



高强可焊 7A62 铝合金的成分设计与跨尺度相强化作用

郎玉婧, 周古昕, 王 生, 杜秀征, 乔 丽, 陈 敏, 刘 敏

(中国兵器科学研究院 宁波分院, 宁波 315103)

摘 要: 基于 7A62 铝合金的成分设计, 研究 Zn 含量和 Zn/Mg 质量比对 Al-Zn-Mg 合金强度的影响。采用透射电镜(TEM 和 HREM)详细地研究 7A62 铝合金峰值时效的析出相, 从多个晶体学方向观察了强化析出相的形貌及其与基体的关系。结果表明: Zn/Mg 质量比为 2~3、Zn 含量增加至 6.84%(质量分数)时, 7A62 合金的强度明显增加。峰值时效后, 7A62 合金基体形成了体积分数约 60%、尺寸小于 10 nm 的沉淀强化相和体积分数约 10%、尺寸为 100~200 nm 的弥散强化相。基体主要强化析出相是高密度均匀分布的 η' 相, 与基体呈现半共格和晶体取向关系, 形成较高晶格错配度; 跨尺度位错缠结的弥散强化相是由 Al、Zn、Mg、Mn 元素组成的平衡相。7A62 合金的化学成分和微结构特征使其成为高强可焊的铝合金。

关键词: 7A62 铝合金; 跨尺度; η' 强化相; 晶格错配; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2020)-01-0009-09

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

可焊铝合金结构材料是现代工业发展必不可少的关键材料, 采用新一代高性能可焊铝合金结构材料是满足航空航天、交通运输等领域关键构件轻量化的重要手段和有效途径。AA7039 和 AA7020 铝合金是美国研发的 Al-Zn-Mg 中强铝合金, 作为板材和锻件应用于美国“全焊接结构”的车辆制造^[1-2]。7N01 铝合金是日本研发的 Al-Zn-Mg 中强铝合金, 作为型材应用于日本第二代“全焊接结构”高速铁路车辆和日本新干线^[3]。在 Al-Zn-Mg 合金的基础上, 俄罗斯通过添加合金元素 Sc 和 Zr, 开发了中强可焊的 01975 铝合金^[4]。我国在 20 世纪研发出了中强可焊的 7A52 铝合金, 并作为板材和锻件应用于我国“全焊接结构”的车辆制造^[5]。随着车辆轻量化要求的进一步提高, 周古昕研发出高强可焊 Al-Zn-Mg 铝合金, 2013 年申请合金牌号为 7A62, 该合金与 7A52 铝合金相比, 抗拉强度提高 25%以上, 抗应力腐蚀的极限强度提高 90 MPa 左右; 焊接工艺与 7A52 基本相同, 焊接性能相当, 可与 7A52 进行焊接连接, 焊接兼容性好。目前, 7A62 铝合金板材和锻件已被应用于多种新型特种车辆中。

Al-Zn-Mg 系合金是一种时效强化型合金, 它的组织常为铝基体中包含细小的 η (MgZn₂)和 η' 、粗大的

T(Al₂Mg₃Zn₃)、杂质相 AlMnFe 和 Mg₂Si 等^[6-7]; 其强度主要得益于大量均匀弥散分布半共格 η' , 少量共格 GP 区和 Al₃Zr 相起到补充强化作用, 与基体非共格 η 相强化效果较弱, 而粗大硬脆相会促进变形时裂纹的萌生^[8]。纵观国内外 Al-Zn-Mg 合金的发展, 预设计一种强度明显提升的新型可焊 Al-Zn-Mg 合金, 必须通过合金成分设计调控组织结构以增强合金的力学性能。本文阐述了一种基于高密度跨尺度纳米析出相强化理念设计的 7A62 铝合金, 其强化机制是通过适当增加 Zn 元素含量和采用适中 Zn/Mg 质量比, 实现时效沉淀相最大化析出分散和高密度位错缠绕平衡相的高剪切应力区。这种合金成分设计理念与“材料素化”新概念^[9]异曲同工, 不添加贵重或稀有元素, 通过跨尺度构筑与组织结构调控, 制造少合金化的“素”材料, 大幅度提高材料的综合性能。故本文作者通过 7A62 铝合金的研发, 研究调控 Zn/Mg 比例范围和协同增加 Zn 含量对 Al-Zn-Mg 合金强度的影响规律, 主要通过析出相结构、数量与尺度, 以及其与基体界面关系的表征研究, 分析了 7A62 铝合金化学成分设计对组织调控的影响, 探索讨论 7A62 铝合金跨尺度相的强化作用。

1 实验

实验所用的合金为高纯 99.99%Al、高纯 99.9%Mg、高纯 99.9%Zn，以及中间合金 Al-10Mn、Al-50Cu、Al-2.5Zr、Al-3Ti 等，设计的 Al-Zn-Mg 合金的名义成分列于表 1。合金经 740~760 °C 熔炼铸造、(465 °C, 24 h) 均匀化处理、420 °C 热轧成形、(465 °C, 1 h) 固溶处理、(121 °C, 24 h) T6 峰值时效处理，合金制成 20 mm 厚板材。

化学成分依据 GB/T 7999—2015 采用直读光谱法检测。拉伸试验在 CMT-4105 试验机上完成，拉伸试样沿轧制板材 L-T 方向制取，拉伸速度 2 mm/min。布氏硬度测试在 320HBS-3000 布氏硬度试验机上完成。合金薄膜试样的显微组织在 FEI TECNAI G2 场发射透射电镜上观察，加速电压 200 kV。电镜薄膜样品采用电解双喷减薄技术制备，电解液为 30% 硝酸和 70% 甲醇溶液(体积分数)，电流 50~70 mA，温度控制 -20 °C 左右。采用 Image-Tool 对 TEM 照片中 η' 相和 T 相进行统计。利用材料热力学模拟软件 JMatPro7.0 计算几种典型中强可焊 Al-Zn-Mg 铝合金第二相的平衡析出。

