退火温度对 Al-Cu-Mg-Ag 合金力学性能和晶间腐蚀行为的影响①

王树娟, 柏松, 刘志义
(中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)

摘 要: 采用拉伸试验、晶间腐蚀试验、电化学测试、扫描电镜、透射电镜和 X 射线衍射技术研究了退火温度对 Al-Cu-Mg-Ag 合金板材力学性能、晶间腐蚀行为和微观组织的影响。结果表明,退火时间 4 h 时,退火温度从 335 ℃升高至 395 ℃,可细化合金板材的再结晶晶粒,促进组织中残余第二相粒子的溶解,从而显著提高合金的力学性能。合金板材经 335 ℃/4 h 低温退火后优先形成 Cube 织构,而经 395 ℃/4 h 高温退火后优先形成 Goss 织构。高温退火导致腐蚀电流密度增大、腐蚀电位负移,合金板材的晶间腐蚀速率加快、抗腐蚀能力下降。

关键词: Al-Cu-Mg-Ag 合金; 退火; 晶粒尺寸; 晶间腐蚀; 织构演变; 热处理
中图分类号: TB302;TG146 **文献标志码**: A doi:10.3969/j.issn.0253-6099.2026.04.033
文章编号: 0253-6099(2026)04-0215-07

Effects of Annealing Temperatures on Mechanical Properties and Intergranular Corrosion Behavior of Al-Cu-Mg-Ag Alloys

WANG Shujuan, BAI Song, LIU Zhiyi
(*School of Materials Science and Engineering*, *Central South University*, *Changsha* 410083, *Hunan*, *China*)

Abstract: The effects of annealing temperatures on mechanical properties, intergranular corrosion resistance and microstructure of an Al-Cu-Mg-Ag alloy sheet were investigated by tensile tests, intergranular corrosion tests, electrochemical measurements, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and X-ray diffraction. The results show that with an annealing time of 4 h, the annealing temperature increased from 335 ℃ to 395 ℃ can refine the recrystallized grains of alloy sheet and promote the dissolution of residual second-phase particles, which significantly enhances the mechanical properties of the alloy. Cube texture preferentially develops in specimens annealed at 335 ℃ for 4 h, whereas Goss texture becomes the dominant texture after annealing at 395 ℃ for 4 h. It is found that higher annealing temperatures lead to increased corrosion current density and negative shift of corrosion potential, which accelerates the intergranular corrosion rate and degrades the corrosion resistance of the alloy sheet.

Key words: Al-Cu-Mg-Ag alloy; annealing; grain size; intergranular corrosion; texture evolution; heat treatment

Al-Cu-Mg-Ag 系合金凭借优异的耐热性能,能够满足超音速飞机等航空航天装备的性能要求,是该领域极具应用前景的合金体系。国内外学者在 Al-Cu-Mg-Ag 合金成分设计、析出相调控[1]、热处理工艺优化及制备工艺等方面开展了大量研究工作[2-6],以期进一步提升合金力学性能。但已有研究着重关注 Al-Cu-Mg-Ag 合金高温下的耐热性能,对该系合金腐蚀性能的研究不足。而腐蚀作为材料失效的主要形式之一,同样制约着合金的工程应用范围。开展 Al-Cu-Mg-Ag 合金腐蚀性能的研究,对提升其综合性能具有重要的实际意义。

通过调控合金元素含量、优化时效工艺等方式可有效提升 Al-Cu-Mg-Ag 合金的耐腐蚀性能[7-11],但已有研究多聚焦于该系合金在海水环境中的剥落腐蚀、

① **收稿日期**: 2026-02-25
基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52071341)
作者简介: 王树娟(2000—)女,内蒙古乌兰察布人,硕士研究生,主要从事铝合金热处理工艺研究。E-mail:3080250646@qq.com
通信作者: 柏松(1984—),男,江苏盐城人,副教授,主要从事铝合金组织调控与强韧化研究。E-mail:baisongmse@163.com

应力腐蚀行为及循环极化特性[9-11]，对合金微观结构与抗晶间腐蚀性能之间的内在关联关注较少，尤其缺乏退火制度对合金抗晶间腐蚀性能影响的研究。因此，本文以该系合金退火态板材为研究对象，研究不同退火温度对合金板材力学性能与晶间腐蚀性能的影响规律，并分析了退火温度影响合金性能的机理。

1 实验材料与方法

实验所用 Al-Cu-Mg-Ag 合金的化学成分见表 1。将合金原料在 750 ℃下完成熔化，随后对熔体进行搅拌，经六氯乙烷（C_2Cl_6）除气并静置 15 min 后进行浇铸获得铸锭。铸锭在箱式电阻炉中进行 420 ℃/6 h+490 ℃/72 h 双级均匀化，随后铣面并在 450 ℃下用 Φ420 mm 轧机经多道次轧制至 2 mm 厚的薄板。依据前期研究经验，所得轧制薄板分别在 335 ℃和 395 ℃下退火 4 h，得到实验所需的不同退火态板材样品。为便于描述，本文将 335 ℃/4 h 退火命名为低温退火，将 395 ℃/4 h 退火命名为高温退火。

