

淬火温度对超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织与性能的影响

韩宝帅, 曾元松, 徐严谨, 荣刚, 马晓光, 侯红亮, 韩秀全

(中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

摘要: 强度接近 800 MPa 的超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金在航空工业上拥有广阔的应用前景, 对结构轻量化具有重要意义, 但较差的耐蚀性能限制了该合金的应用。本研究通过控制淬火用的水介质温度 (简称淬火温度), 在超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金晶间形成淬火析出相来调控耐腐蚀性能。研究对比了经不同温度淬火后的峰时效态微观组织、拉伸力学性能、晶间腐蚀性能以及剥落腐蚀性能。结果表明, 提高淬火温度有助于形成晶内与晶间淬火析出相, 促进时效析出相断续分布, 并提高了晶间析出相中 Cu 元素含量; 当淬火温度升高至 80 °C, 室温抗拉强度仅下降了 1.4%, 但晶间腐蚀深度降低了约 50%, 剥落腐蚀由 ED 级优化为 PC-EA 级, 但继续增加淬火温度则降低耐蚀性能。分析认为, 淬火温度在 60~80 °C 之间时, 晶界区域形成的淬火析出相提高了晶界电位, 阻断了腐蚀扩展通道, 同时由于晶内淬火析出相的数量较少, 在不显著降低力学性能的前提下提高了耐腐蚀性能。

关键词: 超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金; 淬火温度; 晶间析出相; 力学性能; 耐腐蚀性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)04-1378-07

强度接近 800 MPa 的超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金是下一代航空铝合金的主选材料, 较广泛应用的 7075、7050 等合金^[1]具有显著的性能优势, 对结构轻量化具有重要意义。现阶段限制超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金应用的主要因素是其耐晶间腐蚀与剥落腐蚀性能差, 如何提高耐蚀性能是现阶段航空铝合金研究重点关注的工作。

提高 Al-Zn-Mg-Cu 合金的耐蚀性主要方法为调控时效状态。峰时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金强度最高, 但晶界电位远低于合金基体, 且连续分布的晶界析出相易成为腐蚀扩展通道^[2], 耐蚀性较差^[3]。过时效态提高了耐腐蚀能力, 但同时也降低了合金强度^[4]。回归再时效兼具峰时效与过时效的优点, 既能保持较高的强度、又可获得良好的耐蚀性。但由于回归时间通常仅为 5~40 min^[5,6], 不适用于厚壁件, 且该方法过程复杂、工艺窗口狭窄, 应用受到限制^[7]。采用一种简单工艺, 改善时效析出相形态, 在保持高强度的前提下提高其耐蚀性是解决问题的发展方向。

前期研究发现, 淬火速对析出相形态具有重要影响: 在较低的冷却速率下, 如在空气中冷却^[8,9]、或者从端淬试样远端取样^[10], 在晶内与晶间会形成粗大的

淬火析出相。通常认为, 大尺寸淬火析出相提高了晶界析出相的面积, 增加了单位面积内易被腐蚀质点的比例, 降低晶间腐蚀性能^[9]。另外, 淬火析出相的形成, 消耗了溶质元素, 减少了时效析出相的数量, 降低强度。但在这些研究中, 采用的冷却速率过慢, 例如在空气中的冷却速度仅为水中冷却速度的 1/100^[8,9], 导致形成的淬火析出相过于粗大。如果能合理的控制冷却速率, 控制淬火析出相的数量与尺寸, 则有望改善腐蚀性能, 并降低对力学性能的不利影响^[11]。

基于此, 本研究采用水冷淬火的方式, 通过调节淬火用水介质温度(简称淬火温度)来控制淬火过程的冷却速度, 并分析不同淬火温度作用下的超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金峰时效态的微观组织、力学性能、晶间腐蚀与剥落腐蚀性能, 研究淬火温度对组织与性能的影响关系。

1 实验

本研究使用的材料是由江苏豪然喷射成形有限公司制备的 Al-11.88Zn-2.85Mg-1.00Cu-0.13Zr (质量分数, %)合金。原始铸锭直径为 600 mm, 经热挤压制备成“工”字型材, 如图 1 所示。沿挤压方向切取长度为

收稿日期: 2021-04-04

基金项目: 国防基础科研计划 (JCKY2018110C050); 国家自然科学基金 (51971206)