表 1 设计的 Al-Zn-Mg 合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of investigated Al-Zn-Mg alloys

Alloy	Nominal composition	Actual composition, w/%		$m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$
		Zn	Mg	
1 [#]	Al-4Zn-2.5Mg	4.0	2.8	1.43
2 [#]	Al-4.5Zn-2.5Mg	4.4	2.5	1.83
3 [#]	Al-4.5Zn-1.5Mg	4.5	1.4	3.21
4 [#]	Al-4.5Zn-1.0Mg	4.5	1.2	3.75
5 [#]	Al-5Zn-2.5Mg	5.0	2.4	2.08
6 [#]	Al-5.5Zn-2Mg	5.4	1.9	2.84
7 [#]	Al-7Zn-2.5Mg	6.8	2.6	2.62
8 [#]	Al-7.5Zn-1.5Mg	7.5	1.5	5

2 实验结果

2.1 化学成分设计

高强可焊铝合金的成分设计研究采用计算与实验相结合的方法，由于形成平衡相 MgZn_2 的 Zn/Mg 质量比应为 5.27，故试验设计考察 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) \leq 5$ 的

Al-Zn-Mg 合金名义成分。通过试验方法测得设计合金强度值与 Zn/Mg 质量比和 Zn 含量的变化曲线，见图 1，在 $1.43 \leq m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) \leq 3$ 时，合金 1[#]、2[#]、5[#]、6[#] 和 7[#] 的强度随 Zn 含量的增加而增强，合金 7[#] 的 Zn 含量为 6.8% 时，强度可达 550 MPa 以上；在 $3 < m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) \leq 5$ 时，合金 3[#]、4[#] 和 8[#] 的强度也随 Zn 含量的增加而增强，合金 8[#] 的 Zn 含量为 7.5% 时，强度为 500 MPa；而当 Zn 含量一定时， $m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) > 3$ 的合金 3[#] 和 4[#] 的强度低于 $1.43 \leq m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) \leq 3$ 的合金 2[#] 的强度。试验结果表明：合金的强度受 Zn/Mg 质量比值协同 Zn 含量的共同影响， $m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) > 3$ 时合金强度下降明显。由于高强可焊铝合金设计抗拉强度的目标值 ≥ 550 MPa，伸长率 $\geq 7\%$ ，因此，新合金的成分设计 Zn 含量 6.7%~7.4% 以及 Zn/Mg 质量比范围为 2~3 时，该铝合金牌号为 7A62。

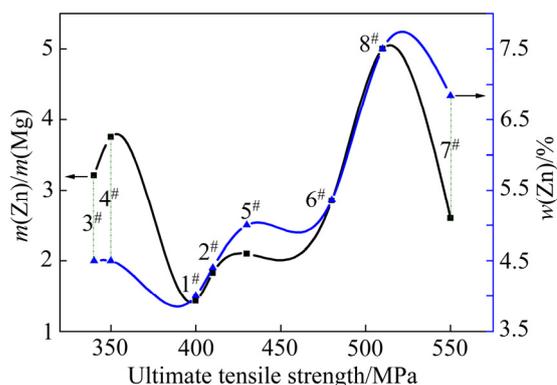


图 1 高强可焊铝合金成分设计的强度值变化曲线

Fig. 1 Strength change curves of high-strength welded aluminum alloy with composition

实测 7A62 铝合金的化学成分如表 2 所列。除 Zn、Mg 元素外，Cu 是 Al-Zn-Mg 系合金中极为重要的元素，它能提高沉淀相的弥散度，改善晶间结构和沿晶腐蚀性能^[10]。7A62 合金中添加并控制 Cu 含量，可使合金具有良好的焊接性、较低应力腐蚀敏感性和淬火敏感性，添加微量的 Mn、Cr、Zr、Ti 元素能够提高合金的再结晶温度和细化铸态组织晶粒，添加极微量 Be 元素可避免大铸锭的热裂倾向，少合金化并控制低含量杂质元素 Fe 和 Si，合金将具有较高的强塑性和良好的加工成形性。

2.2 力学性能

图 2(a) 所示为几种典型的中强可焊 Al-Zn-Mg 合金规定的抗拉强度和伸长率以及 7A62 铝合金设计的目标性能，图 2(a) 所示 01975^[4]、7A52^[11]、7039^[12]、

表 2 7A62 铝合金的实测化学成分

Table 2 Actual chemical composition of 7A62 alloy (mass fraction, %)

Si ¹⁾	Fe ¹⁾	Cu ²⁾	Mg ³⁾	Zn ³⁾	Mn ⁴⁾	Cr ⁴⁾	Zr ⁴⁾	Ti ⁴⁾	Be ⁴⁾
0.028	0.074	0.319	2.63	6.84	0.374	0.138	0.100	0.041	0.0015

1) Impurity elements; 2) Controlled element; 3) Investigated elements; 4) Valuable elements