表 1 实验合金化学成分（质量分数）

Table 1 Chemical composition of experimental alloy %

Cu	Mg	Ag	Mn	Ti	Fe	Si	Al
4.30	1.30	0.90	0.30	0.07	0.03	0.02	余量

室温拉伸样品沿板材 L-T 向取样，拉伸试验在 WDW-50E 型拉伸试验机上进行，拉伸速度为 2 mm/min。晶间腐蚀（IGC）样品经打磨抛光、清洗后在晶间腐蚀液（1 000 mL 去离子水+10 mL 30% H_2O_2+57 g NaCl）中浸泡 3 h 和 6 h。腐蚀后样品经镶样和抛光后利用 DMM-900C 金相显微镜测量最大腐蚀深度。在 CS310H 型电化学工作站上进行电化学性能测试，样品测试面尺寸为 10 mm×10 mm。利用 ZSimpWin 软件进行等效电路绘制和阻抗图谱拟合。使用金相显微镜观察不同退火态合金经阳极覆膜后的晶粒组织。采用 Tescan Mira4 扫描电镜（SEM）观察组织中第二相粒子。采用 SmartLab SE 型 X 射线衍射仪测量宏观织构，并利用 ATEX 软件计算取向分布函数（ODF）图及织构体积分数。采用 Tecnai G2 20 型透射电镜（TEM）对不同退火态合金的微观组织结构进行表征。

2 实验结果

2.1 板材拉伸性能

合金板材经不同退火处理后的室温拉伸性能如表 2 所示。升高退火温度提高了板材的室温拉伸性能。高温退火后，板材抗拉强度、屈服强度和断后延伸率分别从低温退火后的 126.2 MPa、199.4 MPa、11.7% 增加到 216.0 MPa、331.5 MPa、12.2%。

表 2 合金退火后的室温拉伸性能

Table 2 Tensile properties of annealed alloy at room temperature

退火方式	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后延伸率/%
低温退火	126.2±1.9	199.4±0.2	11.7±0.6
高温退火	216.0±3.9	331.5±2.8	12.2±0.2

2.2 板材 IGC 结果

垂直于轧向退火态板材横截面的 IGC 形貌如图 1 所示。可见，延长腐蚀时间或升高退火温度，样品最大 IGC 深度均增加，即 IGC 敏感性增大。4 种样品的最大 IGC 深度分别为 93.6、122.1、107.4 和 149.7 μm。因此，低温退火板材的抗 IGC 能力要高于高温退火板材。

