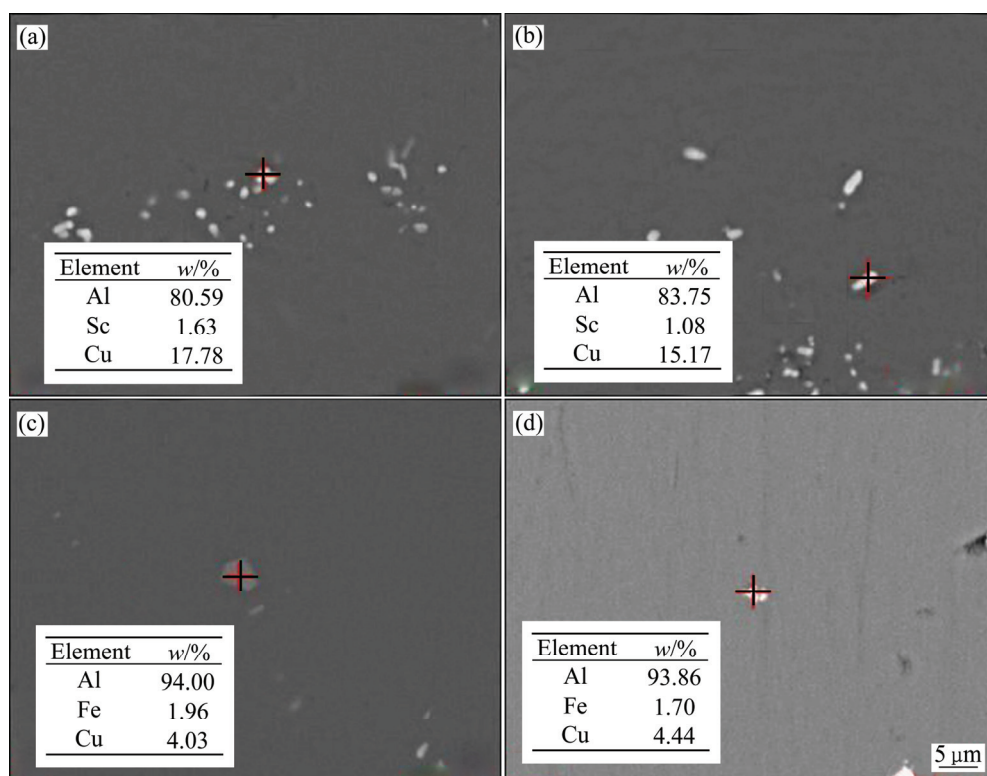


图 6 固溶态 4 种合金的形貌及 EDX 成分分析

Fig. 6 Morphologies and EDX analysis of non-equilibrium phases of four solid-solution alloy: (a) Alloy J1; (b) Alloy J2; (c) Alloy J3; (d) Alloy J4

TEM 像。图 7(a)、(c)、(e)和(g)所示为电子束沿 $\langle 001 \rangle$ 方向入射,操作矢量为 $g=\langle 110 \rangle$ 的 θ' 相中心暗场像。图 7(b)、(d)、(f)和(h)所示为电子束沿 $\langle 112 \rangle$ 方向入射的 T_1 相的中心暗场相。从图 7 可以看出,4 种合金中的主要析出强化相都为 T_1 相和 θ' 相,但其数量及尺寸并不相同。从相应的 TEM 暗场形貌可以看出,J1 合金和 J2 合金的 Cu 含量虽然相差 1%,但是两种合金 θ' 相的数量和尺寸相差不大,仅有 T_1 相析出的数量以及尺寸有些许差别,如图 7(a)~(d)所示。同时在 J2 合金中观察到了一定数量的球形粒子,尺寸 100 nm 左右,如图 7(c)中箭头所示。从图 7(c)中 $\langle 001 \rangle$ 方向的衍射斑可以清楚观察到在 Al 基体斑点的 1/2 处存在明显的 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相的超点阵衍射斑,而 HAADF 下的面扫描分析也说明球形粒子就为 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子(见图 8)。但是 J1 合金中并未发现球形粒子的存在,也不存在相应的斑点。图 8 中析出相的分布说明 W 相的形成对合金时效析出相的形成数量有一定的影响。J2 合金中的 Cu 含量相比 J1 合金中的下降,但是降低 W 相的形成数量,从而使合金中有效 Cu 原子数量增加,相应提高了合金中 θ' 相和 T_1 相的析出密度,基本与 J1 合金持平,同时, W 相形成的减少又增加 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 形成