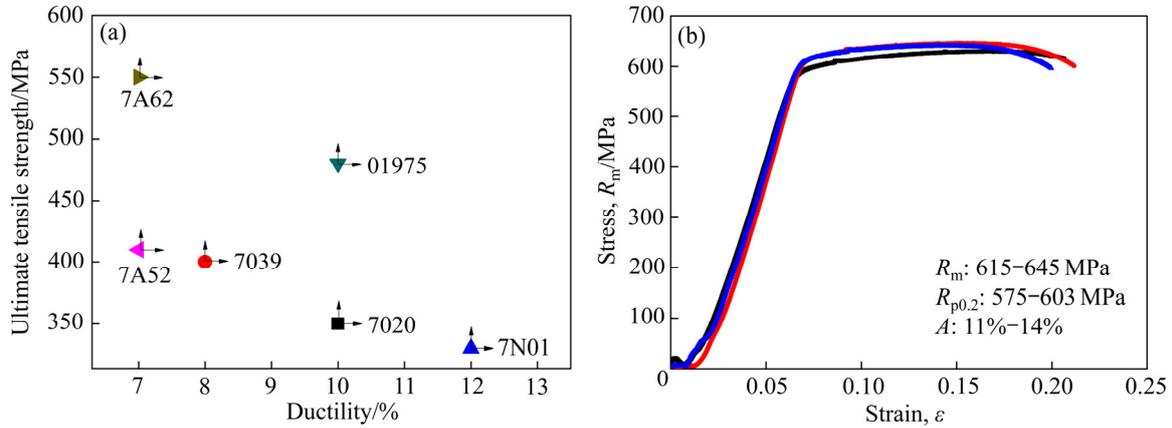


图 2 典型中强可焊 Al-Zn-Mg 合金的标准最小抗拉强度和伸长率变化特点和 7A62-T6 合金的拉伸性能曲线

Fig. 2 Change in minimum ultimate tensile strength and ductility specified for representative medium-strength welded Al-Zn-Mg alloy(a) and tensile curves of 7A62-T6 alloy(b)

7020^[13]、7N01^[3]合金随着强度的增加伸长率减小; 其中 01975 合金中添加了 Sc 元素形成细小弥散的 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子, 提高强度同时具有较高的塑性^[14], 但明显增加合金成本。图 2(b)所示为 7A62-T6 合金的拉伸应力-应变曲线, 实测的抗拉强度、屈服强度以及伸长率分别是 615~645 MPa、575~603 MPa 及 11%~14%。7A62 铝合金表现出更高的时效硬化, 布氏硬度 HB 达 165~175, 抗拉强度和屈服强度较 7A52 铝合金均增加了约 150 MPa, 布氏硬度 HB 增加了约 30, 且没有牺牲合金伸长率, 这一现象超越了铝合金强度-塑性关系特征。拉伸试验和硬度试验结果表明: 采用 $m(Zn)/m(Mg) \approx 2.6$ 同时提高 Zn 含量至 6.84%(质量分数), 更有利于 Al-Zn-Mg 系合金的强化作用; 适当降低 Si、Fe、Cr 的含量, 能有效地提升合金塑性。

2.3 时效强化相

图 3(a)所示为 7A62 合金 T6 时效后纳米析出强化相的形貌, 在基体的晶内中观察到极微小纳米球形沉淀析出相, 析出相粒子尺寸小于 10 nm, 体积分数约 60%(见表 3), 分布细密均匀。变形过程中位错运动必须挣脱这些粒子的阻碍, 即绕过粒子生成位错环或切割粒子形成高剪切应力, 增加合金基体强化效果, 这些高密度分散的小于 10 nm 球形析出相则贡献着

Al-Zn-Mg 系合金的主要强度和硬度性能^[15-16]。图 3(b)所示为 $[\bar{1}\bar{1}1]_{Al}$ 晶带轴的选区电子衍射花样, 可以看出, 除基体 Al 的强斑点以外, 还有明显的附加斑点存在, 这些附加斑点主要来自 η' 相。在 $(\bar{2}0\bar{2})/3$ 位置和 $(\bar{4}\bar{2}\bar{2})/3$ 位置附近团聚斑点即为 η' 相^[6], 在 $(2\bar{2}\bar{4})/3$ 位置附近弱斑点即为 GP 区^[6], 在 $(220)/2$ 位置附近亮斑点则为超点阵结构的 Al_3Zr 相^[17]。这就说明 7A62 铝合金 T6 峰时效时主要析出强化相是弥散 η' 相、GP 区和 Al_3Zr 相强化, η' 相对强度贡献最大。这些相的详细结构特征通过 Al 基体的 $[\bar{1}\bar{1}1]$ 、 $[100]$ 入射方向的高分辨透射电镜(HREM)像进行鉴别。

关于 η' 相结构的公认观点: η' 相具有六方结构, $a=0.496$ nm, $c=1.40$ nm, 形貌为圆片状。沿 $\langle 111 \rangle_{Al}$ 观察, η' 相是直径为 3~4 nm 的圆片状, 沿 $\langle 112 \rangle_{Al}$ 观察, η' 相是长 5~6 nm, 厚 1~2 nm 的长条状。高分辨电镜观察和电子衍射研究表明^[15], Al 晶面间距 $d_{\{111\}_{Al}}=0.234$ nm, η' 相 $[001]$ 晶带轴的晶面间距 $d_{\eta'}=0.496$ nm。图 4(a)所示为在 $[\bar{1}\bar{1}1]_{Al}$ 晶带轴 η' 相的 HREM 像, 大部分呈环形高分辨晶格, 相邻环形晶格中心的距离 0.5 nm, 这与 η' 相的空间晶格点阵常数 $a=0.496$ nm 是一致的。图 4(b)所示为圆片状析出相在 $\{111\}_{Al}$ 面析出, 测得基体铝 $d_{\{111\}_{Al}}=0.237$ nm, 球形析出相 $d_p=0.493$ nm, 再次说明该析出相仍为 η' 相。图