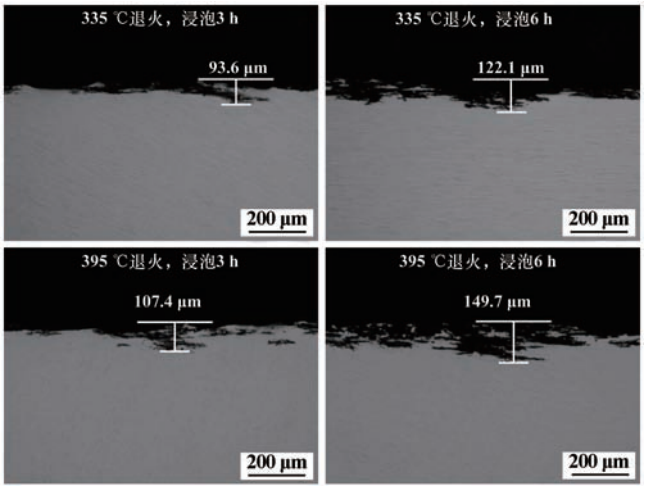


图 1 退火态板材横截面 IGC 形貌

Fig. 1 Cross-sectional IGC morphologies of annealed alloy sheets

2.3 板材金相组织

图 2 为不同退火态合金板材的金相组织。板材经低温退火后，晶粒以等轴晶为主，少量大尺寸晶粒沿轧制方向分布，平均晶粒尺寸较大（109.4 μm）；经高温

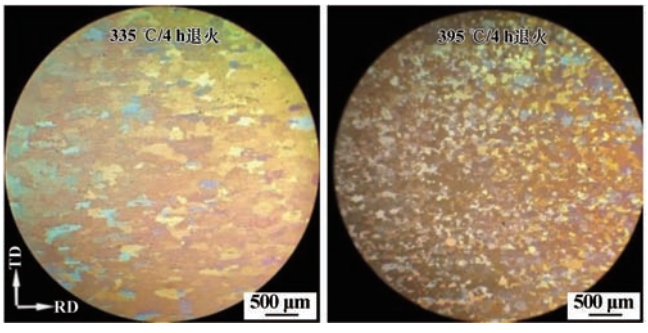


图 2 不同退火态合金板材金相组织

Fig. 2 OM images of different annealed alloy sheets

退火后,合金形成了更为细小(平均晶粒尺寸 52.2 μm)的等轴晶,即高温退火可以细化板材的再结晶组织。

2.4　板材 SEM 分析

2.4.1　退火态组织的第二相

图 3、图 4 和表 3 分别给出了不同退火态合金板材中第二相的 SEM 形貌、元素面分布图和能谱分析结果。由图 3 可见,2 种退火态合金组织中均存在残余第二相。低温退火后,样品中存在尺寸细小的点状第二相,同时还有尺寸较大、形状不规则的第二相粒子。而高温退火后,样品中细小的点状第二相数量显著减少,不规则第二相数量无明显变化,但发生球化。图 4 结果表明,2 种退火态合金中粗大的残余第二相颗粒主要富集了 Cu 和 Mg 元素和微量 Mn 和 Fe 元素。由表 3 可知,图 3 中残余第二相富含 Cu 元素和少量 Mg、Mn、Fe 元素,因此 2 种退火态板材中的残余第二相均为 AlCuMg、AlCuFe 和 AlCuMn 相。

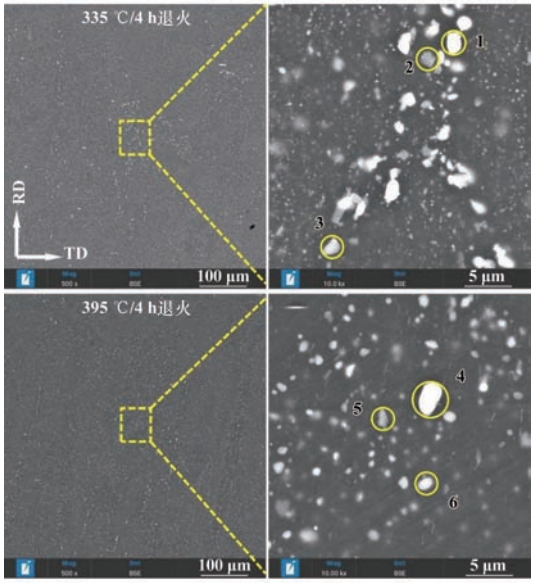
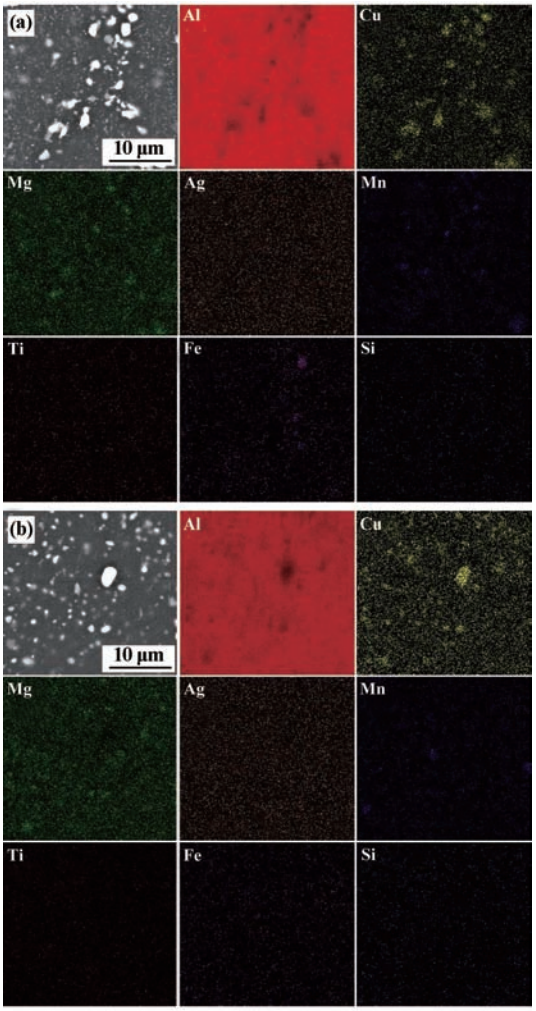


图 3　合金板材经不同退火后第二相的 SEM 形貌

Fig. 3　SEM morphologies of second phase in different annealed alloy sheets

2.4.2　板材拉伸断口形貌

图 5 为不同退火态合金板材的室温拉伸断口形貌。从图 5 可以看出,2 种板材的断口均为韧性断裂,且高温退火样品的拉伸断口更为平整;不同退火样品的断口主要由一些尺寸不同、深度不等的韧窝构成,并且一些韧窝、孔洞的底部存在第二相粒子。对比韧窝分布情况可知,高温退火样品断口的韧窝更多,分布也更均匀,且韧窝底部的第二相粒子也相对较少;低温退火样品断口虽存在较深韧窝,但尺寸不均匀且韧窝数量较少。韧窝的差异表明低温退火样品的韧性较差,这与其较低的延伸率相吻合。为了进一步确定韧窝底部第二相粒子的成分,对图 5 中标记点进行成分分析,结果如表 4 所示。由表 4 可知,不同位置第二相粒子的 Al/Cu 原子比在 1.2~5.9 范围内,由于各粒子主要由 Al、Cu 元素构成,韧窝底部第二相粒子主要为 Al_2Cu 相。



