

不同 Cu 含量对 Al-Si-Mg-Er-Zr 合金室温及高温力学性能的影响

马晨曦¹, 荣莉¹, 魏午¹, 黄晖¹, 代钊², 王泽忠³, 周力³

(1. 北京工业大学 材料科学与工程学院, 北京 100124)

(2. 中石化江钻石油机械有限公司, 武汉 430000)

(3. 东风汽车集团股份有限公司, 武汉 430056)

摘要: 研究了 Cu 含量对 Al-Si-Mg-Er-Zr 合金室温及高温拉伸性能的影响。不同 Cu 含量合金铸态组织均存在 α -Al、Si 相、 β 相、Q 相、 θ 相。随 Cu 含量的增加, 合金中共晶组织增多, 呈骨骼状, 这有利于提升合金的铸造性能。随 Cu 含量增加, 铸态合金的屈服强度提高。对 3 种 Cu 含量(0.6Cu、1.0Cu、1.4Cu)的 Al-Si-Mg-Er-Zr 合金进行 500 °C/4 h+540 °C/2 h+180 °C/ x h 热处理, 它们分别在 10、12、12 h 达到峰值时效, 峰值硬度 (HV) 分别为 1344.6、1364.2、1398.5 MPa。随 Cu 含量增加, 合金 T6 态室温拉伸强度提高, 这是由于时效过程中含 1.4Cu 的合金中存在的强化相最多, 包含 β'' 相、Q' 相、 θ' 相这 3 种相。在 300 °C 高温暴露 44 h 后, 含 1.4Cu 的合金硬度降幅最小。这是由于在该温度下, 合金中随 Cu 含量增加, 棒状 Q 相也增加, 而 Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ 相是合金中主要的热力学稳定的强化相, 提高了合金的耐热性。经 T6 处理的 3 种 Cu 含量的合金, 在 300 °C 高温拉伸的延伸率比室温拉伸的延伸率高, 断裂形式也从室温拉伸的脆性断裂变成韧性断裂。

关键词: Cu 含量; Al-Si-Mg-Er-Zr 合金; 时效强化; 力学性能; 耐热性

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)10-2960-08

铸件质量与性能要求的多样化对合金性能提出了更高的要求。传统 Al-Si 合金强度偏低, 难以满足实际应用^[1]。铸造铝硅合金的性能取决于合金成分、铸造工艺和热处理工艺^[2]。众所周知, Cu 的加入提高了 Al-Si 合金的强度, 这是由于 Cu 影响了时效硬化过程中合金的析出行为。研究发现, 添加 Cu 的 Al-Si-Mg 合金在人工时效过程中会析出 Q' 相, Q' 相具有 $a=1.04$ nm、 $c=0.405$ nm 的六边形晶胞结构^[3-5], 其与 Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ 相结构相同, 被认为是 Q 相的前驱体。Salleh^[6] 研究了 Cu 含量对触变成形 Al-6Si- x Cu-0.3Mg ($x=3、4、5、6$) 合金组织和力学性能的影响, 发现含有 6%Cu 的 Al-Si 合金具有更高的力学拉伸性能。Zeren 等^[7] 的研究发现在 Al-Si 合金中, 随 Cu 含量增加, 合金的硬度因析出硬化而增大。当 Cu 含量从 3% 增加到 5% 时, 合金硬度 (HB) 从 539 MPa 提高到 1156.4 MPa。

添加 Cu 元素或 Mg 元素的 Al-Si 合金, 如 A356 合金与 A319 合金, 由于具有高比强度和不俗的综合性能, 被广泛应用于汽车发动机及其它自动化

机械工业中, 特别是用于发动机气缸盖、活塞、气门挺杆^[8-14]。近年来, 在使用过程中, 气缸盖温度可达到 200 °C 甚至更高^[15-17]。因此, 研究高温暴露下铝硅合金组织和力学性能的稳定性具有重要的现实意义。在 Al-Si 合金中加入 Mg 元素后, 时效过程中析出的 Mg₂Si 相的热稳定温度约为 180 °C, 所以 Al-Si-Mg 合金的耐热性低, 工作温度一般低于 180 °C^[18]。在 Al-Si 合金中加入 Cu 元素后, 时效过程中析出的 Al₂Cu 相, 其热稳定温度约为 225 °C, 所以 Al-Si-Cu 合金一般只能在 225 °C 以下工作^[9]。与 Al-Si-Mg 合金相比, Al-Si-Cu 合金具有更高的热处理性能和更高的高温强度^[19-20]。有研究表明^[21-23], Cu 和 Mg 的结合有效地改善了铸造 Al-Si 合金的综合性能。在 Al-Si 系铸造合金中同时添加 Cu 和 Mg 元素会形成 Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ 相, Q 相在 200~300 °C 具有较好的热稳定性。已有研究表明^[24], 对于 300 °C 的工作环境, A356 中添加 0.5% (质量分数) 的 Cu 时, θ 相在 300 °C 是不稳定的, 因此, 在该温度下, Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ 相

收稿日期: 2023-10-27

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFB3700901, 2021YFB3700902)

作者简介: 马晨曦, 女, 1996 年生, 博士生, 北京工业大学新型功能材料教育部重点实验室, 北京 100124, 电话: 010-67392971, E-mail: machenxi@emails.bjut.edu.cn

是主要的热力学稳定的强化相。Q 相可以使合金在 200~300 °C 的耐热性得到提升, 使合金的应用温度区间变广。Q 相的数量会随着合金中 Cu 和 Mg 元素添加量的增加而增多^[25-26]。