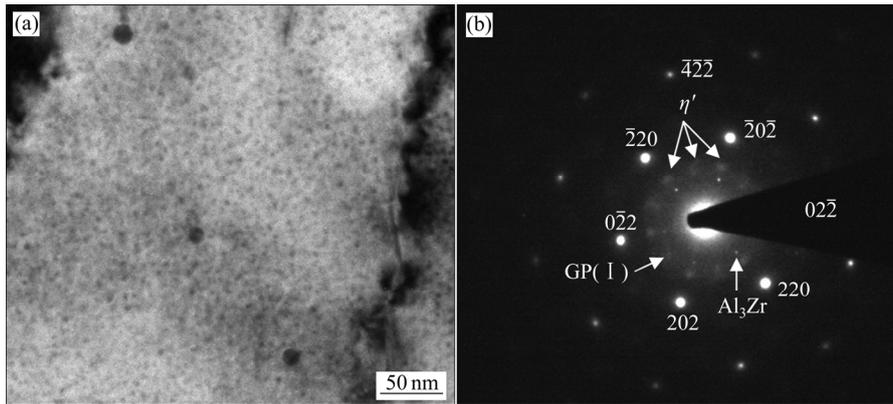


图3 7A62 铝合金 T6 态基体纳米析出相的明场像和 $[\bar{1}11]$ 晶带轴的衍射图

Fig. 3 TEM image of nano precipitated phases of matrix in 7A62 alloy after T6 temper (a) and selected area electron diffraction patterns along $[\bar{1}11]$ zone axis (b)

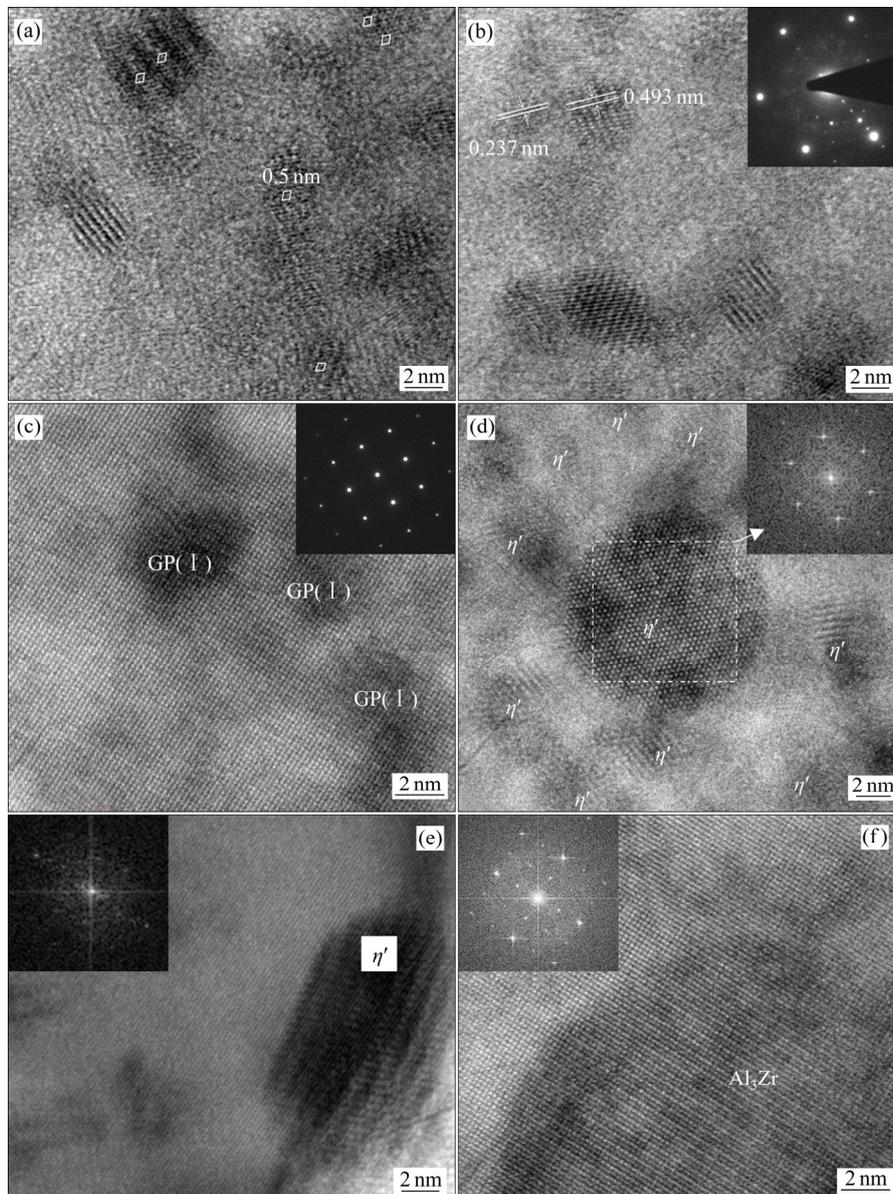


图4 7A62 铝合金 T6 态基体强化相的 HREM 像

Fig. 4 HREM images of strengthen phases of matrix in 7A62 alloy after T6 temper: (a), (b) $[\bar{1}11]$ zone axis; (c) $[001]$ zone axis; (d), (e) $[\bar{1}11]$ zone axis; (f) $[001]$ zone axis

4(a)和(b)中 η' 相与基体局部具有半共格关系, 由于溶质原子与基体原子的半径差较大, 存在错配度使得基体晶格畸变形成应变场, 增加基体强度。

Al-Zn-Mg 系合金中 GP(I)区^[16]是从过饱和固溶体溶质原子中均匀形核, 是 Al、Mg、Zn 原子的团簇, 呈圆片状, 主要存在于 $\{100\}_{\text{Al}}$ 面。图 4(c)所示在 7A62 合金中观察到 $[001]_{\text{Al}}$ 晶带轴的 HREM 像, 析出相应力场衬度明显, 直径约 3~4.2 nm, 与基体完全共格, 形成最小晶格错配, 基体没有发生明显畸变, 保持基体韧性的同时强化合金。过渡相 η' 与基体存在一定的晶体学取向, 并有很匹配的晶格结构, 呈半共格关系, 鉴于结构上 η' 过渡相与基体的差别, 较 GP 区与基体的差别更大些, 故 η' 过渡相是由 GP 区直接演变过来的, 图 4(d)所示为沿 $[\bar{1}11]_{\text{Al}}$ 方向观察到的圆片状 η' 过渡相, 与基体呈半共格关系, 分布弥散, 数量众多, 强化作用显著。在晶界处观察到不连续的析出相, 如图 4(e)所示, 该相仍为 η' 过渡相, 存在于 $\{111\}_{\text{Al}}$ 面, 由于晶界是高扩散率通道, 因此该相尺寸为晶内图 4(b)