(a) 低温退火; (b) 高温退火

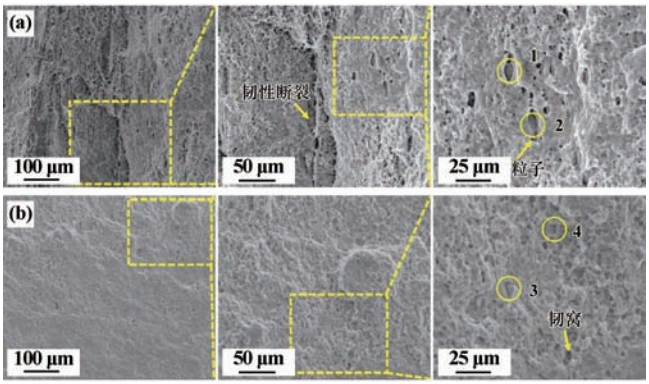
图 4　不同退火态合金板材第二相的元素面分布图

Fig. 4　Elemental mappings of second phase in different annealed alloy sheets

表 3　图 3 中标记点第二相能谱分析结果(原子分数)

Table 3　EDS results of second phase at marked points in Fig. 3　%

编号	Al	Cu	Mg	Ag	Mn	Ti	Fe	Si
1	88.4	7.6	0.9	0.2	0.8	—	2.3	—
2	94.3	3.5	0.7	0.2	0.5	—	0.8	—
3	89.7	6.1	3.7	0.3	0.1	—	—	0.1
4	84.1	14.5	1.1	0.1	0.1	—	—	—
5	93.4	2.5	0.9	0.2	2.7	0.1	0.2	0.1
6	86.5	7.9	5.1	0.3	0.2	0.1	—	—



(a) 低温退火; (b) 高温退火

图5 不同退火态合金板材的室温拉伸断口形貌

Fig. 5 Room-temperature tensile fracture surfaces of different annealed alloy sheets

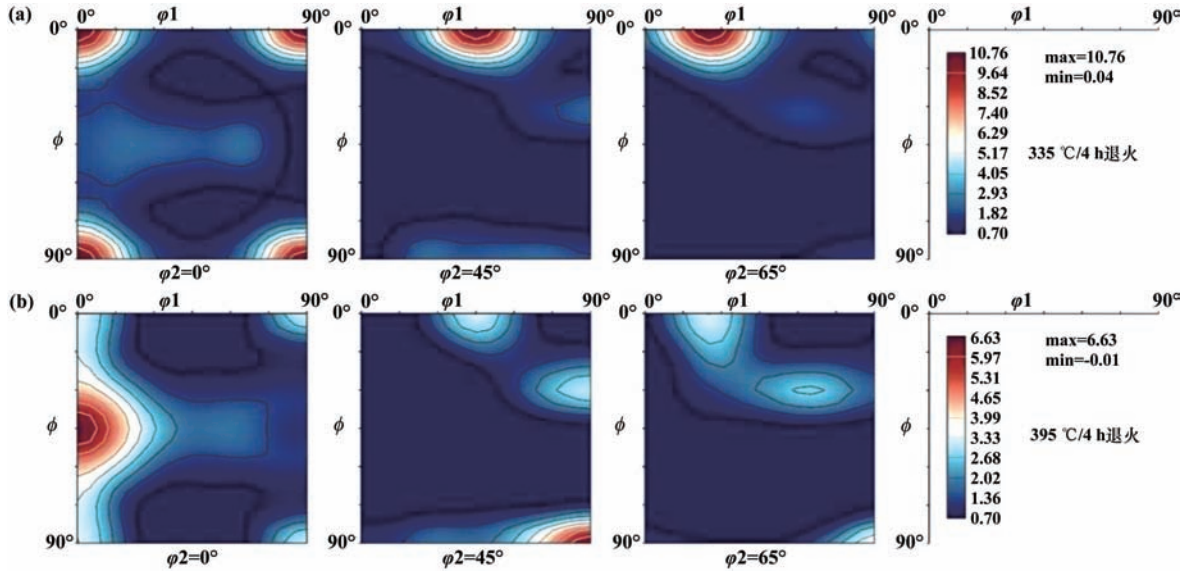
表4 图5中标记点的能谱分析结果(原子分数)

Table 4 EDS results at marked points in Fig. 5 %

编号	Al	Cu	Mg	Ag	Mn	Ti	Fe	Si
1	69.5	27.8	2.1	0.1	0.3	0.1	0.1	0.1
2	54.1	44.1	1.4	0.1	0.1	0.1	—	0.1
3	83.0	14.0	2.1	0.3	0.3	0.1	0.2	—
4	76.8	19.9	1.2	0.3	0.6	0.4	0.5	0.3

