文章编号: 1004-0609(2013)07-1848-07

2099 铝锂合金微观组织及性能

林 毅,郑子樵,李世晨,孔 祥,韩 烨

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要:采用力学性能测试和透射电镜观察的方法,研究 2099 铝锂合金不同时效状态下的拉伸性能、应力腐蚀 性能以及微观组织。结果表明:在欠时效条件下,合金抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 453 MPa、382 MPa 和 12.5%,基体中形成大量的 δ'相;峰时效条件下,大量的 T₁相以及少量的 θ'相在基体中析出,晶界上生成一定 数量的第二相,并形成无沉淀析出区,合金相应的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 613 MPa、581 MPa 和 7.9%; 过时效条件下,合金抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 610 MPa、570 MPa 和 7.8%,其微观组织与峰时效合金 的相似。在欠时效合金中,由于晶界上残余 AlCuFeMn 相的存在,从而导致合金具有较高的应力腐蚀敏感性;在 峰时效合金中,由于大量的 T₁相在基体中析出,促使合金获得理想的抗应力腐蚀性能,强度损失率为 0.8%;过 时效合金具有与峰时效合金相近的抗应力腐蚀性能。

关键词: 2099 铝锂合金; 拉伸性能; 应力腐蚀

中图分类号: TG 116.3

文献标志码: A

Microstructures and properties of 2099 Al-Li alloy

LIN Yi, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen, KONG Xiang, HAN Ye

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

Abstract: Tensile properties, stress corrosion properties and microstructures of 2099 Al-Li alloy under different aging conditions were investigated by mechanical tests and TEM. The results show that, under the under-aged condition, the tensile strength, yield strength and elongation of alloy are 453 MPa, 382 MPa and 12.5%, respectively, and many δ' phases form in the alloy. Under the peak-aged condition, a great number of T_1 phases as well as a few of θ' phases precipitate in the matrix, some secondary phases precipitate along the grain boundaries and the precipitation free zone form, the corresponding tensile strength, yield strength and elongation of alloy are 613 MPa, 581 MPa and 7.9%, respectively. Under the over-aged condition, the tensile strength, yield strength and elongation of alloy are 610 MPa, 570 MPa and 7.8%, respectively, and the microstructures are similar to that of peak-aged alloy. Remained AlCuFeMn phases at grain boundaries result in high SCC susceptibility of under-aged alloy. Peak-aged alloy obtains desirable stress corrosion resistance because many T_1 phases precipitate in the matrix, and the strength loss rate is 0.8%. Over-aged alloy obtains similar stress corrosion resistance as peak-aged alloy.

Key words: 2099 Al-Li alloy; tensile properties; stress corrosion

铝锂合金具有比强度和比刚度高、疲劳裂纹扩展 速率低和高、低温性能较好等特点,广泛应用于航天 航空领域,成为减轻飞行器质量、提高燃油效率及提 高安全性能的重要途[1-2]。

20 世纪 90 年代末期,美国空军致力于研发一种 Li质量分数大于 2 %、各向异性明显低于当时已有其

收稿日期: 2012-08-26; 修订日期: 2012-11-23

基金项目: 民口配套年度计划项目(JPPT-K2008-9-1)

通信作者: 郑子樵, 教授, 博士; 电话: 0731-88830270; E-mail: s-maloy@mail.csu.edu.cn

他铝锂合金的新合金,并通过成分和加工工艺优化研制出 C489 合金。虽然 C489 合金的产生较好地解决了 铝锂合金各向异性的问题,但是 C489 合金峰时效条 件下的伸长率过低,达不到到航空材料伸长率不低于 5%的最低应用标准。随后,美国空军与美国铝业公司 合作,在 C489 合金原有成分的基础上,通过适当降 低锂含量和提高锆含量,研发出了伸长率更高,同时 保持 C489 合金力学性能和各向异性小的 C458 合金, 并于 2003 年将该合金注册为 2099^[3-4]。2099 合金属于 第三代铝锂合金。目前,2099 合金大量应用于制备空 中客车 A380 结构件,如: 2099-T83 挤压件用于制造 飞机地板横梁以及座位导轨、2099-T8E67 挤压件用 于制造机翼纵梁、2099-T8E77 板材则用于制造飞机 的其他零部件。