作者简介: 韩宝帅, 男, 1985 年生, 博士, 中国航空制造技术研究院, 北京 100024, 电话: 010-85701427, E-mail: hbshit@126.com

500 mm 的型材作为试验材料, 经表 1 中的工艺固溶后立即转移至不同温度的水箱中淬火, 淬火转移时间不超过 10 s, 然后进行时效处理, 淬火与时效时间间隔不超过 2 h。

在型材芯部区域切取试样分析组织与性能, 取样位置如图 1 所示。利用 JEL-295 透射电镜表征析出相的形貌, 利用 Instron 5569 电子万能拉伸试验机测量拉伸力学性能, 详见前期的研究工作^[12]。晶间腐蚀试验按照 GB/T 7998-2005 标准进行, 腐蚀介质为 57 g/L NaCl+10 mL/L H₂O₂, 样品在温度为 25±2 °C 下浸泡 6 h, 使用 DM 2700 M 金相显微镜观察试样横截面形貌并测量最大腐蚀深度。剥落腐蚀(EXCO)试验按照 GB/T 22639-2008 标准进行, 腐蚀介质为 4.0 mol/L NaCl+0.5 mol/L KNO₃+0.1 mol/L HNO₃ 溶液, 样品在温度为 35±3 °C 下保温 48 h, 并检查浸泡 4、12、16、24、36、48 h 后试样潮湿状态下的表面形貌。

2 结果与讨论

2.1 淬火态微观组织

经不同温度淬火后的微观组织如图 2 所示。经 20 °C 水淬火后(图 2a1, 2a2), 晶内与晶界上无明显析出相; 经 60 °C 水淬火后, 晶界上开始出现了离散分布的析出相(图 2b1, 2b2), 尺寸分布范围为 9~32 nm, 但并未形成明显的晶界无析出带。此外, 晶内分布着大

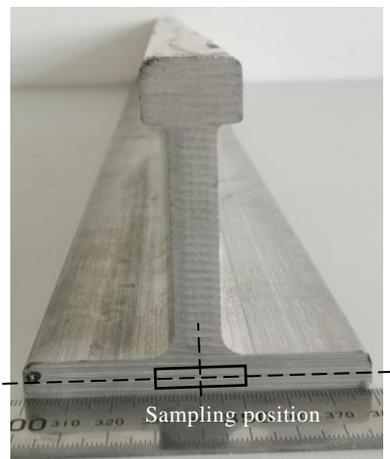


图 1 超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金挤压型材及取样位置

Fig.1 Ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy extruded profiles and sampling position

表 1 热处理工艺

Table 1 Heat treatment process

Solution treatment	Quenching temperature/°C	Peak aging treatment
450 °C/2 h	20	80 °C/12 h
+475 °C/1 h	60	+120 °C/8 h
	80	
	95	

量的弥散细小析出相。[001]带轴选区电子衍射花样显示, 晶内析出相占据了{1, 7/4, 0}位置; 根据高分辨 TEM 图相可知, 析出相尺寸不超过 3 nm, 且与基体呈共格关系(图 2b2 中插图), 可以判定此时晶内析出相主要为脱溶原子偏聚区(Guiner-Preston zone, GP 区)^[13]。当淬火温度升高至 80 °C, 除 GP 区外, 晶内出现了少量粗大的淬火析出相, 面积分数为 1.8%, 如图 2c1 所示, 形态包括近等轴状和短杆状, 其中等轴状析出相直径为 35~64 nm, 杆状相尺寸为 126~210 nm、长径比为 2~5, 符合前期研究^[14]中 η 相的特征, 但数量显著少于空冷 Al-Zn-Mg-Cu 合金^[15]。另外晶界析出相尺寸也显著增加, 尺寸分布范围为 21~75 nm(图 2c2)。进一步地, 当淬火温度增加到 95 °C, 晶内淬火析出相析出数量相继续增多、面积分数为 5.3%, 且尺寸增加、杆状相长度可达到 400 nm, 长径比增至 10, 如图 2d1 所示。另外, 晶界析出相进一步增加到 20~67 nm。