2.5 板材宏观织构分析

图6为不同退火态合金板材的ODF图。由图6可见,低温退火样品的织构以强Cube织构为主,同时含有相对较弱的Brass、Copper、P、S和Goss织构,且Cube、Brass、Copper、P、S和Goss的最高强度分别为10.76、2.39、2.26、2.63、1.81和1.99。而高温退火样品



(a) 低温退火; (b) 高温退火

图6 不同退火态合金板材的ODF图

Fig. 6 ODF sections of different annealed alloy sheets

中Cube织构强度降至3.35,但出现强Goss织构且最大强度为6.63,Copper、P和S织构的最高强度分别为3.14、1.87和2.82。由此可知,升高退火温度促进了Goss织构的形成,但抑制了Cube织构的生长。

表5为不同退火态合金板材中各织构组分的体积分数。由表5可见,随着退火温度升高,板材中Cube织构的体积分数从30.96%降至8.71%,而Goss织构的体积分数从3.42%增至26.50%,Brass织构消失。

表5 不同退火态合金中不同织构的体积分数

Table 5 Volume fractions of different textures in annealed alloy sheets %

退火方式	织构种类					
	Brass	Copper	S	Goss	Cube	P
低温退火	2.17	6.01	3.85	3.42	30.96	6.27
高温退火	—	15.06	17.81	26.50	8.71	6.28

2.6 板材退火态组织的TEM分析

图7为退火态合金沿近$<100>_{\alpha}$晶带轴的TEM组织形貌。从图7可见,棒状相T相与球状相θ相共存。升高退火温度,合金板材中棒状相和球状相数量减少,且棒状相的尺寸减小。定量测量结果表明,低温退火样品中棒状相的平均长宽比为3.84,而高温退火样品中棒状相的平均长宽比为3.40。