中 η' 相形貌的 5~6 倍, 但其仍与基体呈半共格关系, 具有强化晶界的作用。

在 7A62 铝合金中添加 Zr 元素用以细化铸态组织晶粒, 同时在基体中析出纳米级高温强化相, 进一步提高合金的基体强度和高温稳定性。图 4(f)所示为具有超点阵结构的 Al_3Zr 相 HREM 像。 Al_3Zr 相沿 $\{100\}_{\text{Al}}$ 面析出, 为直径约 20 nm 圆球状, 与基体完全共格, 强化相的衬度明显。尽管数量较少(如图 3(a)中 12~20 nm 球状析出相), 但纳米尺度与基体完全共格的 Al_3Zr 粒子起到强化基体的作用, 因此, Zr 是 7A62 铝合金中极为重要的元素之一。

2.4 平衡相

图 5 所示为 7A62-T6 合金基体晶内平衡相 TEM 像。由图 5(a)可以看到, 晶内存在着大量位错结构, 且伴随着近球状的平衡相, 沿轧制方向均匀地分布着, 尺寸在 100~200 nm 左右, 体积分数约 10%(见表 3)。这些平衡相的粒子主要以椭球形和长棒状形貌为主

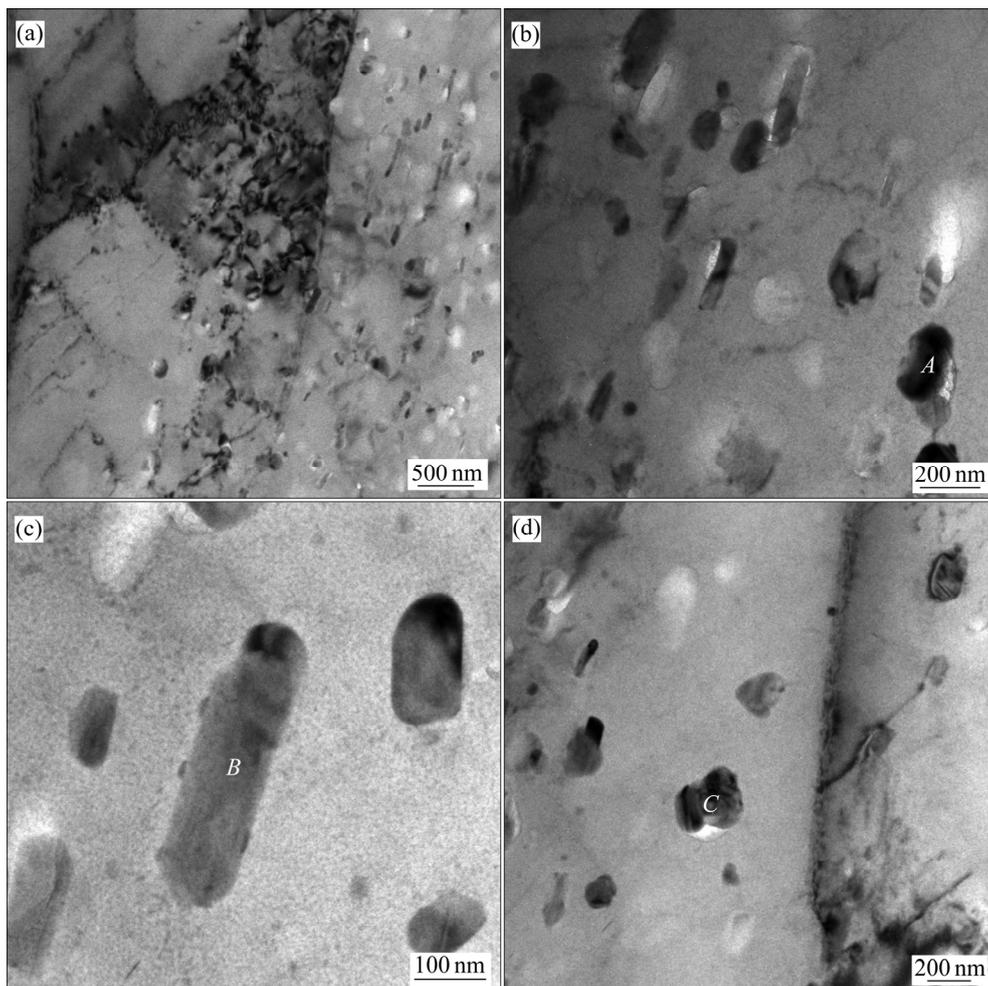


图 5 7A62 铝合金 T6 态基体平衡相的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of equilibrium phases of matrix in 7A62 alloy after T6 temper

(见图 5(b)~(d)), 长度方向沿变形方向生长且分布较均匀一致, 图 5(b)中椭球状平衡相 *A* 的 TEM-EDS 分析如表 4 所示, 该相主要由 Al、Zn、Mg、Mn 元素组成, 是 Al-Zn-Mg 系合金中强化相 $T\text{-Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ 中一部分 Zn 被 Mn 置换转变而来的, 形成较高熔点平衡相, 衬度呈黑色。图 5(c)中显示长棒状粒子的衬度几近相同, 长棒状平衡相 *B* 的 TEM-EDS 分析如表 4 所示, 该相主要由 Al、Zn、Mg、Mn 元素组成, 但溶质元素含量较平衡相 *A* 偏少, 衬度呈灰色。图 5(d)中异质形核互生的黑色程度椭球状平衡相 *C* 也是由 Al、Zn、Mg、Mn 元素组成(见表 4), 溶质元素含量较高。由图 5 和表 4 中 TEM-EDS 分析可知 7A62-T6 铝合金基体中 100~200 nm 平衡相均为富 Mn-Al(Mg、Zn、Mn)*T* 相, 可强化基体; 由于 Mn 原子的置换, 平衡相电位(-0.813 V)更加接近铝基体(-0.802 V), 提升合金强度的同时有助于抗应力腐蚀性能^[18]。因此, 除 Zn、Mg 元素外, Mn 是 7A62 铝合金中极为重要的元素之一。