近 10 年来,国际上已经做了一定量的有关 2099 合金时效工艺^[5]、淬火敏感性^[6]、热稳定性^[7]和腐蚀性 能^[8]方面的研究工作,但关于 2099 合金微观组织和性 能在时效过程中演变方面的研究却未见详细报道。合 金微观组织决定了合金产品的最终性能,而掌握合金 微观组织在热处理过程中的演变规律,是改进加工工 艺、进而改善合金性能、开拓合金应用新领域的重要 途径。因此,本文作者研究 2099 合金微观组织在时效 状过程中的演变,测定了合金不同时效状态下的拉伸 性能和应力腐蚀性能,并对合金微观组织影响合金性 能的相关机理进行总结归纳,为 2099 铝锂合金国产化 研制提供基础数据和理论参考。

1 实验

实验用 2099 合金实际成分如表 1 所列。合金以高 纯 Al、Mg、Zn 和 Li,以及 Al-Cu、Al-Mn、Al-Zr、 Al-Ti 中间合金为原料进行配制。首先,将纯 Al 加入 电阻炉中熔炼,当 Al 熔化后分别加入中间合金以及其 他纯金属,并进行除气,扒渣。随后,在 760 ℃,于圆 柱型水冷模中浇注,铸锭尺寸为 d 100 mm×230 mm。

表1 2099 合金化学成分

Table 1Chemical composition of 2099 alloy (mass fraction,%)

Cu	Li	Mg	Zn	Mn	Ti	Zr	Be	Al
2.74	1.77	0.30	0.72	0.30	0.05	0.10	0.0001	Bal.

铸锭首先在盐浴炉中进行双级均匀化处理,均匀 化制度为(510℃,12h)+(530℃,36h)。均匀化后的 铸锭在 470 ℃的空气炉中加热 4 h, 然后在卧式挤压机 中进行挤压, 挤压筒的温度为 470 ℃, 挤压速度为 6.6 m/min, 最终获直径为 16 mm 的合金棒。棒状试样在 540 ℃盐浴中进行固溶处理, 保温 1 h, 水淬至室温, 然后进行 2.5%拉伸预变形, 最后进行双级时效, 时效 制度为(121 ℃, 12 h)+(152 ℃, *t*)。合金的热机加工 工艺参数如表 2 所列。

表 2 2099 合金热机加工工艺参数

 Table 2
 Parameters of thermal mechanical processes of 2099

 alloy
 Parameters of thermal mechanical processes of 2099

Processes	Description		
Homogenization	(510 °C, 12 h) + (530 °C, 36 h)		
Anneal	(470 °C, 4 h)		
Extrusion	Extruded at 470 °C and 6.6 m/mim		
Solution treatment	(540 °C, 1 h)		
Pre-deformation	Stretched 2.5%		
Aging treatment	(121 °C, 12 h) + (152 °C, <i>t</i>)		

合金室温拉伸在 MTS 858 材料试验机上进行, 拉 伸速率为 2 mm/min, 试样标距为 30 mm。采用慢应变 拉伸实验评定合金在欠时效、峰时效和过时效状态下 的应力腐蚀敏感性, 实验在 Letry 电子拉伸机上进行, 腐蚀溶液为 3.5% NaCl(质量分数)水溶液, 溶液温度为 25 ℃, 应变速率为 2×10⁻⁶ s⁻¹。合金微观组织在 TecnaiG² 200 透射电镜上进行观察。

2 实验结果

2.1 室温拉伸性能

图 1(a)所示为合金在时效过程中硬度变化趋势。 在 121 ℃下进行 12 h 一级时效后,合金硬度由 80 HV 增至 120 HV,继续进行 152 ℃二级时效,时效 48 h 后合金硬度达到最高,为 160 HV。合金硬度在一级时 效和二级时效过程中的增幅各占整体增幅的 50%。图 1(b)所示为合金室温拉伸性能变化趋势。室温拉伸性 能的变化趋势与硬度的变化趋势相对应,合金在 121 ℃下时效 12 h 后,其抗拉强度、屈服强度和伸长率分 别为 453 MPa、382 MPa 和 12.5%。合金在 152 ℃时 效 48 h 后,达到峰时效,其抗拉强度、屈服强度和伸 长率分别为 613 MPa、581 MPa 和 7.9%。当合金在 152 ℃下时效 96 h 后,其抗拉强度、屈服强度和伸长率分 别为 604 MPa、570 MPa 和 7.8%,与峰时效合金室温 拉伸性能相比差别不明显。合金各时效状态下的室温 拉伸性能如表3所列。