2.7 板材电化学性能分析

图8为退火态合金板材在晶间腐蚀液中的极化曲线和电化学阻抗谱图。样品在晶间腐蚀液中的Tafel拟合和阻抗谱拟合结果分别如表6和表7所示。表6

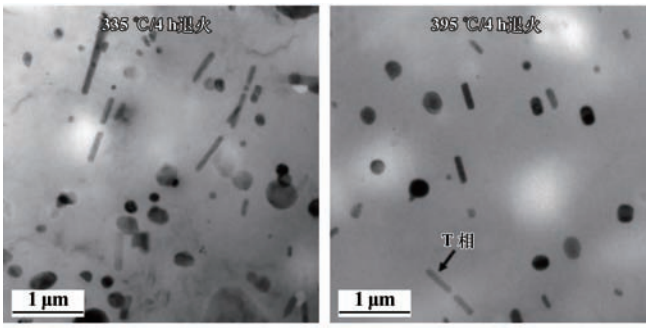


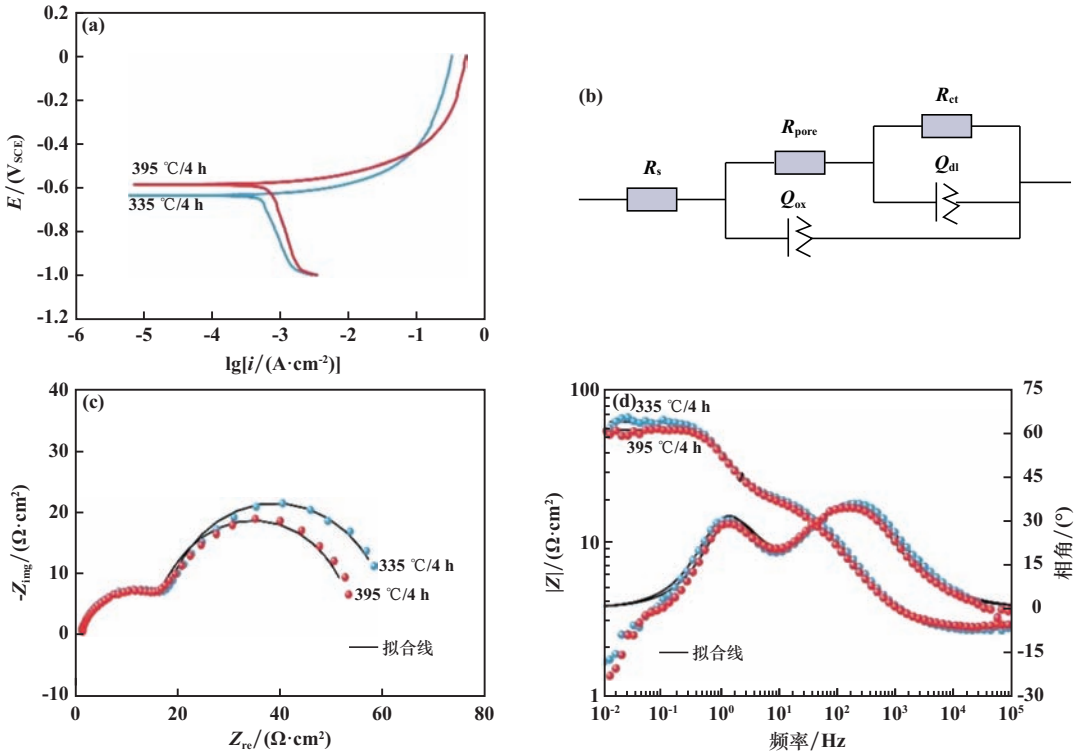
图 7　退火态合金沿近<100>$_\alpha$晶带轴的 TEM 组织形貌

Fig. 7　TEM microstructures of annealed alloy taken near the <100>$_\alpha$ zone axis

中的极化电阻 R_p 可以通过 Stern-Geary 方程[12]计算得到:

$$I_{corr}=\frac{1}{2.303R_p\left(\frac{1}{b_a}+\frac{1}{|b_c|}\right)} \tag{1}$$

铝合金的腐蚀电位主要取决于固溶体中的溶质浓度、第二相颗粒和晶界[13]。在本研究中,随着退火温度升高,退火态样品晶粒尺寸减小,相应的晶界数量增加,腐蚀电位应呈现向负值偏移的趋势。然而,从图 8(a)可知,腐蚀电位值(E_{corr})随着退火温度升高呈现向正值偏移的趋势(由-0.63V升至-0.58V),这意味着应重点关注阴极动力学[14]。腐蚀电流密度(I_{corr})主要与阴极活性的变化有关,表 6 中的腐蚀电流密度从低温退火的 1.74×10^{-3} A/cm^2 增至高温退火的 1.97×10^{-3} A/cm^2,相应的极化电阻从 60.76 Ω·cm^2 降至 48.08 Ω·cm^2,表明升高退火温度增强了阴极反应动力学,降低了合金的耐腐蚀性。为了进一步分析晶间腐蚀的电化学行为,通过图 8(b)中的等效电路进行阻抗谱拟合,获得 Nyquist 图、Bode 图的拟合曲线和表 7 的拟合结果。从 Nyquist 图可以看出,低温退火样品在高频和低频处的电容环半径大于高温退火样品。Bode 图中低温退火样品的阻抗模量始终大于高温退



(a) 动电位极化曲线;(b)等效电路;(c) Nyquist 图;(d) Bode 图

图 8　退火态合金板材在晶间腐蚀液中的极化曲线和电化学阻抗谱图

Fig. 8　Polarization curves and electrochemical impedance spectroscopy (EIS) plots of annealed alloy sheets in IGC solution

表 6　合金退火后在晶间腐蚀液中的 Tafel 拟合结果

Table 6　Tafel fitting results of annealed alloy in IGC solution

退火方式	b_a/V	b_c/V	I_{corr}/(A·cm^{-2})	E_{corr}/V	R_p/(Ω·cm^2)	腐蚀速率/(mm·A^{-1})
低温退火	0.25	6.23	1.74×10^{-3}	-0.63	60.76	18.36
高温退火	0.22	24.08	1.97×10^{-3}	-0.58	48.08	20.67

表 7　合金退火后在晶间腐蚀液中的阻抗谱拟合结果

Table 7　EIS fitting results of annealed alloy in IGC solution

退火方式	R_s/(Ω·cm^2)	Q_{ox}/(F·cm^2)	n_{ox}	R_{pore}/(Ω·cm^2)	Q_{dl}/(F·cm^2)	n_{dl}	R_{ct}/(Ω·cm^2)	(R_{pore}+R_{ct})/(Ω·cm^2)
低温退火	2.66	6.76×10^{-4}	0.76	19.79	4.83×10^{-3}	1	40.77	60.56
高温退火	2.82	7.41×10^{-4}	0.77	18.68	4.58×10^{-3}	1	34.48	53.16

火样品的阻抗模量,表明低温退火样品具有较高的极化电阻。同时可以看出,Bode 图的相角峰值始终出现在高频区域,低温退火和高温退火样品的最大相位角所在频率分别为 183.05 Hz 和 144.97 Hz,最大相位角分别为 36.88°和 34.60°。低温退火样品的相角峰峰高始终大于高温退火样品,对应于较小的电容值和较大的电阻值,从而使样品具有较低的腐蚀速率。

综上所述,电化学测试结果也表明低温退火样品具有更低的 IGC 腐蚀速率,与图 1 结果一致。

3 分析与讨论

对 Al-Cu-Mg-Ag 合金热轧板进行退火,可消除合金内部产生的内应力,同时能降低合金位错密度,使其发生软化[15]。本研究通过对比不同退火温度下样品的力学性能发现,高温退火样品的抗拉强度、屈服强度及断后延伸率均优于低温退火样品的相应值,即适当提高退火温度有助于提高合金板材的拉伸性能。