表 3 7A62-T6 合金基体中 η' 相和 *T*相的体积分数及尺寸

Table 3 Volume fraction and diameter of η' and *T* precipitates in 7A62-T6 alloy

Along $\langle 111 \rangle_{\text{Al}}$ direction	η' precipitate		<i>T</i> precipitate	
	Volume fraction	Diameter/ nm	Volume fraction	Diameter/ nm
7A62-T6	60%	2-10	10%	100-200

表 4 7A62 铝合金 T6 态基体弥散析出相的化学成分

Table 4 Chemical composition of stable phases in 7A62-T6 alloy analyzed by TEM-EDS

Point	Mole fraction/%				
	Mg	Al	Mn	Zn	Total
<i>A</i>	15.8	72.1	6.1	6.0	100.0
<i>B</i>	11.0	82.1	2.0	4.9	100.0
<i>C</i>	9.8	77.1	9.0	4.1	100.0

3 分析与讨论

3.1 成分设计分析

利用热力学计算几种典型中强可焊 Al-Zn-Mg 系合金的相平衡析出, 分析 7A62 合金成分设计对组织和性能的影响。图 6(a)所示随着主元素 Zn 含量的增加, η' 相含量随之增加, *T* 相含量随之减少; 图 6(b)所示随着 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ 的增加, η' 相含量随之先增加后减小, *T* 相含量随之减少, 当 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ 接近 3 时,

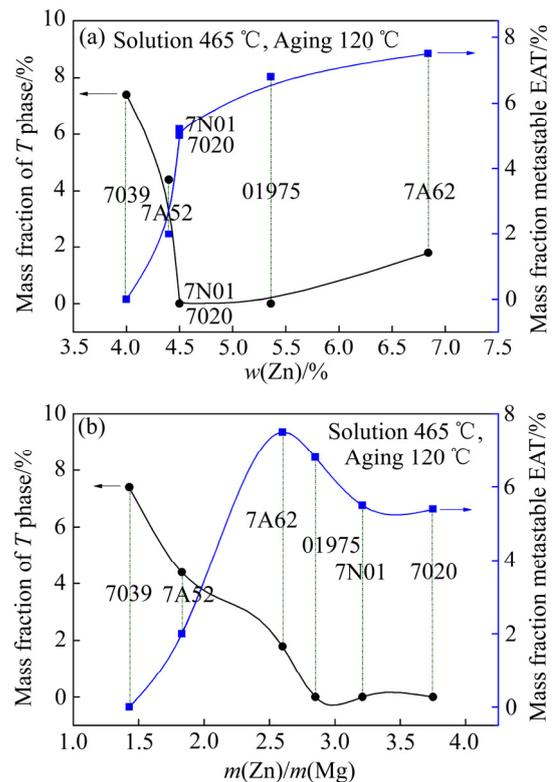


图 6 典型中强可焊 Al-Zn-Mg 系合金中 *T*相含量和 MgZn_2 相含量随添加元素 Zn 含量和 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ 的变化特征

Fig. 6 Changes in mass of *T* phase and MgZn_2 phase with Zn content(a) and $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ (b) in representative medium-strength welded Al-Zn-Mg alloys

无 *T*相生成。这是因为 Al-Zn-Mg 系合金中 GP 区是 Zn 和 Mg 原子的偏聚区, Zn/Mg 质量比由 1~1.4 之间变化; 圆片状亚稳相 η' 的化学成分配比 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ 为 1.4~5.2, 均被认为是富 Zn 相, GP(I)区是 η' 相的异质形核位置; 当 Zn 含量增高, 原子浓度较高更有利于 Zn 原子热扩散形核, 形成相对稳定的 η' 相; $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ 较高时, 无过剩 Mg 元素生成 *T*相。研究表明, $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ 在 2~3 范围内, 随着 Zn 含量的增加, 01975 合金和 7A62 合金的强度优势显著(见图 2(a)), 7A62 铝合金通过 Zn 含量和 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ 设计, 调控基体显微结构获得 η' 相和 *T*相的析出量及尺度的匹配, 使得 7A62 铝合金的强度明显升高, 塑性较好。

7A62 铝合金较 7A52 合金强度显著增加 150 MPa 而塑性相当的原因分析如下: 如图 6 所示, 7A52 采用 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) \approx 1.8$ 协同 Zn 含量 4.4%(质量分数), 而通过化学成分设计的 7A62 采用 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) \approx 2.6$ 协同增加 Zn 含量至 6.84%(质量分数); 这样以来, 一方面使得 7A62 合金中 η' 相的含量从 2%增加到 7.5%左右, 这种基体高密度 η' 相是其强度显著提升的主因; 另一方面使得 7A62 合金中 *T*相含量从 4.4%减少到 1.8%左右, 这种弥散 *T*相形成高剪切应变区复合强化合金,

由于 T 相仍为纳米粒子, 因此, 不会削弱 7A62 合金的塑性。故 7A62 合金化学成分设计获得亚稳态 η' 相沉淀强化和 T 相弥散强化的复合强化作用, 使得合金力学性能具有显著优势。