本工作重点研究了 Cu 含量对 Al-Si-Mg-Er-Zr 合金的室温与高温力学性能的影响, 并分析了不同 Cu 含量的合金经高温暴露后其内部显微组织的变化情况。

1 实验

本研究所使用的 3 种不同 Cu 含量 (0.6Cu, 1.0Cu, 1.4Cu) 的合金在实验室电阻炉中熔炼制备, 熔炼温度为 780 °C, 保温 2~3 h。使用材料为纯 Al、纯 Mg、Al-20%Si (质量分数, 下同)、Al-60%Cu、Al-6%Er 及 Al-10%Zr 中间合金。使用铁模进行重力浇铸, 最后获得尺寸为 200 mm×85 mm×30 mm 的长方体扁锭。对 3 种不同 Cu 含量的合金进行编号, 分别为 1 号、2 号、3 号合金。合金实测成分见表 1。室温拉伸试验在 MTS810 拉伸试验机上进行, 应变速率为 2 mm/min, 每组试验均测试 3 根平行试样。高温拉伸试验温度为 300 °C, 应变速率仍为 2 mm/min, 每组试验也取 3 根平行拉伸试样。抛光后的金相试样在观察前需进行腐蚀处理, 腐蚀液选用 15vol% HF, 腐蚀时间为 10~15 s。在 PMG3 金相显微镜上对试样进行金相显微组织观察。使用 Gemini SEM 300 型扫描电镜对合金进行铸态组织观察及扫描断口分析。用 JEM-2100F 型透射电子显微镜对合金析出相进行观察。透射所需样品采用电解双喷法制备。双喷液选用 30%HNO₃+70%CH₃OH 混合溶液。使用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪进行 XRD 测试。采用 HXD-1000TM/LCD 维氏硬度计测量硬度, 载荷大小为 200 gf, 加载时间为 10 s。每个试样测试至少 10 个数值点后取其平均值, 实验误差采用样本总体的标准偏差。本文选用的固溶工艺为 500 °C/4 h+540 °C/2 h。

2 实验结果

不同 Cu 含量合金经固溶时效热处理后的硬度和高温暴露不同时间的硬度如图 1 所示。其中, 图 1a 所示为不同 Cu 含量合金经 500 °C/4 h+540 °C/2 h+

180 °C/x h 处理的时效硬度曲线, 图 1b 所示为不同 Cu 含量的 T6 态合金在 300 °C 高温暴露不同时间的硬度曲线。由图 1a 可知, 合金整体硬度随 Cu 含量增加而升高, 1 号合金在 180 °C 保温 10 h 时达到峰值时效, 峰值硬度 (HV) 为 1344.6 MPa, 2 号和 3 号合金均在 180 °C 保温 12 h 达到峰值时效, 峰值硬度分别达到了 1364.2、1398.5 MPa。因此通过时效硬度曲线 (图 1a) 确定了 3 种不同 Cu 含量合金的 T6 态热处理制度。由图 1b 可知, 随合金在 300 °C 高温暴露时间的增加, 合金硬度变化趋势呈先大幅下降, 再小幅下降的趋势。1 号合金经高温暴露 0.5 h, 其硬度从 1346.5 MPa 下降到 873.2 MPa, 下降了 35.2%; 2 号合金经高温暴露 0.5 h, 其硬度从 1361.2 MPa 下降到 835.9 MPa, 下降了 38.6%; 3 号合金经高温暴露 0.5 h, 其硬度从 1379.8 MPa 下降到 868.3 MPa, 下降了 37.1%。以上结果表明 3 种不同 Cu 含量合金在高温暴露较短时间内硬度降幅相差较小。在 300 °C 高温暴露 44 h 后, 1 号合金硬度为 528.2 MPa, 相比 T6 态硬度下降了 60.7%; 2 号合金硬度为 555.7 MPa, 相比 T6 态硬度下降了 59.2%; 3 号合金硬度为 637.0 MPa, 相比 T6 态硬度下降了 56.6%; 比较不同 Cu 含量合金经高温暴露后的硬度下降幅度, 3 号合金在到达稳定后的硬度降幅最小, 硬度值相比其他 2 种 Cu 含量的合金更高, 这表明 3 号合金的耐热性最好。

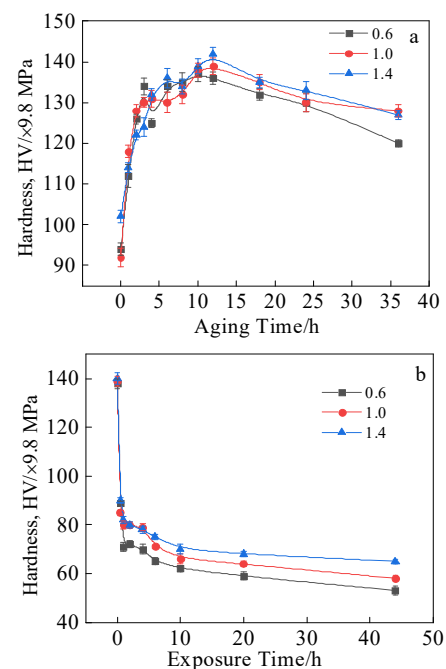


图 1 不同 Cu 含量合金的硬度曲线

Fig. 1 Hardness curves of alloys with different Cu contents under 500 °C/4 h+540 °C/2 h+180 °C/x h (a) and after T6 treatment followed by high temperature exposure at 300 °C for different time (b)

表 1 3 种合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of three alloys (wt%)

Alloy	Si	Cu	Mg	Er	Zr	Fe	Al
1	6.75	0.60	0.65	0.15	0.16	0.19	Bal.
2	6.63	0.98	0.51	0.16	0.14	0.18	Bal.
3	6.42	1.36	0.51	0.15	0.18	0.18	Bal.