的几率。

随着 Cu 含量的进一步降低(见图 7(e)~(h)),合金 J3 和 J4 中 θ' 相析出的数量大幅降低,尤其是 J4 合金中几乎没有 θ' 相析出,两合金中相应的 θ' 相的斑点变得非常微弱,合金中 T_1 相虽然尺寸变得较小,析出数量相较于 J1 和 J2 合金却大幅降低。但由于 Cu 含量的降低,同样在 J3 和 J4 两合金中观察到了球形 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子,如图 7(e)和(g)中箭头所示,并且从图 7(g)中可以清楚看出球形粒子呈现双层壳/核结构。从 4 种合金峰值时效的 TEM 像可以充分说明, W 相和 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 具有竞争析出的关系。

3 分析与讨论

在本研究中,J1 和 J2 合金中发现了 W 相,而 J3 和 J4 合金中并没有发现 W 相。就合金成分来讲,4 种合金中 Sc 元素的含量都是一样的,只是 Cu 元素含量有差别。NAKAYAMA 等^[11]的研究结果表明,Al-2.5Cu-0.23Sc(质量分数,%)合金在 300~460 °C 热处理没有发现 W 形成,并且 KHARAKTEROVA 等^[12]也

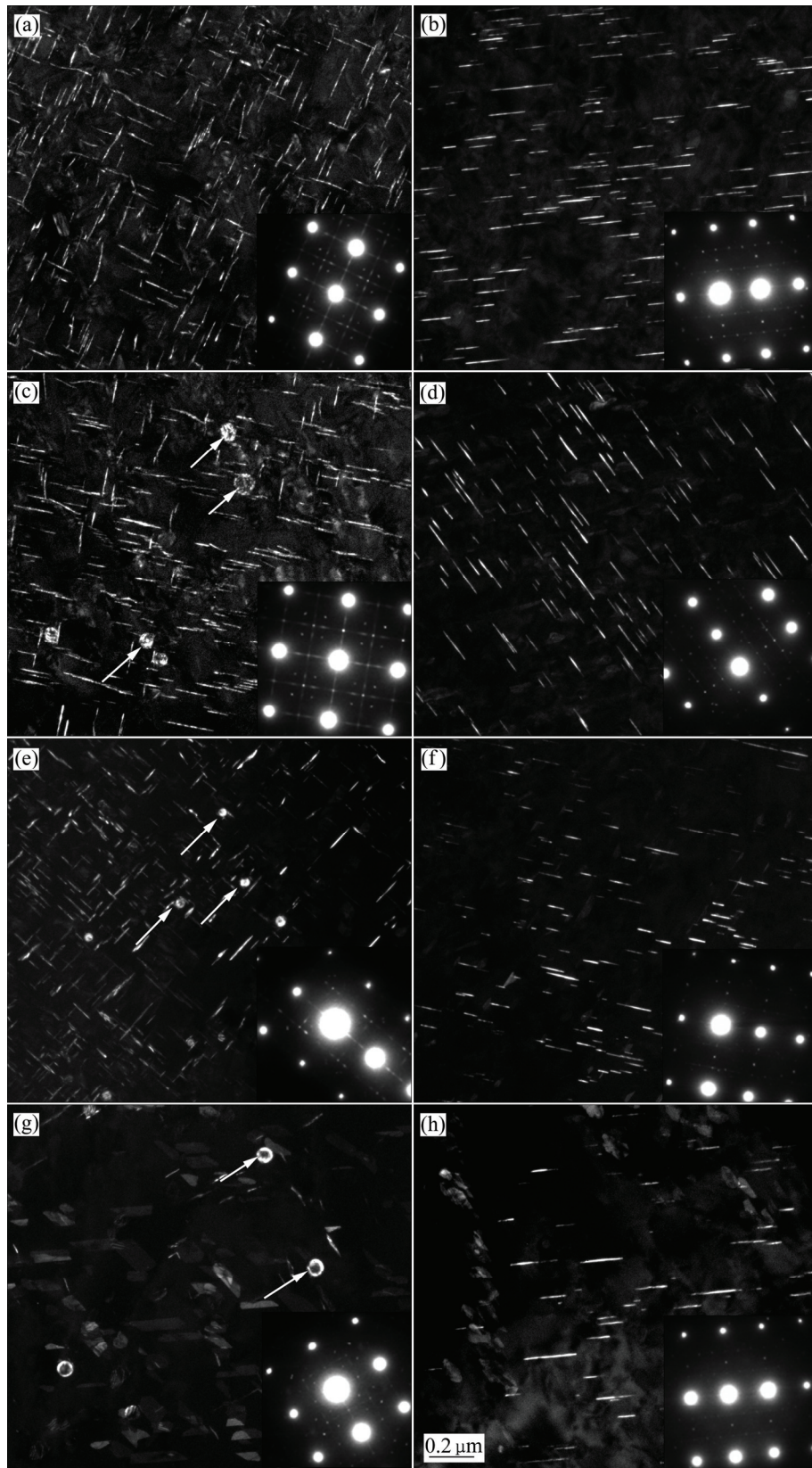


图 7 合金 T8 峰值时效后的 TEM 暗场像及相应衍射斑

Fig. 7 TEM images of alloys peak-aged in T8 condition and corresponding SAED patterns: (a) Alloy J1, θ' phase, $b=\langle 001 \rangle_a$; (b) Alloy J1, T1 phase, $b=\langle 112 \rangle_a$; (c) Alloy J2, θ' phase, $b=\langle 001 \rangle_a$; (d) Alloy J2, T1 phase, $b=\langle 112 \rangle_a$; (e) Alloy J3, θ' phase, $b=\langle 001 \rangle_a$; (f) Alloy J3, T1 phase, $b=\langle 112 \rangle_a$; (g) Alloy J4, θ' phase, $b=\langle 001 \rangle_a$; (h) Alloy J4, T1 phase, $b=\langle 112 \rangle_a$