冷却过程中, 在 240~400 °C 温度区间内^[16], Mg 和 Zn 原子具有较强的扩散能力, 可突破能量势垒形核^[17]。在该温度区间内长时间停留, 有助于 Mg 和 Zn 原子偏聚, 形成晶内与晶间析出相。Dorward^[18]认为, 淬火介质温度强烈地影响着冷却速率, 淬火温度 20、60、80 和 95 °C 分别对应的冷却速度为 150、50、20 和 8 °C/s。因此, 淬火温度越高、冷却速率越慢, 冷却过程在可析出温度区间内停留的时间越长、析出相的形核与长大进行越充分、淬火析出相尺寸越大。由于晶界的能量显著高于晶内^[11], 导致晶界区域淬火析出相所需能量降低、数量显著高于晶内区域。

2.2 时效态微观组织

时效后的晶界析出相如图 3 所示。不同于 7050^[19]、7055^[20]等合金峰时效态形成的连续分布的晶界析出相, 超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金峰时效后晶界析出相呈断续分布状态。局部放大图显示, 经 20 °C 淬火后时效, 析出相尺寸分布范围为 23~65 nm, 析出相间距为 9~52 nm。随着淬火温度升高, 晶界析出相断续分布状态趋势愈发明显。此时晶间析出相根据尺寸可分为 2 种, 1 种析出相尺寸较大, 与图 2 中的晶间析出相尺寸相近, 可以认为是淬火过程产生的晶间析出相; 另 1 种尺寸在 10 nm 以下, 如图 3c 和 3d 中圆圈内所示, 被认为是时效过程中形成的晶间析出相。另外, 随着淬火温度增加, 晶界无析出带由 23 nm 增加至 41 nm。

不同淬火温度下的时效态晶界析出相的铜元素含量如表 2 所示。随着淬火温度增加, 淬火态与时效态晶界析出相内 Cu 元素含量均表现为明显增加的趋势, 且时效态 Cu 元素含量高于淬火态。比较来看, 淬火温度为 60 °C 的样品时效态、以及淬火温度为 80 和