不同 Cu 含量合金在铸态及 T6 热处理后的室温拉伸性能如图 2 所示。由图 2a 可见，随 Cu 含量升高，合金屈服强度明显提高，但铸态合金的延伸率整体偏低，无明显趋势。由图 2b 可见，经 T6 热处理的合金，Cu 含量从 0.6% 提高到 1.0%，其屈服强度和抗拉强度有小幅提升，延伸率下降。当 Cu 含量从 1.0% 提高到 1.4%，合金的屈服强度和抗拉强度也有小幅提升，延伸率变化不明显。随 Cu 含量两次增加，合金的屈服强度分别提升了 4.0% 和 7.1%。屈服强度的提升和合金中时效析出的弥散相数量及种类密切相关。对比图 2a 和图 2b，T6 态合金比铸态合金不仅强度方面有所提高，延伸率也有小幅提高，主要是由于铸态中“尖锐”的共晶硅相经过热处理后被“钝化”变为小颗粒分布状态，这使合金在承受载荷时 Si 相周围应力集中变小，但是由于 Si 相属于硬脆相，在合金承受载荷较大时会破碎而使合金内产生微裂纹，对合金塑性不利。

图 3 为不同 Cu 含量合金经 T6 热处理后的高温拉伸性能。合金的室温拉伸强度在 300~400 MPa，而合金的高温拉伸强度只有 100~200 MPa。一方面，是由于室温下合金中的位错基本只能通过滑移来运动，而高温下的位错，不仅能滑移还能进行攀移，使合金强度降低。另一方面，合金在室温时的强化机制是由弥散细小的非平衡相 β'' 相、 θ' 相以及 Q' 相对位错的钉扎

而产生的强化，合金在高温时弥散细小的 β'' 和 θ' 颗粒开始聚集长大，对位错运动的阻碍作用降低，从而使高温下合金强度下降。高温下 Q' 相逐步转化为 Q 相，在 300 °C 下，Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ 相是主要的热力学稳定的强化相，该相的存在使合金强度降低较少。随 Cu 含量增加，合金的高温拉伸性能会提升，但是增幅越来越平缓，这是由于合金中的 Q 相会随着 Cu 含量的增加而增加，但是受合金中 Mg 含量的限制，Q 相的增幅也会减少。当 Cu 含量从 0.6% 到 1.0% 时，屈服强度增加了 10.5%，当 Cu 含量从 1.0% 到 1.4% 时，屈服强度只增加了 6.5%。

3 讨论

3 种不同 Cu 含量铸态合金的 XRD 物相分析及 SEM 显微组织如图 4 所示。XRD 分析表明：3 种合金均出现了明显的 α -Al 峰和 Si 峰。1 号合金中 β -Mg₂Si 相的峰明显强于其他两合金，并且随着合金中 Cu 含量的增加， β -Mg₂Si 相的峰强逐渐减小，Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ 相的峰强逐渐增加。3 号合金中的 Q 相峰最为明显，而 1 号合金和 2 号合金中也存在 Q 相，只是含量较少，XRD 峰相对不明显。结合 EDS 分析（图 4b~4d），确定图中灰色块状为初生 Si 相， β 相呈暗黑色，亮白色多为 θ -Al₂Cu 相，灰色条状相为 Q 相。3 种不同 Cu 含量的铸态合金中均存在 α -Al、Si 相、 β 相、Q 相、 θ 相这 5 种相。通过对铸态组织的 SEM 观察，也发现随 Cu 含量增加，合金内部骨骼状共晶组织增多，这有利于提升合金的铸造性能。

1 号合金经 T6 热处理后的 TEM 组织及 EDS 能谱分析如图 5 所示。其中，图 5a~5b 所示均为 1 号合金 T6 态的高倍 TEM 组织。图 5c~5f 所示为对图 5b 进行面扫分析的结果。1 号合金的析出相尺寸几乎均在 10 nm 以内。通过能谱分析发现，Si 和 Mg 出现明显偏聚，图 5d 中的 1、2 分别和图 5e 中的 1'、2' 有相互重合的

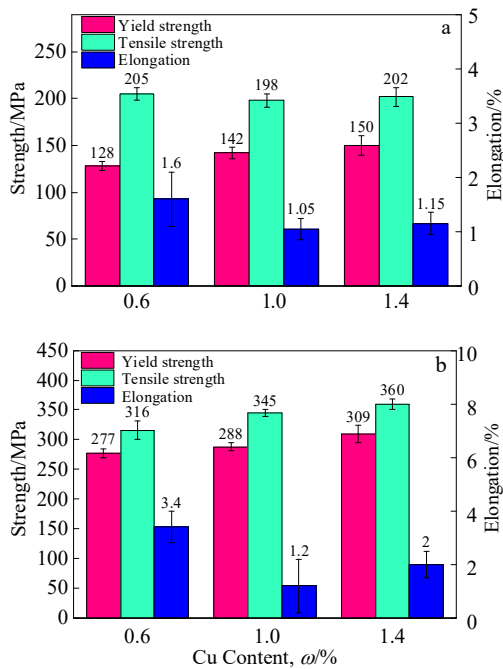


图 2 不同 Cu 含量合金室温拉伸性能

Fig. 2 Tensile properties of alloys with different Cu contents at room temperature: (a) as-cast and (b) T6 temper