图1 时效过程中合金显微硬度和拉伸性能的变化趋势

Fig. 1 Evolution trends of microhardness (a) and tensile properties (b) of alloy during aging treatment

表3 2099 合金不同时效条件下的室温拉伸性能

Table 3 Tensile properties of 2099 alloy under different agingconditions

Aging condition	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
UA (121 °C, 12 h)	453	382	12.5
PA (121 °C, 12 h)+(152 °C, 48 h)	613	581	7.9
OA (121 °C, 12 h)+(152 °C, 96 h)	604	570	7.8

1) UA-Under aging; PA-Peak aging; OA-Over aging

2.2 应力腐蚀性能

表 4 所列为不同时效状态的合金分别在空气以及 3.5% NaCl 水溶液中进行慢应变拉伸的力学性能,其 中应变速率为 2×10⁻⁶ s⁻¹。合金在峰时效和过时效状 态下的强度损失相近,损失率分别为 0.8%和 1.3%, 而欠时效合金强度损失最大,损失率为 10.8%。强度 损失率表明随着时效时间的延长,合金抗应力腐蚀性 能得到改善,欠时效合金应力腐蚀敏感性最大,峰时 效合金抗应力腐蚀性能最优,过时效合金应力腐蚀敏 感性与峰时效合金应力腐蚀敏感性相近。

表4 2099 合金慢应变拉伸性能

中国有色金属学报

Fable 4	Slow strain	tensile properti	ies of 2099 alloy
---------	-------------	------------------	-------------------

Aging	σι /MPa	σι/MPa	Strength	
condition	o_{b-air} with a	ob-solution/ 1411 a	loss rate/%	
UA	450	401	10.8	
PA	605	600	0.8	
OA	596	586	1.3	

为了进一步验证不同时效状态下合金腐蚀性能的 差异,进行了极化曲线测量。图2所示为合金不同时 效状态下极化曲线。表5所列为合金进行极化曲线测 量后,通过拟合极化曲线获得的电化学参数。随着时 效时间的延长,腐蚀电流密度逐渐减少,而相应的极 化电阻逐渐增大,峰时效后,腐蚀电流密度逐渐增大, 相应的极化电阻则逐渐减小。在时效过程中,合金不 同时效状态下腐蚀电流密度(J)和极化电阻(R)的大小 关系可以分别表示为: J_{UA}>J_{OA}>J_{PA}; R_{p,PA}>R_{p,OA}> R_{p,UA}。在极化曲线测定过程中,合金的腐蚀电流密度 越小,即极化电阻越大,则表明合金的耐腐蚀性能越



图 2 不同时效状态合金极化曲线

Fig. 2 Polarization curves of alloy under different aging conditions

表 5 2099 合金在 3.5% NaCl 水溶液中的电化学参数

Table 5 Polarization characteristics of 2099 alloy in 3.5%NaCl aqueous solution

Aging condition	$J/(\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$	$R_{\rm p}/(\Omega \cdot {\rm cm}^2)$
UA	3.77×10^{-6}	7 300
PA	4.28×10^{-7}	35 058
OA	5.89×10^{-7}	24 536

好。反之,合金的耐腐蚀性能越差。完成极化曲线测 量后,合金表面形貌出现了不同的腐蚀特征(见图 3)。 欠时效合金表面出现了粗大密集、沿挤压方向分布的 腐蚀坑,而峰时效和过时效合金表面只出现了细小的、 少量的腐蚀坑。由电化学实验可知,峰时效合金应力 腐蚀抗力最大,欠时效合金应力腐蚀抗力最小。