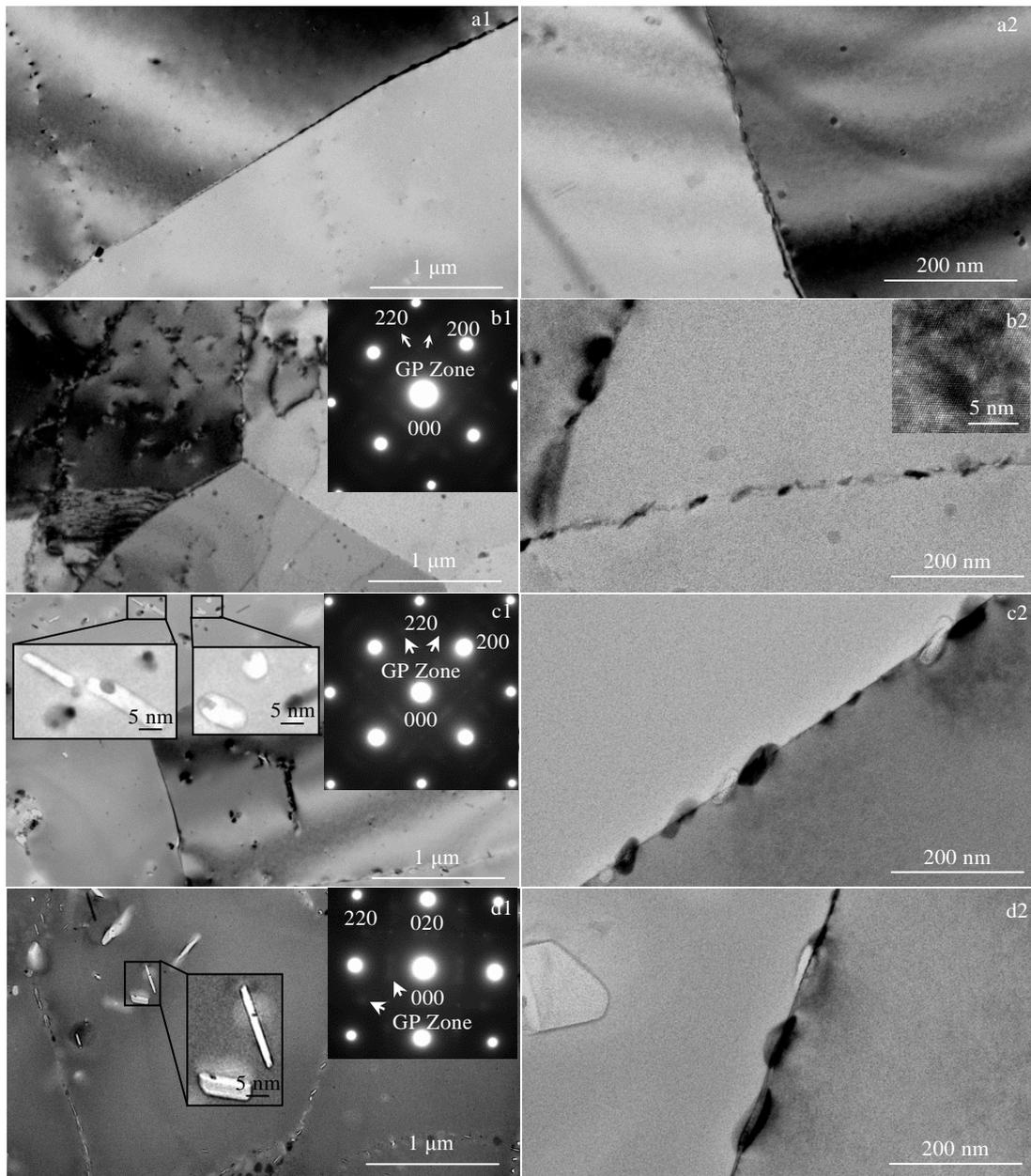


图 2 不同淬火温度下淬火态超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金析出相形貌

Fig.2 Intergranular precipitate morphologies and SAED patterns of the ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys quenched at different temperatures: (a1, a2) 20 °C, (b1, b2) 60 °C, (c1, c2) 80 °C, and (d1, d2) 95 °C

95 °C 淬火态和时效态的样品中晶界析出相 Cu 元素含量, 已经超过成分相近合金 T74 的晶界析出相(约 1.6at%)^[7]。分析认为, 相比于淬火温度为 20 °C 的样品, 提高淬火温度后, Al-Zn-Mg-Cu 合金在高温区域停留时间较长, Cu 原子向晶界析出相扩散的速度与快速扩散时间增加^[21], 提高了晶界析出相的 Cu 元素含量。

不同淬火温度下的晶内时效态析出相形貌如图 4

所示。不同于晶界析出相, 淬火温度对晶内时效析出相的尺寸与分布的影响较小。由于超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金元素含量高、过饱和驱动力大, 尽管一部分合金元素在形成淬火析出相过程中被消耗, 但由于数量远远低于时效过程形成的析出相, 因此影响有限。

2.3 力学性能

经不同温度水淬火后 Al-Zn-Mg-Cu 合金的时效态力学性能如图 5 与表 3 所示。其中, 经淬火温度为 20

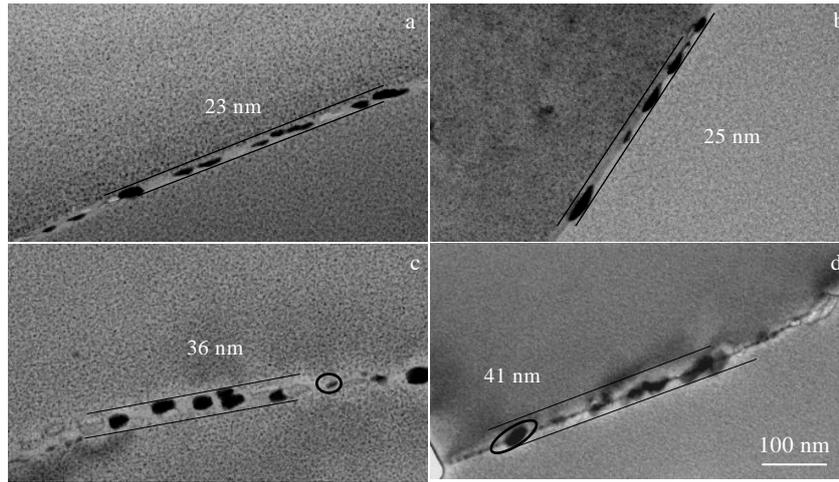


图 3 不同淬火温度下时效态超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金晶间析出相形貌

Fig.3 Intergranular precipitate morphologies of the aged ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys quenched at different temperatures: (a) 20 °C, (b) 60 °C, (c) 80 °C, and (d) 95 °C