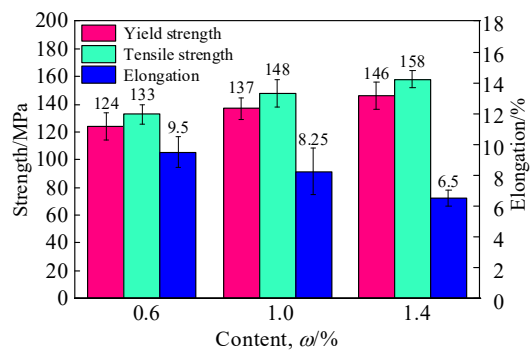


图 3 不同 Cu 含量 T6 态合金的高温拉伸性能

Fig.3 High-temperature tensile properties of alloys with different Cu contents at T6 temper

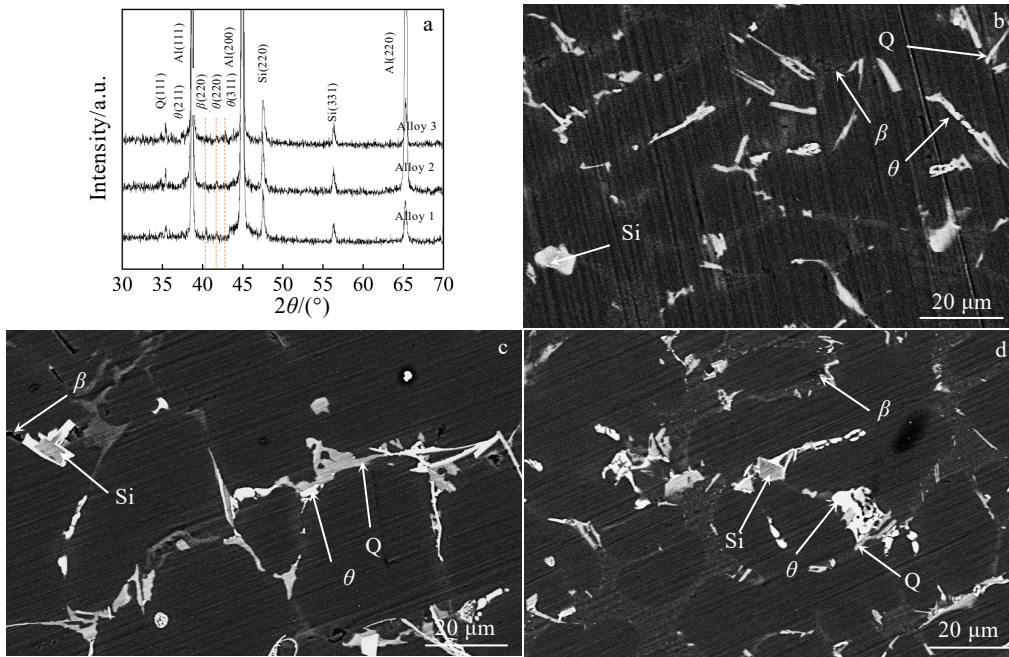


图 4 不同 Cu 含量合金的 XRD 图谱及铸态合金 SEM 图像

Fig.4 XRD patterns of alloys with different Cu contents (a); SEM images of as-cast alloys: (b) alloy 1; (c) alloy 2; (d) alloy 3

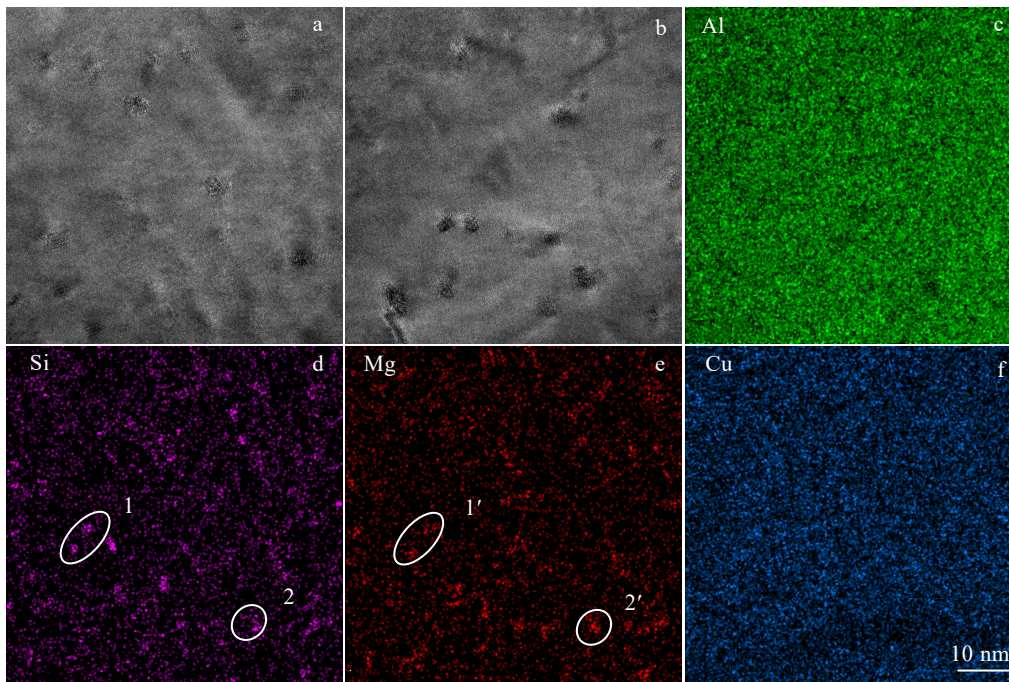


图 5 1 号合金 T6 态的 TEM 图像及 EDS 面扫描

Fig.5 TEM images of alloy 1 at T6 temper (a-b) and EDS mappings corresponding to Fig.5b (c-f)