3.2 复合强化作用分析

通过对 7A62 铝合金力学性能测试和显微结构观察分析, 构成了对该合金的初步认识。高强可焊 7A62 铝合金化学成分设计突破了常规 Al-Zn-Mg 系合金单一沉淀强化机制, 将高密度分散的 5 nm 左右球形半共格析出相沉淀强化和大量位错缠结均匀分布的 200 nm 左右近球形析出第二相强化结合, 基于高密度纳米析出和较高晶格错配的理念, 提高主元素 Zn 含量 6.7%~7.4% 和采用 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ 为 2~3, 通过化学成分设计增加合金基体中主强化相 η' 的数量, 控制微米级粗大硬脆初晶相的形成, 取而代之析出近球形 100~200 nm 平衡相。7A62 合金的强度主要依赖于纳米级沉淀析出 η' 相, 其次是跨尺度 T 相纳米粒子。

7A62 铝合金中 η' 析出相对强度贡献最大, η' 相和 T 相能获得最佳的强韧性匹配, 使其具有高的强度和较好的塑性。研究表明(见图 3 和 4), 7A62-T6 铝合金的强化沉淀析出相主要为 η' 相, 起主要强化作用。7A62 铝合金 T6 状态基体中强化相 η' 与基体有匹配的晶格结构, 晶内 η' 相沿 $[\bar{1}11]_{\text{Al}}$ 晶带轴的 HREM 像, η' 相的衍射花样是 $[001]_{\eta'}$ 指数方向的衍射斑。从 HRTEM 的分析结果看, η' 与基体存在一定的晶体学取向关系: $(\bar{2}0\bar{2})_{\text{Al}} // (01\bar{1})_{\eta'}$, $[\bar{1}11]_{\text{Al}} // [011]_{\eta'}$ 。根据 HRTEM 获得基体铝晶面间距 $d_{\{111\}_{\text{Al}}}=0.237$ nm 和球形 η' 析出晶面间距 $d_p=0.493$ nm, 可计算出两者间半共格相界面的晶格错配度 δ 为 53%, η' 相与基体的晶格错配度较大, 粒子周围引起高界面能, 对屈服强度的贡献 $\Delta\sigma_y = C_1 f^{m_1} r^{m_2}$ (C_1 、 m_1 、 m_2 是常数, f 为沉淀相的体积分数, r 为沉淀相的半径), 体积分数约 60% 的 η' 相在 7A62 合金中起到主强化作用。体积分数约 10% 的 100~200 nm 左右近球形 T 相, 由于其与基体结合界面良好, 并能阻碍位错迁移(见图 5(a)), 变形和高速冲击时无法形成切割机制和绕过机制而形成位错堆积, 形成高能弹性应变区, 对切应力的贡献 $\tau_c = \alpha \mu b / l$ (α 是常数, μ 剪切模量, b 布氏矢量, l 粒子间距), 进一步起到强化基体的作用, 更加有益于 7A62 铝合金的动态冲击性能。

4 结论

1) 在 Al-Zn-Mg 系合金中, 在 $1.43 \leq m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) \leq$

3 时, 合金的强度随 Zn 含量的增加而增强; 当 Zn 含量一定时, $m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) > 3$ 的合金强度低于 $1.43 \leq m(\text{Zn})/m(\text{Mg}) \leq 3$ 的合金强度。高强可焊 7A62 铝合金的成分设计, 基于高密度较高晶格错配的跨尺度纳米析出相强化理念, 采用了主元素 Zn 含量为 6.7%~7.4% 和 $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ 为 2~3。

2) 7A62-T6 合金基体中, 高密度分散的 5 nm 左右球形半共格析出相和高度位错缠结均匀分布的 200 nm 左右近球形平衡相表现出高界面能和高应变区。基体主要沉淀强化相为 η' 相, 且与基体形成取向关系满足 $(\bar{2}0\bar{2})_{\text{Al}} // (01\bar{1})_{\eta'}$, $[\bar{1}11]_{\text{Al}} // [011]_{\eta'}$ 。此外基体存在少量过渡相 GP(I) 区和稳定相 Al_3Zr , 与基体呈完全共格关系, 跨尺度 T 相阻碍位错运动, 均起到辅助强化作用。

3) 7A62-T6 合金的抗拉强度为 615~645 MPa, 屈服强度为 575~603 MPa, 伸长率为 11%~14%, 布氏硬度 HB 为 165~175, 成为可焊接 Al-Zn-Mg 系的高强铝合金。

致谢:

感谢刘稳对于 7A62 铝合金材料力学性能测试工作, 感谢刘敏对于本项目科研经费的管理。

REFERENCES

- [1] 蔡一鸣, 李慧中, 梁霄鹏, 汤国建. 7039 铝合金靶板侵彻过程中的组织特征及数值模拟[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(5): 975-980.
CAI Yi-ming, LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, TANG Guo-jian. Microstructure character and numerical modeling of 7039 aluminum alloy target during impact penetration[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(5): 975-980.
- [2] 彭小燕, 曹晓武, 段雨露, 陈举飞, 徐国富, 尹志民. 7020 铝合金 MIG 焊焊接接头的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(4): 912-918.
PENG Xiao-yan, CAO Xiao-wu, DUAN Yu-lu, CHEN Ju-fei, XU Guo-fu, YIN Zhi-min. Microstructures and properties of MIG welded joint of 7020 aluminum alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(4): 912-918.
- [3] 周文标, 覃 珊, 谢尚异, 赵 巍. 7N01 铝合金时效析出行为及其对性能的影响[J]. 轻合金加工技术, 2014, 42(4): 60-64.
ZHOU Wen-biao, QIN Shan, XIE Shang-yi, ZHAO Wei. Aging precipitation behavior and its effect on properties of