此外,退火温度同样影响退火过程中的再结晶行为。由图 2 可知,升高退火温度,晶粒显著细化,这与再结晶动力学相关。再结晶形核速率 N 与退火温度 T 的关系[16]可表示为:

$$N = C\exp\left(\frac{-Q_N}{RT}\right) \tag{2}$$

式中:C 和 R 为常数;Q_N 为形核的活化能。

由式(2)可知,形核速率与退火温度成正相关。因此退火温度升高时,形核速率增加,合金晶粒尺寸得到细化。

作为时效硬化型合金,Al-Cu-Mg-Ag 合金的强化机制主要包括固溶强化、细晶强化、第二相强化及位错强化[17]。结合图 3 与图 7 的分析结果可知,不同退火样品中残余第二相的类型无显著差异,但随着退火温度升高,残余第二相的数量明显减少。高温退火样品中更多的残余第二相重新溶解于基体中,导致其第二相占比低于低温退火样品的第二相占比。由此可见,退火温度对合金性能的影响主要通过细晶强化和固溶强化机制实现,进而提升了高温退火合金的力学性能。

此外,退火温度显著影响热轧板材中织构的演变。低温退火时,Cube 织构更容易形成,这是因为低温退火时 Cube 取向晶粒与 S 取向晶粒之间的 Σ5 晶界具有更高的迁移速率,使其具备优先生长的特性。高温退火时,Goss 取向晶粒与 Brass 取向晶粒间的 Σ9 晶界迁移速率更高,而 Σ5 晶界的生长受到抑制,因此高温退火后合金中形成强 Goss 织构[18]。

退火温度不仅影响合金的力学性能,还对其腐蚀性能起着重要作用。图 1 中的 IGC 深度表明,高温退火样品的腐蚀速率较快,同时图 8 结果也证明提高退火温度会降低合金的耐腐蚀性能。产生这种现象的原因,一是高温退火后的再结晶晶粒尺寸更小,晶界数量增多,为腐蚀介质提供了更多扩散通道;二是回溶的第二相粒子导致基体的溶质含量增大,微腐蚀电池数量增加,腐蚀反应动力学过程加快,导致合金耐腐蚀性能降低[19]。此外,高温退火样品细小的再结晶晶粒使得单位体积内腐蚀产物诱发的晶界体积膨胀效应加剧,致使晶界处产生显著的楔入应力,加速了 IGC 的扩展进程,恶化了合金的耐腐蚀性能[20]。综上所述,合金的抗晶间腐蚀性能随着退火温度升高而降低。

4 结论

1) 退火时间 4 h,退火温度从 335 ℃升至 395 ℃,合金板材的抗拉强度从 126.2 MPa 提高到 216.0 MPa,屈服强度从 199.4 MPa 提高到 331.5 MPa,断后延伸率从 11.7%增大到 12.2%。

2) 高温退火细化了合金板材的再结晶晶粒,同时促进组织中残余第二相的溶解。

3) 低温退火时,合金板材中形成了强 Cube 织构;而高温退火时,合金板材优先形成强 Goss 织构。

4) 提高退火温度会降低腐蚀电位、增大腐蚀电流密度,从而降低合金板材的抗晶间腐蚀性能。

参考文献(References):

[1] 刘志义,李云涛,刘延斌,等. Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2007,17(12):1905-1915.
Liu Zhiyi, Li Yuntao, Liu Yanbin, et al. Development of Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(12):1905-1915.

[2] 刘莹雪,刘鹏程,胡克福,等. 热处理对 QAl11-6-6 合金挤压棒组织与硬度的影响[J]. 矿冶工程, 2025,45(1):160-165.
Liu Yingxue, Liu Pengcheng, Hu Kefu, et al. Effect of heat treatment on microstructure and hardness of QAl11-6-6 alloy extruded rod[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2025,45(1):160-165.

[3] 宋转转,尹登峰,王华,等. Cu 含量及热处理对 Al-Cu-Mn 合金显微组织及力学性能的影响[J]. 矿冶工程, 2024,44(6):156-162.
Song Zhuanzhuan, Yin Dengfeng, Wang Hua, et al. Effect of Cu content and heat treatment on microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Mn alloys[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2024, 44(6):156-162.

[4] 何俊龙,郑亚亚,任杰克,等. 新型热机械处理对 Al-Cu-Mg 合金微观组织与综合性能的影响[J]. 矿冶工程, 2021,41(6):189-193.
He Junlong, Zheng Yaya, Ren Jieke, et al. Effect of novel thermomechanical treatment on microstructure and comprehensive properties of Al-Cu-Mg alloy[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2021,

41(6):189-193.

[5] Lu Z L, Pan Q L, Liu X Y, et al. Artificial neural network prediction to the hot compressive deformation behavior of Al-Cu-Mg-Ag heat-resistant aluminum alloy[J]. Mechanics Research Communications, 2011,38(3):192-197.