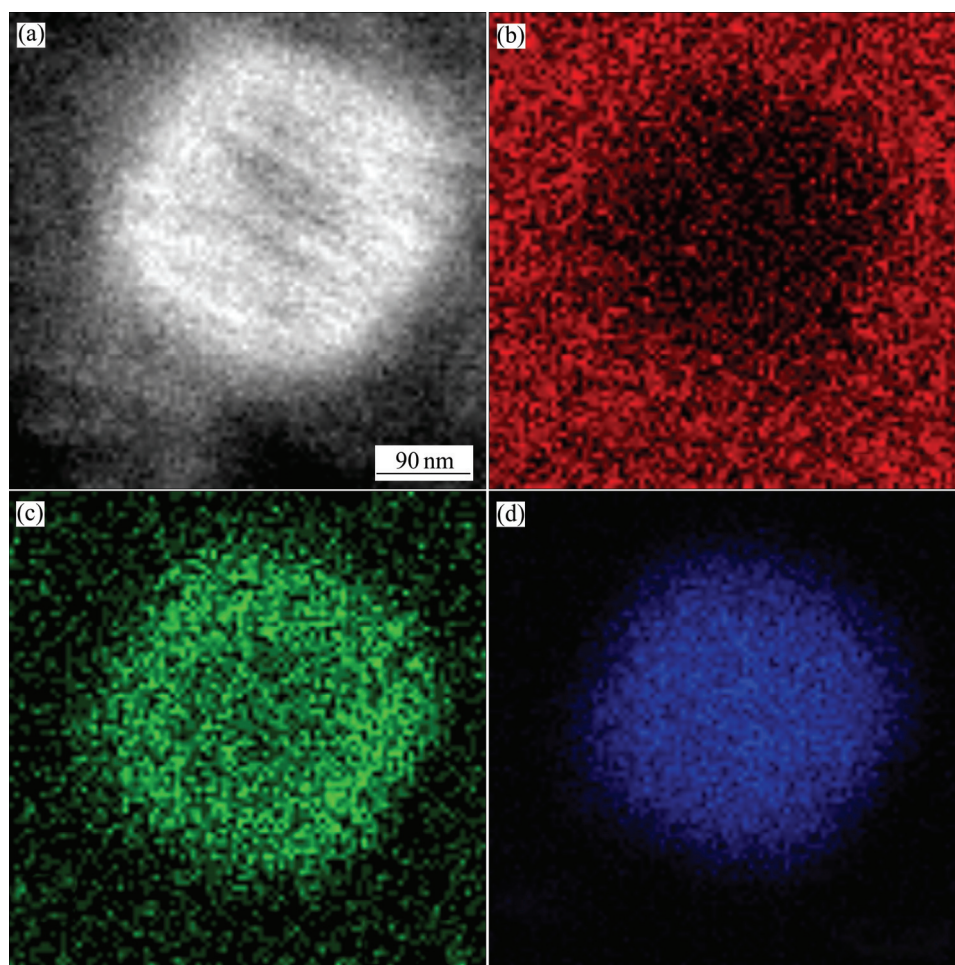


图 8 壳/核析出相的 STEM 面扫元素分布图

Fig. 8 STEM mappings of core/shell precipitate: (a) HADDF; (b) Al; (c) Zr; (d) Sc

没有在 Al-4.40Cu-0.48Sc(质量分数, %)合金 100~450 °C 热处理时发现 W 相的存在。由此可以看出, 上述两种合金虽然 Cu 含量较高, 但是 Sc 元素的含量也相对较高, 这说明并不是 Cu 元素和 Sc 元素含量的绝对多少影响 W 相的形成过程, 而是 Cu 元素和 Sc 元素的相对含量影响 W 相的形成。根据本研究中 4 种合金的实测成分, 可得 J1-J4 合金的 $w(\text{Cu})/w(\text{Sc})$ 分别为 55、51、32、12。图 3 和 4 的实验结果表明, 随着 $w(\text{Cu})/w(\text{Sc})$ 的下降, W 相的形成数量明显下降, J2 合金中的 W 相几乎比 J1 合金的少了一半以上; 当 $w(\text{Cu})/w(\text{Sc})$ 下降到一定程度时, 合金中已经观察不到 W 相了。从 Al-Cu-Sc 三元相图^[13]也可以得到, 在高铜低钪成分范围内, 就会有 W 相形成, 在低铜高钪成分范围内, 不会存在 W 相的相区, 而是存在 Al_3Sc 相的相区。CHEN 等^[10]在 Al-2.5Cu-0.3Sc 合金中没有发现 W 相, 这是由于上述合金体系 $w(\text{Cu})/w(\text{Sc})$ 仅有 8.3, Cu 含量较低, Sc 含量较高, 不会形成 W 相。所以, 在含 Sc 的 Al-Cu 合金内, 当 Cu 含量较高时, 比较容易形成 W 相, 确

切地说, 当 $w(\text{Cu})/w(\text{Sc})$ 较高时, 比较容易产生 W 相 (Cu、Sc 含量在合理范围内)。

$\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相是高温析出相^[14-16], 在合金中一般只有 3 个阶段可以形成: 1) 均匀化阶段; 2) 热加工阶段; 3) 高温时效阶段。在本实验过程中, 只有均匀化阶段和热加工阶段有可能生成 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相。由上述可知, W 相的形成会消耗基体中的 Sc 原子, 必然会抑制 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相的形成, 因此, 在均匀化阶段, 二者的形成是呈竞争关系的。从图 3 中可以看出, 从 J1 到 J4 合金, 随着 Cu 元素含量的下降, W 相的形成数量是递减的, 尤其是 J3 和 J4 合金中已几乎没有 W 相形成, 此时合金中的 Sc 原子不会被 Cu 原子消耗形成三元 AlCuSc 相, 当热力学条件达到时, 合金中过饱和固溶在基体内的 Sc 原子就会形成常见的 L12 型 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相。图 7(a)、(c)、(e) 和 (g) 所示的 TEM 像也证实这一点。