部分，而 Cu 偏聚现象不明显，因此 1 号合金中的时效析出相可能主要为 β'' 相。合金中基本没有观察到盘片状的 θ' 相。

2 号合金和 3 号合金经 T6 热处理后的 TEM 显微

组织如图 6 所示。2 号合金经 T6 热处理后，析出相尺寸同样大多在 10 nm 以内，而析出相种类，除了截面为点状的析出相外还出现了少量盘片状的析出相，这种盘片状的析出相为 θ' 相， θ' 相在此带轴下呈现针状

组织 (图 6a 箭头所示), θ' 相与铝基体的取向关系为 $(001)_{\theta'} // \{100\}_{\alpha-Al}$ 。图 6b 所示为经 T6 热处理的 3 号合金的 TEM 明场像, 其中右上角为 $[001]$ 带轴下的衍射斑, 为确定析出相种类, 对合金 TEM 组织放大观察, 如图 6c 所示。推测 3 种析出相分别为 Q' 相、 β'' 相和 θ' 相。为进一步证实析出相种类, 分别对其进行高分辨观察。图 6d~6f 为图 6c 中 3 种析出相的高分辨图 (HRTEM), 并分别对各相的高分辨进行傅里叶转换 (FFT), 所得结果分别示于各图右上角。Ding 等^[27]的研究对 Q' 相进行微观表征, 通过对比确定了图 6d 中的析出相为 Q' 相, 它沿 $\langle 001 \rangle_{Al}$ 面析出。 β'' 的截面形状大致为圆盘状, Liu 等^[28]中的研究对 β'' 相进行了标定, 因此确定了图 6e 中的析出相为 β'' 相。图 6f 中的高分辨及傅里叶转换与 θ' 相一致, 因此确定此相为 θ' 相^[29]。对比图 5 与图 6, 随 Cu 含量增加, 合金的时效析出相种类和数量随之增加, 因此合金强度也随之上升。

3 种合金在铸态及 T6 态的拉伸断口形貌如图 7 所示。3 种铸态合金断口中 (图 7a~7c) 均存在尺寸为几十微米的孔洞, 表现为明显的脆性断裂。铸态合金中硬而脆的硅相是合金延伸率低下的主要原因。与铸态合金的拉伸断口相比, 3 种合金经 T6 热处理后的室温拉伸断口中 (图 7d~7f) 虽无大量孔洞, 但出现了大量解理面, 为明显的脆性断裂特征。

不同 Cu 含量的合金经 T6 热处理, 然后再经

300 °C 高温暴露 44 h 后, 3 号合金硬度最高, 为 637.0 MPa, 与其他 Cu 含量合金相比, 硬度降幅最小。为探究其原因, 对热暴露后的 3 种合金均进行 TEM 组织分析, 如图 8 所示。从 1 号合金的面扫图 (图 8b1~8e1) 可见, 含 0.6Cu 的 1 号合金经高温暴露后存留了大量未溶解的 Si 元素, Cu 元素和 Mg 元素只有少量偏聚。含 1.0Cu 的 2 号合金经高温暴露后除存在一些粗大的未溶解 Si 元素外, 还有一些长大的棒状 Q 相。此时合金中出现了 Cu、Mg、Si 的偏聚 (如图 8c2~8e2, 白色圆圈所示), 其尺寸在 700 nm 左右, 这是粗化的 Q 相。Q 相不同于峰时效析出的 Q' 相 (见图 6d), Q' 相只有几纳米。如图 8c3~8e3 白色圆圈所示, 含 1.4Cu 的 3 号合金经高温暴露后出现了比其他两种合金中更多的 Q 相。在该温度下, 随 Cu 含量增加, 合金中棒状 Q 相也增加, $Q-Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ 相是高温下主要的热力学稳定的强化相^[25]。经 300 °C 高温暴露 44 h 后, Cu 含量最高的 3 号合金中 Q 相最多, 硬度最高, 硬度降幅最小。高温暴露后 3 种合金中 θ' 相和 β'' 相几乎观察不到, 因此强化作用较弱。

图 9 为不同 Cu 含量的合金经 T6 热处理, 然后经 300 °C 高温拉伸后的断口形貌。3 种合金高温拉伸断口中均有大量韧窝存在, 合金高温拉伸的延伸率均高于室温拉伸的延伸率。其中 1 号合金断口的韧窝大而深, 此时的延伸率也较高, 为 9.5%。2 号合金断口