与 60 °C 的合金各项力学性能接近。当淬火温度超过 80 °C 后，抗拉强度、屈服强度和延伸率开始呈下降趋势，相较于 20 °C 淬火 Al-Zn-Mg-Cu 合金，分别下降了 1.4%、1.8% 和 4.6%；经 95 °C 淬火合金的抗拉强度、屈服强度和延伸率进一步降低，较 20 °C 淬火分别降低了 4%、8% 和 9%。

通常认为，Al-Zn-Mg-Cu 合金中的主要强化相为与基体共格的 GP 区以及与基体半共格的 η' 相，而完全不共格的 η 相的强化效果有限^[22]。前期研究^[12]中确定，经 20 °C 水淬火的超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金峰时效态析出相主要为 η' 相，而较高的淬火温度促进了晶内粗大 η 相形成，并促进形成了尺寸较大的晶界析出

表 2 不同淬火温度下超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金晶界析出相的铜元素含量

Table 2 Cu contents of intergranular precipitate in the ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys quenched at different temperatures

Quench temperature/°C	Cu content/at%	
	As quenched	After aging
20	-	1.23 ± 0.11
60	1.43 ± 0.11	2.06 ± 0.06
80	2.17 ± 0.58	2.24 ± 0.46
95	2.23 ± 0.63	2.54 ± 0.41

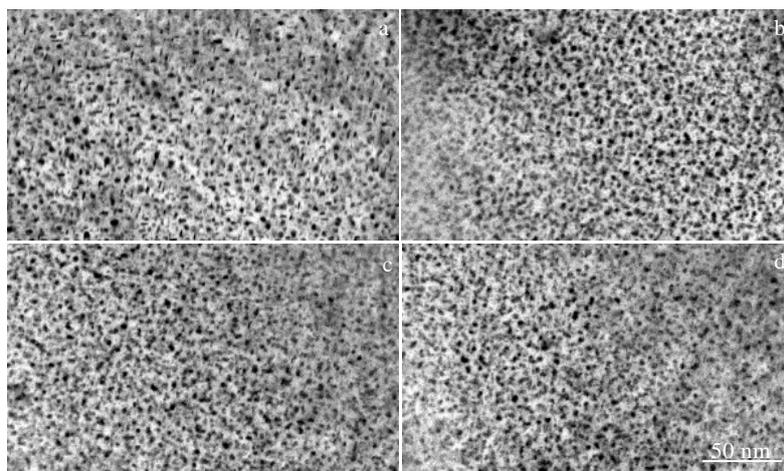


图 4 不同淬火温度下时效态超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金晶内析出相形貌

Fig.4 Intragranular precipitate morphologies of the aged ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys quenched at different temperatures: (a) 20 °C, (b) 60 °C, (c) 80 °C, and (d) 95 °C

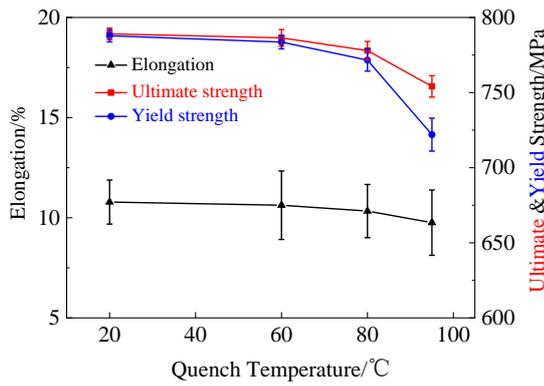


图 5 不同淬火温度下时效态超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金的拉伸力学性能

Fig.5 Tensile mechanical properties of the aged ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys quenched at different temperatures

相以及较宽的晶界无析出带，易在变形过程中导致应力集中，对力学性能带来不利的影响^[23]。虽然提高淬火温度降低了力学性能，但由于淬火析出相的比例较低，本研究中 Al-Zn-Mg-Cu 合金的强度仍然高于同种合金过时效态的强度^[24,25]，延伸率也有明显的优势^[24,26,27]。