3 分析与讨论

图 4 所示为合金在 121 ℃时效 12 h、欠时效条件 下的 TEM 像。欠时效下,合金基体中形成了大量的、 直径为 2 ~ 10 nm 的球状 $\delta'(Al_3Li)$ 相,同时还形成了 β'(Al₃Zr) / δ'复合相粒子。晶界上并未有第二相析出。 由于 δ 相与基体共格,主要以有序强化的方式来强化 合金,因此,合金在121 ℃时效12h后,强度提高了 60 MPa。图 5 所示为峰时效合金的 TEM 像。峰时效 下, $(001)_{\alpha}$ 上形成少量的条状 $\theta'(Al_2Cu) / \delta'$ 复合相; δ' 相密度降低, 且粗化为直径约 20 nm 的球形颗粒; 在 $(111)_a$ 上形成了大量板状 T_1 相。 $\theta'(Al_2Cu) / \delta'$ 复合相的 形成是由于δ相{002}的原子与和θ相{001}的原子具 有相同的排列方式以及 Cu 与 Li 有较强的结合能,从 而促使部分 δ' 相在 θ' 相上形核并沿着 θ' 相宽面生长, δ' 相的形成有利于降低 θ 相与 Al 基体间的弹性应变能。 此外, θ'/δ' 复合相也有可能是原本孤立的相近的 θ' 与 δ' 相在生长的过程中发生交错而形成^[9]。合金中 θ' 相的 形成一定程度上提高了合金的强度。由于时效前的预 变形增加了基体中的位错密度, 使位错在(111)。或者 相邻滑移面上运动形成与(111)。有相同伯格斯矢量并 且具有一定间距的割界,为T₁相的沉淀析出提供良好 的形核位置^[10],从而促进了T₁相在峰时效大量析出, 而且 T_1 相是Al-Cu-Li系合金的主要强化相,所以,峰 时效于(111)。上形成大量的 T₁相极大的促进了合金强 度的提高。与欠时效合金相比,峰时效合金的晶界上



图 4 欠时效合金的 TEM 像

Fig. 4 TEM images of under-aged alloy: (a) Distribution of δ' and β'/δ' phases, $b = \langle 001 \rangle_a$; (b) Microstructures of grain boundary

析出第二相,并形成一定宽度的无沉淀析出区(PFZ)。 Al-Cu-Li系合金在时效过程中, T_1 、 T_2 (Al₆CuLi₃)、 T_B 和 δ (AlLi)相有可能在晶界析出并长大^[11]。这些粗大的 晶界析出相以及 PFZ 往往成为应力集中、裂纹萌生的 优先位置,削弱了晶粒间的结合强度,使合金在外力 作用下过早的发生断裂。因此,峰时合金的伸长率较 欠时效合金的低。图 6 所示为过时效合金的 TEM 像。 过时效下,(001)_a上依然存在 θ '相,而且 δ '相更为粗 大。(111)_a上形成的 T_1 相的数量以及形貌与峰时效的 相差不大,这可能与 T_1 相具有良好的热稳定性有关。 此外,晶界析出相并未因时效时间的延长而发生明显 粗化。由于过时效合金的微观结构与峰时效合金的微 观组织相似,所以,两种状态下合金获得相近的室温 拉伸性能。

合金的腐蚀性能与微观组织有着密切的联系。在 欠时效条件下,基体中主要形成球状的δ'相,且晶界 上未见有 T₁相析出,由此推断,合金低温时效过程中 形成的相并未主导合金该阶段的腐蚀性能,该阶段的 腐蚀性能可能主要受晶界上残留的大尺寸 AlCuFeMn





图 5 峰时效合金微观组织 TEM 像

Fig. 5 TEM images of peak-aged alloy: (a) Distribution of δ' and θ'/δ' phases, b=⟨001⟩_a;
(b) Distribution of T₁ phases, b=⟨112⟩_a; (c) Microstructures of grain boundary





图 6 过时效合金的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of over-aged alloy: (a) Distribution of δ' and θ'/δ' phases, $b = \langle 001 \rangle_{\alpha}$; (b) Distribution of T_1 phases, $b = \langle 112 \rangle_{\alpha}$; (c) Microstructures of grain boundary