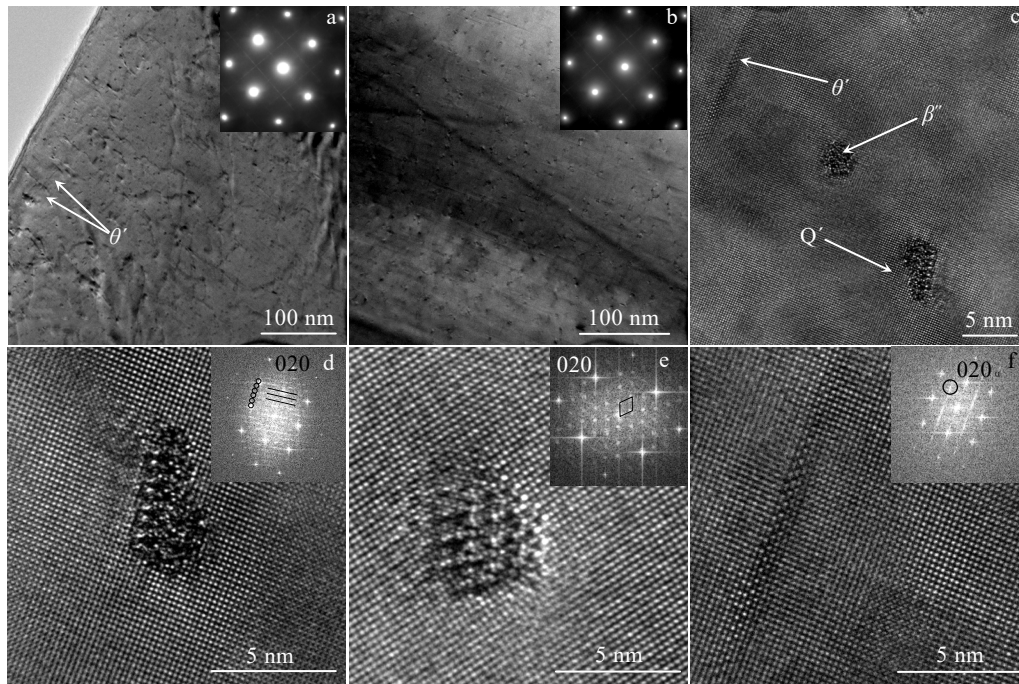


图 6 2 号和 3 号合金 T6 态 TEM 图像

Fig.6 TEM images with insets of SAED pattern along $[001]$ axial of alloy 2 (a) and alloy 3 (b-c); HRTEM images of precipitates Q' (d), β'' (e) and θ' (f) phases marked in Fig.6c with corresponding FFT pattern shown in insets

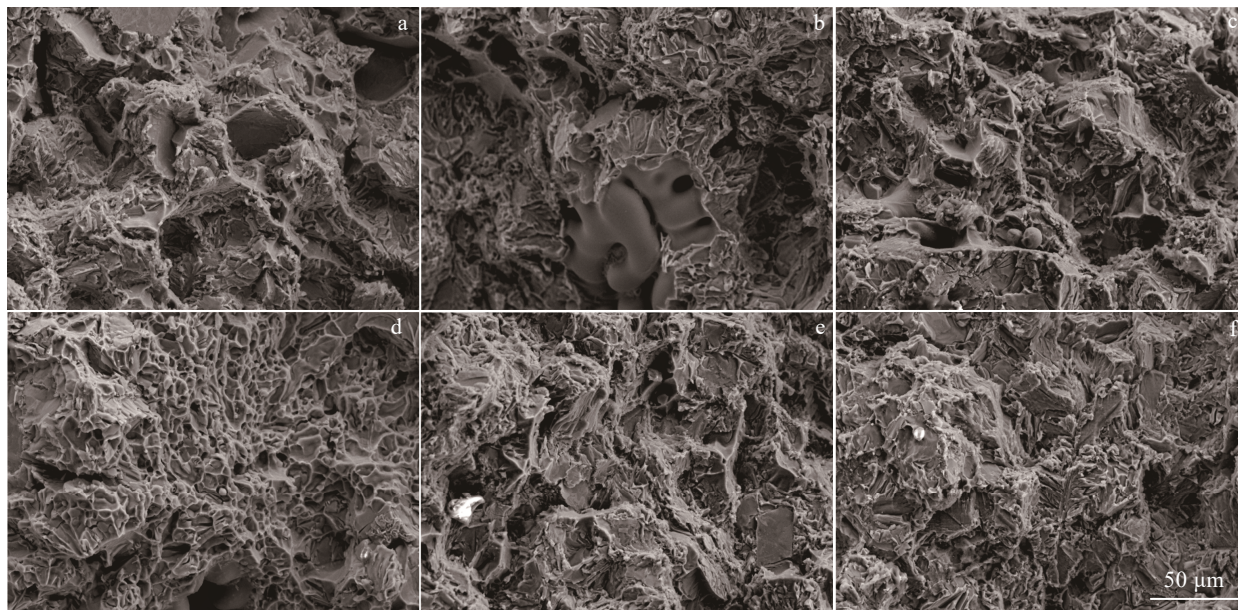


图 7 3 种合金铸态及 T6 态拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of as-cast (a-c) and T6 treated (d-f) three alloys with different Cu contents: (a, d) alloy 1; (b, e) alloy 2; (c, f) alloy 3