2.4 耐腐蚀性能

不同淬火温度下时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金的晶间腐蚀深度如图 6 所示，随着淬火温度增加，晶间腐蚀深度呈现先降低后增加的趋势：经 20、60、80 和 95 °C 淬火晶间腐蚀深度分别为 208、147、107 和 256 μm，淬火温度为 80 °C 时合金的晶间腐蚀深度较 20 °C 时降低了约 50%。如图 6 所示。剥落腐蚀(EXCO)变化规律

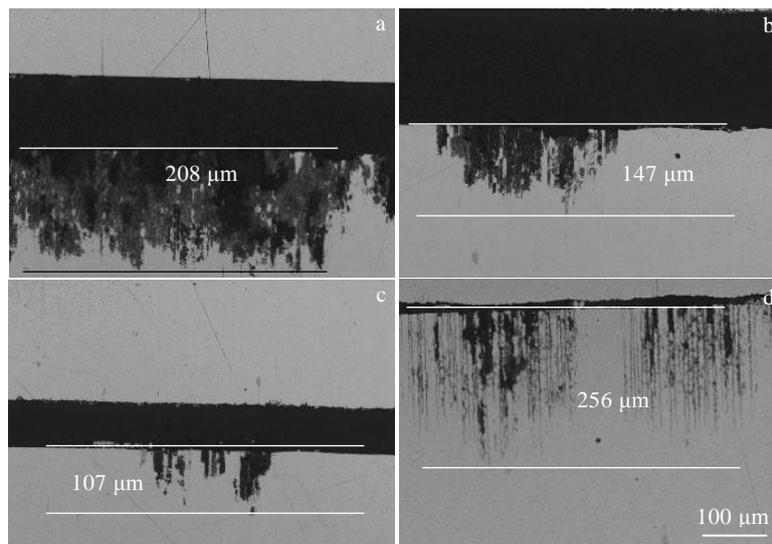


图 6 不同淬火温度下时效态超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金的晶间腐蚀形貌

Fig.6 Intergranular corrosion morphologies of the aged ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys quenched at different temperatures: (a) 20 °C, (b) 60 °C, (c) 80 °C, and (d) 95 °C

表 3 不同淬火温度下时效态超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金的拉伸力学性能统计

Table 3 Statistics of tensile mechanical properties of the aged ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys quenched at different temperatures

Quench temperature / °C	Ultimate strength / MPa	Yield strength / MPa	Elongation / %
20	789 ± 4	786 ± 4	10.8 ± 1.1
60	786 ± 6	784 ± 4	10.6 ± 1.7
80	778 ± 6	772 ± 7	10.3 ± 1.3
95	754 ± 7	722 ± 11	9.8 ± 1.6

与之相似，如图 7 所示。20 °C 淬火 Al-Zn-Mg-Cu 合金腐蚀速度最快，在腐蚀介质中浸泡 16 h 后就达到了 ED 级，与文献[2,24]的结果相一致。而随着淬火温度增加至 80 °C，腐蚀速度与程度明显降低，淬火温度为 60 和 80 °C 的样品最终腐蚀等级分别为 EA 和 PC-EA 级。但当淬火温度升高至 95 °C，剥落腐蚀性能下降，最终腐蚀等级为 EB 级。

根据阳极溶解理论^[28]，铝基体的腐蚀电位高于晶间析出相，使得腐蚀过程中晶间析出相成为阳极被优先腐蚀。由于 Cu 元素的电位(1.90 eV)显著高于 Zn(1.65 eV)和 Mg(1.31 eV)，增加晶界 Cu 元素含量，可提高晶界电位^[29]，缩小晶内与晶间的电位差，降低了腐蚀驱动力。另外，在腐蚀裂纹扩展过程中，晶界上连续分布或间距较小的析出相通常被认为是阳极溶解扩散通道^[28]，增加晶间析出相的间距，相当于阻断了阳极溶解通道，抑制腐蚀裂纹沿晶间扩展。根据氢致开裂理论^[30]，腐蚀过程