相的影响。在腐蚀环境中, AlCuFeMn 相的电位较铝 基体正[12],充当阴极,而其周围的铝基体则充当阳极, 导致合金发生以铝基体溶解为主的电化学反应,同时 这类相在晶界的聚集会增加合金应力腐蚀敏感性[13]。 在腐蚀过程中,铝基体首先沿着 AlCuFeMn 相周围发 生点蚀,随着时间的延长,点蚀使铝基体不断的露出 新鲜表面,腐蚀程度逐渐加深;腐蚀尖端产生的微裂 纹在外加应力作用下将快速扩展,形成新的腐蚀通道, 加速了合金的腐蚀;原本相互孤立的微裂纹相互连接, 极大的降低了晶界间的结合强度; AlCuFeMn 相中的 Mn 在溶液中溶解,使颗粒发生自腐蚀,以上因素导 致欠时效合金具有较高的应力腐蚀敏感性,并在应力 作用下过早的发生断裂。在峰时效条件下,大量的 T₁ 相在基体中于预变形引入的位错上均匀的形核生长。 T₁相电位较铝基体负,其在基体中的均匀分布有利于 促进均匀腐蚀,降低了晶界腐蚀驱动力,减缓了晶间 腐蚀,降低合金应力腐蚀敏感性[14]。在晶界上形核的 少量 T_1 相会导致晶界附近形成 PFZ, 而晶界 T_1 相的 溶解以及PFZ上的应力集中将会增加晶界应力腐蚀开 裂的风险^[15],但从总体来看,在基体中均匀分布的 T₁ 相提高合金应力腐蚀抗力的程度远大于晶界少量 T1 相和 PFZ 对合金耐应力腐蚀性能造成的不利于影响, 因此,峰时效合金具有理想的抗应力腐蚀性能。在过 时效条件下,晶界上少量 T₁相的粗化以及部分 PFZ 的宽化可能增加晶界与晶内的电势差,导致合金应力 腐蚀敏感性的增加^[16],同时晶界相 δ 中 Li 的溶解将增 加合金晶界腐蚀倾向, 而晶界上形成的 T₂相可使晶界 裂纹尖端发生钝化,有利于降低晶界和晶内的电势 差^[17-18],此外,由于 T₁相具有良好的热稳定性,大部 分 T₁相依然保持着峰时效条件下的形态,所以,过时 效合金依然保持较好的抗应力腐蚀性能。

总体而言,2099 合金具有良好的抗应力腐蚀性能。合金的抗应力腐蚀性能还与其化学成分有一定的关系。由于合金中添加了 0.72%(质量分数)的 Zn, Zn 固溶到 Al 基体中,降低了基体与晶界析出相的电位差,同时 Zn 还可部分取代晶界析出相 *T*₁中的 Cu,从而弱化了该相的电化学活性^[19],另外,2099 合金中*n*(Zn)/*n*(Mg)为 2.4:1,而在 Al-Cu-Li 系合金中当*n*(Zn)/*n*(Mg)在 2:1~3:1 范围内时,将有利于合金获得良好的抗应力腐蚀性^[20]。

4 结论

1) 2099 合金进行双级时效处理,在152℃下时效

48 h 达到峰时效后,其抗拉强度、屈服强度和伸长率 分别为 613 MPa、581 MPa 和 7.9%。

 峰时效条件下,合金中析出大量的 T₁相和少量的 θ'/δ'复合相,δ'相发生粗化,晶界上有不连续的 第二相析出,并形成一定宽度的 PFZ。

3) 峰时效合金中由于 *T*₁ 相在基体的均匀析出, 降低了晶界与晶内的电位差,缓解了晶界腐蚀速率, 降低了合金应力腐蚀敏感性,使合金获得理想的抗应 力腐蚀性能,强度损失仅为 0.8%。

REFERENCES

郑子樵,李劲风,陈志国,李红英,李世晨,谭澄宇. 铝锂合
 金的合金化与微观组织演化[J]. 中国有色金属学报, 2011,
 21(10): 2337-2351.

ZHENG Zi-qiao, LI Jing-feng, CHEN Zhi-guo, LI Hong-yin, LI Shi-chen, TAN Cheng-yu. Alloying and microstructural evolution of Al-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(10): 2337–2351.