由合金的硬度曲线和拉伸性能曲线可知, 合金的强度随着 Cu 含量的降低而降低, 抗拉强度之间的差

值依次为 26、70.2 和 122.1 MPa, J3 和 J4 强度下降非常明显,但是 J1 和 J2 之间的强度差别较小。由 TEM 像可以看出, J1 合金的 θ' 相和 T_1 相析出数量和尺寸与 J2 合金的相差不大,这应该是两个合金强度相差不大的根本原因。由合金均匀化的 SEM 像可以看出, J1 合金和 J2 合金在均匀化之后都形成了 W 相,而且 J1 合金中这种粗大的第二相粒子数目明显多于 J2 合金的,固溶处理之后 W 相也没有发生溶解(见图 6)。合金中 W 相的生成,消耗合金中的大量 Cu 原子,使得固溶处理时能溶入固溶体的 Cu 原子含量急剧下降。对于 Al-Cu-Li 系合金,主要强化相是 T_1 和 θ' 相,而 Cu 元素是形成这两种相以提高合金强度的主要元素,虽然 J1 合金的 Cu 含量较高为 4.2%,但是合金中形成了大量的 W 相,可以形成含 Cu 强化相的有效 Cu 原子的数量大大降低,而 J2 合金的 Cu 含量为 3.4%,低于 J1 合金的,但是合金中 W 相的形成减少了一半以上,被 W 相消耗的 Cu 原子数量大为减少,在时效过程中可以形成含 Cu 强化相的有效 Cu 原子相对增多, J1 和 J2 合金固溶体中的 Cu 原子含量相差无几,所以两种合金中的析出相数量和尺寸差不多。而且 J2 合金中析出的 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子也有钉扎位错的作用^[17],对合金的强度有一定的益处,所以 J1 和 J2 合金的强度相差不大。对于 J3 和 J4 合金, Cu 含量已经分别降低到 2.5%和 1.0%(质量分数),虽然没有 W 相的形成,但是基体中固溶的 Cu 元素已经大幅度降低,由图 6 可以看出,合金峰值时效后强化相 T_1 相和 θ' 相的析出数量比 J1 和 J2 合金已经大幅度减少。J4 合金中已经几乎没有出现 θ' 相,析出相数量的减少造成了强度的巨大差别,所以 J3 和 J4 合金的强度相较于 J1 和 J2 合金的大大降低。

4 结论

1) $w(Cu)/w(Sc)$ 对合金显微组织中的 W 相的形成有很大的影响,在 Sc 元素含量基本不变的情况下,随着 Cu 含量的下降,均匀化后形成的 W 相数量会明显降低。3.4%Cu(质量分数)合金 J2 中的 W 相的数量仅为 4.2%Cu(质量分数)合金 J1 的一半,当 Sc 含量不变,而 Cu 含量降低到 3%以下后,即 $w(Cu)/w(Sc)$ 小于 32 以后, W 相基本不会形成。

2) W 相与 $Al_3(Sc,Zr)$ 相有竞争析出的关系,由于 W 相的形成会消耗合金中的 Sc 原子,当合金内部产生 W 相时, $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子就难以形成。

3) 随着 Cu 含量逐步降低,合金的力学性能会逐

渐降低,但是 3.4%Cu(质量分数)合金的力学性能可以近似达到 4.2%Cu(质量分数)合金。其原因是由于 3.4%Cu(质量分数)合金中的 W 相数量比 4.2%Cu(质量分数)中的 W 相数量减少了近一半,其数量的减少会增加合金中有效固溶 Cu 原子的数量,从而提高合金性能。