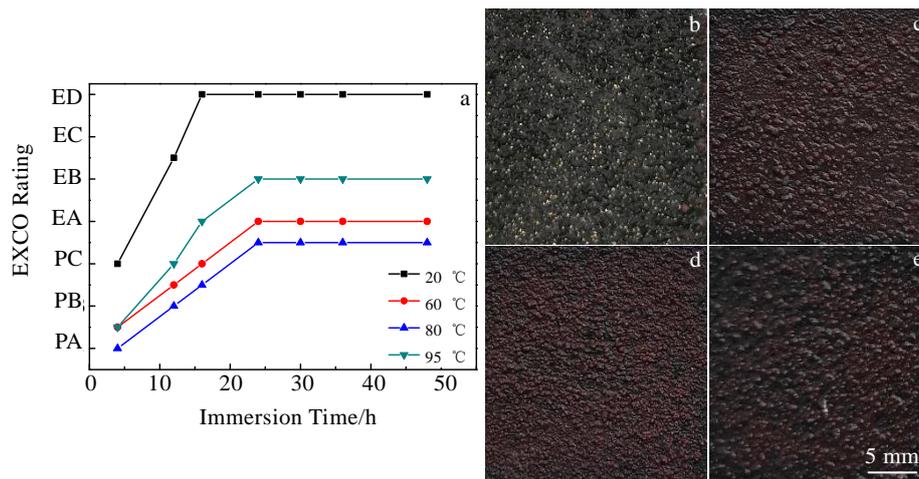


图7 不同淬火温度下时效态超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金的剥落腐蚀性能

Fig.7 Exfoliation corrosion performance of the aged ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy quenched at different temperatures: (a) relationship between corrosion grades and time; (b~e) exfoliation corrosion morphologies of alloys quenched at 20 °C (b), 60 °C (c), 80 °C (d), and 95 °C (e)

产生的H元素会沿着晶界扩展,进入裂纹尖端导致氢脆,而晶界上粗大的 η 相则可以吸附H原子,形成 H_2 促使H原子从合金基体内逸出,抑制氢脆,降低腐蚀开裂倾向。综上所述,粗大、断续分布,高Cu含量的晶间析出相对Al-Zn-Mg-Cu合金的耐蚀性能具有积极的作用。

本研究中,经20 °C淬火的Al-Zn-Mg-Cu合金的析出相尺寸与相间距小、Cu含量低,因此耐腐蚀性能差。随着淬火温度升高,晶间析出相尺寸与间距增加、Cu含量提高,耐蚀性逐渐优化。其中60与80 °C淬火Al-Zn-Mg-Cu合金时效态剥落腐蚀性能优于文献[24]中成分相近合金T74与RRA态实验结果,与文献[2]中T73态结果相接近。但当淬火温度升高至95 °C时,晶界析出相的尺寸过于粗大,晶间析出相的面积分数增加,易被腐蚀的区域比例提高^[31],降低了耐蚀性。综上,当淬火温度区间在60~80 °C时,超高强Al-Zn-Mg-Cu保持了较高的力学性能,并显著改善了耐蚀性能。

3 结论

1) 提高淬火温度,促进了晶内与晶间形成粗大的淬火析出相,提高了晶界析出相Cu元素的含量,但淬火温度对时效后产生的弥散析出相影响微弱。

2) 提高淬火温度降低了时效态合金的拉伸力学性能,95 °C淬火Al-Zn-Mg-Cu合金的抗拉强度、屈服强度与延伸率较20 °C淬火分别降低了4%、8%和9%,但高于同类合金的过时效态。

3) 提高淬火温度,耐蚀性能显著优化,80 °C淬火Al-Zn-Mg-Cu合金的晶间腐蚀深度为107 μm ,剥落

腐蚀等级为PC-EA级,优于同类合金的过时效态;分析认为耐蚀性能的变化与淬火温度变化导致的晶间析出相形态与Cu含量变化有着直接的关系。

参考文献 References

- [1] Dursun T, Costas S. *Materials & Design*[J], 2014, 56: 862
- [2] Marlaud T, Malki B, Henon C *et al. Corrosion Science*[J], 2011, 53(10): 3139
- [3] Sun X Y, Zhang B, Lin H Q *et al. Corrosion Science*[J], 2014, 79: 1
- [4] Deschamps A, Brechet Y. *Acta Materialia*[J], 1998, 47(1): 293
- [5] Li Long, Wei Lijun, Xu Yanjin *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 742: 102
- [6] Wei Lijun, Han Baoshuai, Ye Fan *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(3): 6850
- [7] Xie Peng, Chen Songyi, Chen Kanghua *et al. Corrosion Science*[J], 2019, 161: 108 184
- [8] Liu Shengdan, Li Qun, Lin Huaqiang *et al. Materials & Design*[J], 2017, 132: 119
- [9] Song Fengxuan, Zhang Xinming, Liu Shengdan *et al. Corrosion Science*[J], 2014, 78: 276
- [10] Li Peiyue(李培跃), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yongan(张永安) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2011, 21(5): 961
- [11] Huang Lanping, Chen Kanghua, Li Shu *et al. Scripta Materialia*[J], 2007, 56(4): 305
- [12] Han Baoshuai(韩宝帅), Wei Lijun(魏立军), Xu Yanjin(徐严谨) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2020,