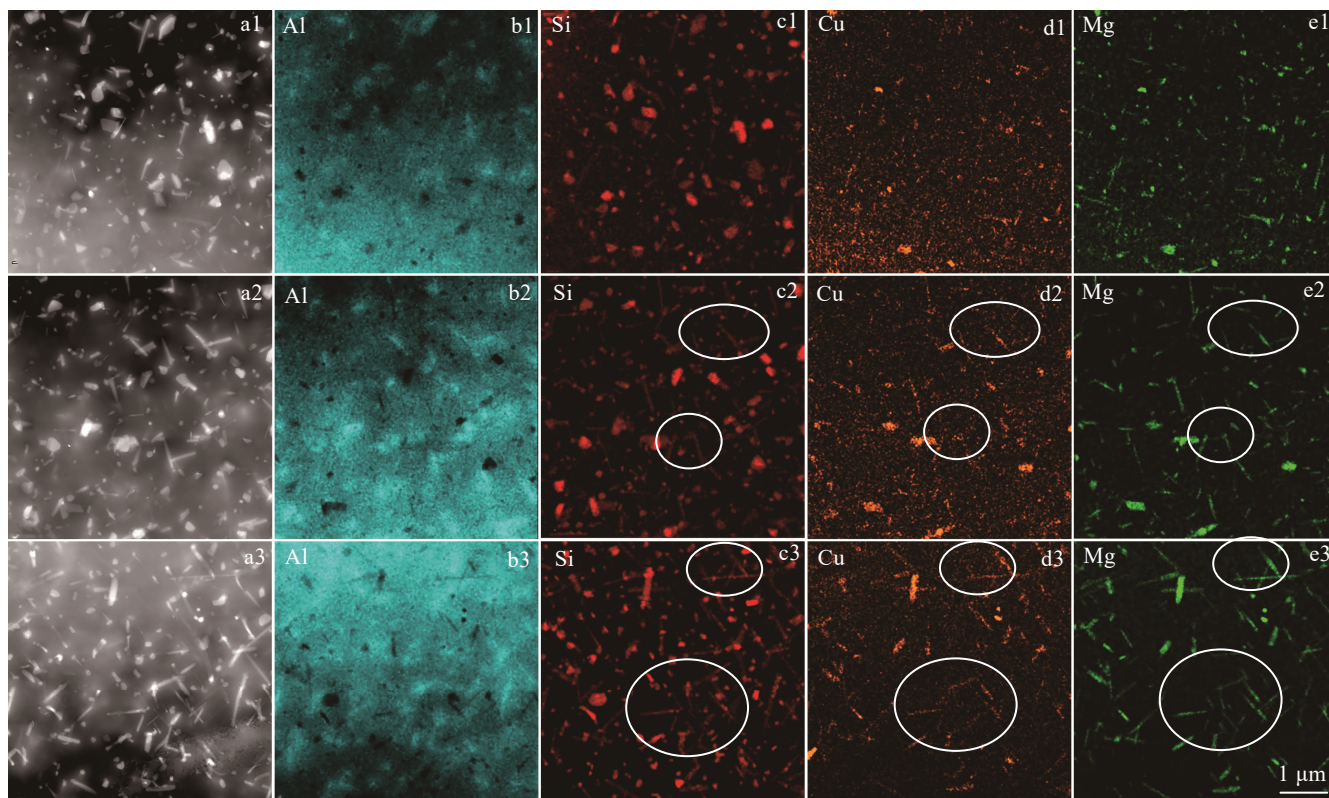


图 8 3 种合金经 300 °C 高温暴露 44 h 后的 TEM 明场像及对应的 EDS 面扫描

Fig.8 Bright field TEM images (a) and corresponding EDS mappings (b-e) of three alloys exposed at 300 °C for 44 h: (a1-e1) alloy 1; (a2-e2) alloy 2; (a3-e3) alloy 3

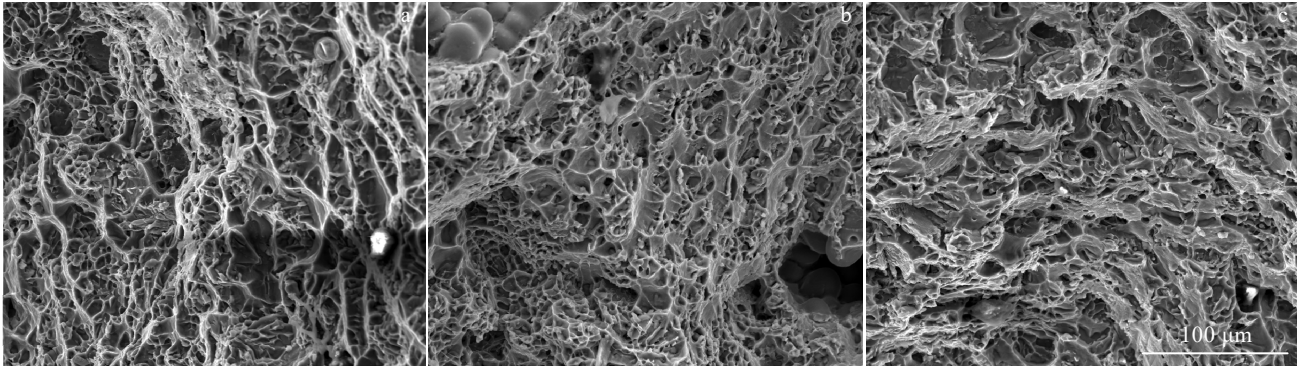


图9 不同合金在 300 °C 高温拉伸后断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of alloys with different Cu contents after high temperature tensile deformation at 300 °C: (a) alloy 1; (b) alloy 2; (c) alloy 3

中出现了孔洞, 延伸率较低。3 号合金中的韧窝小而浅, 此时合金的延伸率最低, 为 6.5%。合金的断裂形式从室温拉伸的脆性断裂转变为高温拉伸的韧性断裂。在 300 °C 下高温拉伸, 3 种合金中都未出现解理面, 这说明在此温度下随基体软化, 合金中的一些硬脆相也软化。

4 结 论

1) 不同 Cu 含量的铸态 Al-Si-Cu-Mg-Er-Zr 合金中, 均存在 α -Al、Si 相、 β 相、Q 相、 θ 相。随 Cu 含量增加, 铸态合金中骨骼状共晶组织增多, 这有利于合金铸态铸造性能的提高。铸态合金的屈服强度随 Cu 含量增加有小幅提升。含 Cu 量为 0.6%、1.0%、1.4% 的合金分别在 500 °C/4 h+540 °C/2 h+180 °C/10 h、12 h、12 h 达到峰值时效, 峰值硬度分别为 1344.6、1364.2、1398.5 MPa。