[6] 肖代红,陈康华. 等径角挤压对 Al-Cu-Mg-Ag 合金组织性能的影响[J]. 材料科学与工艺, 2011,19(6):129-132.
Xiao Daihong, Chen Kanghua. Effect of equal channel angular pressing on microstructure and properties of Al-Cu-Mg-Ag aluminum alloys[J]. Materials Science and Technology, 2011,19(6):129-132.

[7] 刘晓艳,王召朋,龙亮,等. Mg 与 Ag 含量对 Al-Cu-Mg-Ag 新型耐热铝合金晶间腐蚀性能的影响[J]. 材料工程, 2016,44(9):68-75.
Liu Xiaoyan, Wang Zhaopeng, Long Liang, et al. Effects of Mg and Ag contents on intergranular corrosion property of Al-Cu-Mg-Ag new heat-resistant Al alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(9):68-75.

[8] Qi H, Liu X Y, Liang S X, et al. Mechanical properties and corrosion resistance of Al-Cu-Mg-Ag heat-resistant alloy modified by interrupted aging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016,657:318-324.

[9] Chen J W, Ling K, Deng P, et al. Effect of Mg content on microstructure, mechanical properties and intergranular corrosion properties of Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Materials Today Communications, 2023, 34:105363.

[10] Chen M C, Wen M C, Chiu Y C, et al. Effect of natural aging on the stress corrosion cracking behavior of A201-T7 aluminum alloy[J]. Materials, 2020,13(24):5631.

[11] Alshammari T T, Ijaz M F, Alharbi H F, et al. Effect of the Cu/Mg ratio on mechanical properties and corrosion resistance of wrought Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Crystals, 2023,13(6):908.

[12] McCafferty E. Validation of corrosion rates measured by the Tafel extrapolation method[J]. Corrosion Science, 2005,47(12):3202-3215.

[13] Zhu L, Guo M X, Li G J, et al. Enhancing the intergranular corrosion resistance and mechanical properties of Al-Mg-*x*Si-Cu-Zn alloys by synergistic intergranular and intragranular precipitation behaviors[J]. Journal of Materials Science, 2022,57(30):14490-14510.

[14] Li C Q, Deng B B, Dong L J, et al. Effect of Zn addition on the corrosion behaviours of as-cast BCC Mg-11Li based alloys in NaCl solution[J]. Materials & Design, 2022,221:111019.

[15] 狄彦军,平玲玲,徐学明,等. 等温球化退火对热轧态 65Mn 钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2025,50(10):192-197.
Di Yanjun, Ping Lingling, Xu Xueming, et al. Effect of isothermal spheroidizing annealing on microstructure and properties of hot-rolled 65Mn steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2025,50(10):192-197.

[16] Li M H, Ma M, Liu W C, et al. Recrystallization behavior of cold-rolled Zr702[J]. Journal of Nuclear Materials, 2013,433(1/2/3): 6-9.

[17] Gao N, Starink M J, Kamp N, et al. Application of uniform design in optimisation of three stage ageing of Al-Cu-Mg alloys[J]. Journal of Materials Science, 2007,42(12):4398-4405.

[18] Zhao Q, Liu Z Y, Bai S, et al. Coincidence site lattice boundary mechanism for the preferred growth of Goss and Cube grains during annealing in an Al-Cu-Mg alloy[J]. Materials Characterization, 2018,141:193-211.

[19] Qin J, Li Z, Ma M Y, et al. Diversity of intergranular corrosion and stress corrosion cracking for 5083 Al alloy with different grain sizes[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32(3):765-777.

[20] 肖代红,黄伯云,陈康华. Al-Cu-Mg-Ag-(Sc)合金的显微组织与腐蚀性能[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2009,40(5):1252-1258.
Xiao Daihong, Huang Boyun, Chen Kanghua. Microstructure and corrosion properties of Al-Cu-Mg-Ag-(Sc) alloys[J]. Journal of Central South University, 2009,40(5):1252-1258.

引用本文:王树娟,柏松,刘志义. 退火温度对 Al-Cu-Mg-Ag 合金力学性能和晶间腐蚀行为的影响[J]. 矿冶工程, 2026,46(4):215-221.
Wang Shujuan, Bai Song, Liu Zhiyi. Effects of annealing temperatures on mechanical properties and intergranular corrosion behavior of Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2026,46(4):215-221.

版权声明

本刊已许可国内外文献检索系统或数据库在其官网及其系列数据库产品中以数字化方式复制、汇编、发行、信息网络传播本刊全文。同时矿冶工程杂志官网已实行论文全文免费开放获取。本刊按矿冶工程杂志相关规定向作者一次性支付稿酬及著作权使用费后,本刊及相关合作单位不再向作者支付其他费用。作者向本刊提交文章发表的行为即视为同意本刊上述声明。

矿冶工程杂志编辑部
2026 年 8 月