REFERENCES

- [1] BIRT M J, HALFEY R A, WAGNER J A. The fracture resistance of 1420 and 1421 Al-Mg-Li alloys[J]. Scripta Metallurgica Materialia, 1993, 28(8): 919-923.
- [2] IWAMURA S, NAKAYAMA M, MIURA Y. Coherency between Al_3Sc precipitate and the matrix in Al alloys containing Sc[J]. Materials Science Forum, 2002, 396/402: 1151-1156.
- [3] STARINK M J, GAO N, KAMP N, WANG S C, PITCHER D P, SINCLAIR I. Relations between microstructure, precipitation, age-formability and damage tolerance of Al-Cu-Mg-Li(Mn,Zr,Sc) alloys for age forming[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 417(1/2): 241-249.
- [4] LAVERNIA E J, SRIVATSAN T S, MOHAMED F A. Review strength, deformation, fracture behavior and ductility of aluminum-lithium alloy[J]. Journal of Material Science, 1990, 25(2): 1137-1158.
- [5] DAVYDOV V, ROSTOVA T, ZAKHAROV V, FILATOV Y A, YELAGIN V I. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280(1): 30-36.
- [6] GAZIZOV M, TELESOV V, ZAKHAROV V, KAIBYSHEV R. Solidification behavior and the effects of homogenization on the structure of an Al-Cu-Mg-Ag-Sc alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(39): 9497-9507.
- [7] JIA M, ZHENG Z Q, GONG Z. Microstructure evolution of the 1469 Al-Cu-Li-Sc alloy during homogenization[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 614: 131-139.
- [8] KOLOBNEV N. Aluminum-lithium alloys with scandium[J]. Metal Science and Heat Treatment, 2002, 44(7): 297-299.
- [9] BOOTH C, MORRION, MAO Z, DIAZ M, DUNAND D C, WOLVERTON C, SEIDMAN D N. Roll of silicon in accelerating the nucleation of $Al_3(Sc,Zr)$ precipitates in dilute Al-Sc-Zr alloy[J]. Acta Materialia, 2012, 60(12): 4740-4752.
- [10] CHEN B, LIU G, WANG R, ZHANG J Y, JIANG L, SONG J J, SUN J. Effect of interfacial solute segregation on ductile fracture of Al-Cu-Sc alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1676-1690.
- [11] NAKAYAMA M, OKUYAMA T, MIURA Y. Interaction between θ' - Al_2Cu and Al_3Sc in the heterogeneous precipitation in an Al-Cu-Sc alloy[J]. Materials Science Forum, 2000, 331/337: 927-932.
- [12] KHARAKTEROVA M, ESKIN D, TOROPOVA L. Precipitation

- hardening in ternary alloys of the AlScCu and AlScSi system[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(7): 2285–2290.
- [13] RAGHAVAN V. Al-Cu-Sc (Aluminum-copper-scandium)[J]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2010, 31(6): 554–555.
- [14] KEITH, KNIPLING, RICHARD A KARNESKY, LEE C P, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Precipitation evolution in Al-0.1Sc, Al-0.1Zr and Al-0.1Sc-0.1Zr(at.%) alloys during isochronal aging[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(15): 5184–5195.
- [15] 尹登峰, 郑子樵, 余志明. Sc对Al-Li-Cu-Mg-Ag-Zr合金组织和性能的影响[J]. *稀有金属材料科学与工程*, 2003, 32(9): 736–739.
- YIN Deng-feng, ZHENG Zi-qiao, YU Zhi-ming. Effects of Sc addition on the microstructure and properties of Al-Li-Cu-Mg-Ag-Zr alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2003, 32(9): 736–739.
- [16] 王芝秀, 郑子樵, 李海. 少量Sc对Al-Mg-Cu-Li-Zr合金组织与性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2008, 29(2): 90–94.
- WANG Zhi-xiu, ZHENG Zi-qiao, LI Hai. Effect of minor Sc addition on microstructure and properties of Al-Mg-Cu-Li-Zr alloy[J]. *Transaction of Materials and Heat Treatment*, 2008, 29(2): 90–94.
- [17] DENG Y, XU G F, YIN Z M, LEI X F, HUANG J W. Effects of Sc and Zr microalloying additions on the recrystallization texture and mechanism of Al-Zn-Mg alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 580: 412–426.

Effects of Cu content on microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Li-Sc alloy

GONG Zhu, ZHENG Zi-qiao, JIA Min, SANG Feng-jian, CHEN Xiang-rong

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of Cu content on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Li-Sc alloys were investigated by microhardness test, tensile test, scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) observations. The results indicate that the alloys with high Cu content will precipitate W(AlCuSc) phase during homogenization when the Sc content is same, and the W phase will not dissolve into the α (Al) at solution treatment. The amount of W phase will decrease with the reduction of Cu content while the Sc content is the same. Because of the deleterious effects of W phase on the mechanical properties, the content of Cu atoms in α (Al) improves, the precipitation of θ' and T_1 phases improve the mechanical properties after aging. The formation of Al(Sc,Zr) particles will be inhibited due to the existence of W phase.

Key words: Al-Li alloy; AlCuSc phase; Cu content; mechanical property; microstructure

Foundation item: Project(2013AA032401) supported by the National High Research Development Program of China

Received date: 2015-07-22; **Accepted date:** 2015-12-31

Corresponding author: ZHENG Zi-qiao; Tel: +86-731-88830270; E-mail: s-maloy@csu.edu.cn

(编辑 李艳红)