- 7N01 aluminum alloy[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2014, 42(4): 60–64.
- [4] 赵凯, 尹志民, 段佳琦, 邓英, 何振波. 固溶-时效对 01975A1-Zn-Mg-Sc 合金板材组织性能的影响[J]. *轻合金加工技术*, 2011, 39(11): 34–39.
- ZHAO Kai, YIN Zhi-min, DUAN Jia-qi, DENG Ying, HE Zhen-bo. Effects of solution and aging treatment on microstructure and properties of 01975 Al-Zn-Mg-Sc aluminum alloy sheet[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2011, 39(11): 34–39.
- [5] 刘玲霞, 成建国, 吕 绯. 7A52 铝合金焊接结构件疲劳性能研究[J]. *兵器材料科学与工程*, 2005, 28(5): 37–40.
- LIU Ling-xia, CHENG Jian-guo, LÜ Fei. Research on fatigue behavior of welded 7A52 Al components[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2005, 28(5): 37–40.
- [6] STILLER K, WARREN P J, HANSEN V, ANGENETE J, GJØNNES J. Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two-step ageing treatment at 100 and 150 °C[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 270: 55–63.
- [7] 万彩云, 陈江华, 杨修波, 刘吉梓, 伍翠兰, 赵新奇. 7xxx 系 AlZnMgCu 铝合金早中期时效强化析出相的研究[J]. *电子显微学报*, 2010, 29(5): 455–460.
- WAN Cai-yun, CHEN Jiang-hua, YANG Xiu-bo, LIU Ji-zi, WU Cui-lan, ZHAO Xin-qi. Study of the early & mid-stage hardening precipitates in a 7xxx AlZnMgCu aluminium alloy[J]. *Journal of Chinese Electron Microscopy Society*, 2010, 29(5): 455–460.
- [8] 张平, 李奇, 赵建军, 曾庆强. 7A52 铝合金中第二相分析及微区电位测试[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(6): 1252–1257.
- ZHANG Ping, LI Qi, ZHAO Jun-jun, ZENG Qing-qiang. Analysis of secondary phases and measurement of volta potential of 7A52 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(6): 1252–1257.
- [9] LI X Y, LU K. Playing with defects in metals[J]. *Nature Materials*, 2017, 16: 700–701.
- [10] LI S, CHEN K H, LIU H W. Effect of high-temperature pre-precipitation on mechanical properties and stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2003, 13(3): 585–589.
- [11] GJB 1540—92. 装甲用铝合金板材规范[S].
- GJB 1540—92. Specification for aluminium alloy sheets for armored vehicle[S].
- [12] MIL-A-46063E. Military specification armor plate, aluminum alloy, 7039[S].
- [13] GB/T 6892—2006. 一般工业用铝及铝合金挤压型材[S].
- GB/T 6892—2006. Wrought aluminium and aluminium alloys extruded profiles for general engineering[S].
- [14] 徐国富, 彭小燕, 段雨露, 曹晓武, 邓英, 尹志民. 新型 Al-Mg-Sc-Zr 和 Al-Zn-Mg-Sc-Zr 合金的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(8): 1577–1587.
- XU Guo-fu, PENG Xiao-yan, DUAN Yu-lu, CAO Xiao-wu, DENG Ying, YIN Zhi-min. Research advance on new Al-Mg-Sc-Zr and Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(8): 1577–1587.
- [15] LI X Z, HANSEN V, GJØNNES J, WALLENBERG L R. HREM study and structure modeling of the η' phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys[J]. *Acta Materials*, 1999, 47(9): 2651–2659.
- [16] BERG L K, GJØNNES J, HANSEN V, LI X Z, KNUTSON-WEDEL M, WATERLOO G, SCHRYVERS D, WALLENBERG L R. GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging[J]. *Acta materials*, 2001, 49: 3443–3451.
- [17] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 492: 1–10.
- [18] 金龙兵, 赵刚, 冯正海, 路丽英. 高速列车用中强可焊 Al-Zn-Mg 合金材料[J]. *轻合金加工技术*, 2010, 38(12): 47–51.
- JIN Long-bing, ZHAO Gang, FENG Zheng-hai, LU Li-ying. Weld-able moderate strength Al-Zn-Mg alloy for high speed train[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2010, 38(12): 47–51.

Composition design and trans-scale precipitates strengthening of high-strength weldable 7A62 Al-alloy

LANG Yu-jing, ZHOU Gu-xin, WANG Sheng, DU Xiu-zheng, QIAO Li, CHEN Min, LIU Min

(Ningbo Branch, China Academy of Ordnance Science, Ningbo 315103, China)

Abstract: The effects of Zn content and mass ratio of Zn and Mg on the strength of the Al-Zn-Mg alloys were investigated in order to develop a high-strength weldable 7A62 Al-alloy. The hardening precipitates of the 7A62 Al-alloy treated by peak aging were investigated in detail by transmission electron microscopy (TEM and HREM). The results show that the strength of 7A62 alloy with $m(\text{Zn})/m(\text{Mg})$ of 2–3 and Zn content of 6.84% (mass fraction) increases obviously. After peak ageing, this alloy has the precipitates with volume fraction of 60% and the size <10 nm, and has the dispersed particles with volume fraction of 10% and the size of 100–200 nm. The high density uniformity η' particles are the main strengthening precipitates in the matrix, and are semi-coherent or orientation relationships with the Al matrix, and form the high lattice mismatch. The trans-scale dispersed particles tangled by the dislocation are composed of Al, Zn, Mg, Mn elements. The new 7A62 aluminum alloy can become the high strength of weldable Al-Zn-Mg alloys due to the chemical composition and microstructure characteristics.

Key words: 7A62 aluminum alloy; trans-scale; η' hardening phase; lattice misfit; mechanical properties

Received date: 2018-05-18; **Accepted date:** 2018-09-20

Corresponding author: ZHOU Gu-xin; Tel: +86-574-87902219; E-mail: zhouguxin52@163.com

(编辑 李艳红)