2) 合金经 T6 热处理后的室温拉伸强度随 Cu 含量增加而提高, 这是由于析出相种类和数量均变多。含 1.4Cu 合金中包含 3 种强化相, 分别为: β'' 相、Q' 相、 θ' 相。高温拉伸合金的延伸率整体高于室温拉伸合金的延伸率, 合金断裂形式从室温拉伸的脆性断裂转变成韧性断裂。

3) 3 种合金中含 1.4Cu 的合金经 300 °C 高温暴露后硬度下降最慢, 这是由于该合金中存在更多棒状 Q 相, Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ 相在该温度下, 是主要强化相, 提高了合金的耐热性, 从而使合金高温暴露后的硬度降幅减小。含 1.0Cu 的合金经高温暴露后存在少量 Q 相, 而含 0.6Cu 的合金经高温暴露后几乎观察不到 Q 相的存在。

参考文献 References

- [1] Zhu X Z, Dong X X, Blake P *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 802(20): 140612
- [2] Zhao C Z, Ren P R, Zuo Z X *et al.* *Materials Today Communications*[J], 2023, 35: 105944
- [3] Chen H N, Lu J B, Kong Y *et al.* *Acta Materialia*[J], 2020, 185: 193
- [4] Ding L P, Jia Z H, Zhang Z Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 627: 119
- [5] Son H W, Lee J Y, Cho Y H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 960: 170982
- [6] Salleh M S, Omar M Z. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(11): 3523
- [7] Zeren M, Karakulak E, Serap G. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(8): 1698
- [8] Li Bin(李 斌), Yang Zhao(杨 昭), Yang Xuyue(杨续跃) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(11): 2857
- [9] Sui Yudong(隋育栋), Wang Qudong(王渠东). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2015, 29(3): 9
- [10] Mousa J, Daniel L. *International Materials Reviews*[J], 2014, 59(3): 132
- [11] Xia F, Gao X S., Liang M X *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(6): 12926
- [12] Azadi M. *International Journal of Fatigue*[J], 2017, 99: 303
- [13] Beck T, Henne I, Lohe D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 483-484: 382
- [14] Moustafa M A, Samuel F H, Doty H W *et al.* *International Journal of Cast Metals Research*[J], 2002, 14(4): 235
- [15] Krishnankutty P, Kanjirathinkal A, Joseph M A *et al.*

- Materials Today: Proceedings*[J], 2018, 5(2): 8406
- [16] Nicoletto G, Riva E, Filippo A D. *Procedia Engineering*[J], 2014, 74: 157
- [17] Cai C, Geng H F, Wang S F *et al. Materials*[J], 2018, 11(5): 809
- [18] Ceschini L, Morri A, Toschi S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 653: 129
- [19] De M A, Timelli G, Fabrizi A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 816: 141310
- [20] Kaya H, Aker A. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 694: 145
- [21] Lu T, Wu J, Pan Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 631: 276
- [22] Salleh M S, Omar M Z, Syarif J. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 621: 121
- [23] Zang R J, Ding L P, Ehlers F J H *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 205: 113355
- [24] Farkoosh A. R, Javidani M, Hoseini M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 551: 596
- [25] Farkoosh A R, Pekguleryuz M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 621: 277
- [26] Zheng Y, Xiao W L, Ge S J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 649: 291
- [27] Ding L P, Jia Z H, Nie J F *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 145: 437
- [28] Liu Y, Lai Y X, Chen Z Q *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 885: 160942
- [29] Niu G D, Zhu L J, Ren W R *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 200: 112908

Effects of Cu Contents on Mechanical Properties of Al-Si-Mg-Er-Zr Alloy at Room Temperature and High Temperature

Ma Chenxi¹, Rong Li¹, Wei Wu¹, Huang Hui¹, Dai Zhao², Wang Zezhong³, Zhou Li³

(1. College of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

(2. Kingdream Public Co., Ltd, Wuhan 430000, China)

(3. Dongfeng Automobile Group Co., Ltd, Wuhan 430056, China)

Abstract: The effect of Cu content on the tensile properties of Al-Si-Mg-Er-Zr alloy at room temperature and high temperature was studied. Results show that there are α -Al, Si, β , Q and θ phases in the as-cast Al-Si-Mg-Er-Zr alloys with different Cu contents. With the increase in Cu content, the eutectic microstructure of the alloy increases, and it is bone-shaped, which is conducive to improving the casting performance of the alloy. With the increase in Cu content, the yield strength of as-cast alloys increases. Three Al-Si-Mg-Er-Zr alloys with different Cu contents (0.6Cu, 1.0Cu and 1.4Cu) were heat treated under 500 °C/4 h+540 °C/2 h+180 °C/x h, and they reach peak aging at 10, 12 and 12 h with the peak hardness (HV) of 1344.6, 1364.2 and 1398.5 MPa, respectively. With the increase in Cu content, the room temperature tensile strength of the alloys under T6 temper increases, which is due to the fact that the alloy containing 1.4% Cu has the most strengthening phase, including β'' phase, Q' phase and θ' phase. After 44 h of soaking at 300 °C, the hardness of the alloy containing 1.4% Cu decreases the least. This is because with the increase in the Cu content, the amount of the Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ precipitates increases, and the Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ phase is the main thermo-dynamically stable precipitate at 300 °C, improving the heat resistance of the alloy. The elongation at 300 °C of the three Cu alloys under T6 temper is higher than that at room temperature, and the fracture form also changes from brittle fracture at room temperature to ductile fracture at 300 °C.

Key words: Cu content; Al-Si-Mg-Er-Zr alloy; aging strengthening; mechanical properties; heat resistance

Corresponding author: Wei Wu, Ph. D., Lecturer, College of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, E-mail: weiwu@bjut.edu.cn