- 56(7): 1007
- [13] Lee Yun Soo, Koh Dong Hyeon, Kim Hyoung Wook *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 147: 45
- [14] Liu Shengdan, Liu Wenjun, Zhang Yong *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 507(1): 53
- [15] Liu S D, Chen B, Li C B *et al. Corrosion Science*[J], 2015, 91: 203
- [16] Godard D, Archambault P, Aeby-Gautier E *et al. Acta Materialia*[J], 2002, 50(9): 2319
- [17] Werenskiold J C, Deschamps A, Br échet Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 293(1-2): 267
- [18] Dorward R C, Beerntsen D J. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 1995, 26(9): 2481
- [19] Ren Jianping, Song Renguo. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(4): 1159
- [20] Shao Yong(邵 勇), Zhao Pengfei(赵鹏飞), Liu Qihang(刘启航) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(12): 4199
- [21] Du Y, Chang Y A, Huang B Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 363(1-2): 140
- [22] Shercliff H R, Ashby M F. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1990, 38(10): 1789
- [23] Park J K, Ardell A J. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1991, 39(4): 591
- [24] Ran Fanqing, Chai Lihua, Chen Ziyong *et al. Corrosion Engineering Science and Technology*[J], 2014, 49: 712
- [25] Chen Ziyong, Mo Yuanke, Nie Zuoren. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2013, 44(8): 3910
- [26] Ditta Allah, Wei Lijun, Xu Yanjin *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 797: 558
- [27] Ditta Allah, Wei Lijun, Xu Yanjin *et al. Materials Characterization*[J], 2020, 161: 110 133
- [28] Cooper K R, Kelly R G. *Corrosion Science*[J], 2007, 49(6): 2636
- [29] Dong Pengxuan, Chen Songyi, Chen Kanghua. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 788: 329
- [30] Su Hang, Toda Hiroyuki, Shimizu Kazuyuki *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 176: 96
- [31] Yuan Dingling, Chen Kanghua, Chen Songyi *et al. Materials & Design*[J], 2019, 164: 107 558

Effect of Quench Temperature on Microstructure and Properties of Ultra-High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloy

Han Baoshuai, Zeng Yuansong, Xu Yanjin, Rong Gang, Ma Xiaoguang, Hou Hongliang, Han Xiuquan
(AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

Abstract: The ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy with strength of 800 MPa has a promising application prospect in the aviation industry, and also has a great effect on the structural lightweight. However, its application is limited at present due to its poor corrosion resistance. In this study, by controlling the quenching temperature of the cooling water (quenching temperature for short), the quenching precipitates formed between the crystals of the ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy to control the corrosion resistance. The peak aged microstructure, tensile mechanical properties, intergranular corrosion properties and exfoliation corrosion properties of the alloy after quenching at different temperatures were studied and compared. It is found that increasing the quenching temperature promotes the formation of the intragranular and intergranular quenched precipitates, and also promotes the intermittent distribution of the aged precipitates and the content of Cu in intergranular precipitates. When the quenching temperature increases to 80 °C, the tensile strength at room temperature decreases by only 1.4%, but the intergranular corrosion depth decreases by about 50%. The exfoliation corrosion is optimized from ED grade to PA-EA grade when the quenching temperature increases to 80 °C, but continuing to increase the quenching temperature will reduce the corrosion resistance. The analysis believes that when the proper quenching temperature is between 60 and 80 °C, the quenched precipitates formed in the grain boundary region increase the grain boundary potential and block the corrosion propagation channel. At the same time, the number and size of precipitates can be controlled, without causing a significantly reduction in the mechanical properties.

Key words: ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy; quenching temperature; intergranular precipitates; mechanical properties; corrosion resistance

Corresponding author: Xu Yanjin, Ph. D., Researcher, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, P. R. China, Tel: 0086-10-85701427, E-mail: xuyj020@avic.com