- [2] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(9): 3325–3337.
- [3] MA Y, ZHOU X, THOMPSON G E, HASHIMOTO T, THOMSON P,FOWLES M. Distribution of intermetallics in an AA 2099-T8 aluminium alloy extrusion[J]. Materials Chemistry and Physics, 2011, 126(1/2): 46–53.
- [4] CSONTOS A, STARKE E. The effect of processing and microstructure development on the slip and fracture behavior of the 2.1 wt pct Li AF/C-489 and 1.8 wt pct Li AF/C-458 Al-Li-Cu-X alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(8): 1965–1976.
- [5] ROMIOS M, TIRASCHI R, OGREN J, ES-SAID O, PARRISH C, BABEL H. Design of multistep aging treatments of 2099 (C458) Al-Li alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14(5): 641–646.
- [6] GABLE B M, CSONTOS A A,STARKE JR E A. A quench sensitivity study on the novel Al-Li-Cu-X alloy AF/C458[J]. Journal of Light Metals, 2002, 2(2): 65–75.
- [7] ORTIZ D, BROWN J, ABDELSHEHID M, DELEON P, DALTON R, MENDEZ L, SOLTERO J, PEREIRA M, HAHN M,LEE E. The effects of prolonged thermal exposure on the mechanical properties and fracture toughness of C458 aluminum-lithium alloy[J]. Engineering Failure Analysis, 2006, 13(1): 170–180.
- [8] KERTZ J, GOUMA P,BUCHHEIT R. Localized corrosion susceptibility of Al-Li-Cu-Mg-Zn alloy AF/C458 due to interrupted quenching from solutionizing temperature[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(10): 2561–2573.

- [9] HOWE J, LAUGHLIN D,VASUDEVAN A. A high-resolution transmission electron microscopy investigation of the δ'-θ' precipitate structure in an Al-2wt% Li-1wt% Cu alloy[J]. Philosophical Magazine A, 1988, 57(6): 955–969.
- [10] CASSADA W, SHIFLET G,STARKE E. Mechanism of Al₂CuLi (*T*₁) nucleation and growth[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1991, 22(2): 287–297.
- [11] LAVERNIA E J, SRIVATSAN T S,MOHAMED F A. Strength, deformation, fracture behaviour and ductility of aluminium-lithium alloys[J]. Journal of Materials Science, 1990, 25(2): 1137–1158.
- [12] BIRBILIS N,BUCHHEIT R G. Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2005, 152(4): B140–B151.
- [13] DYMEK S,DOLLAR M. TEM investigation of age-hardenable Al 2519 alloy subjected to stress corrosion cracking tests[J]. Materials Chemistry and Physics, 2003, 81(2/3): 286–288.
- [14] RINKER J, MAREK M,SANDERS T. Microstructure, toughness and stress corrosion cracking behavior of aluminum alloy 2020[J]. Materials Science and Engineering, 1984, 64(2): 203–221.

- [15] GREGSON P J,FLOWER H M. Microstructural control of toughness in aluminium-lithium alloys[J]. Acta Metallurgica, 1985, 33(3): 527–537.
- [16] PADGETT B N, Investigation into the stress corrosion cracking properties of AA2099, an aluminum-lithium-copper alloy[D]. Columbus: The Ohio State University, 2008.
- [17] DORWARD R,HASSE K. Stress corrosion characteristics of AlCuLi AA 2090 alloy[J]. Corrosion, 1988, 44(12): 932–948.
- [18] WANG Z, ZHU Z, ZHANG Y,KE W. Stress corrosion cracking of an Al-Li alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1992, 23: 3337–3341.
- [19] OSAKI S, IINO M, KOBAYASHI K, SAKAMOTO T. Effect of zinc addition on static-and dynamic-SCC properties of Al-Li-Cu 2090 alloy[J]. JSME International Journal. Series A, Solid Mechanics and Material Engineering, 1999, 42(2): 288–293.
- [20] OHSAKI S, KOBAYASHI K, IINO M, SAKAMOTO T. Fracture toughness and stress corrosion cracking of aluminium-lithium alloys 2090 and 2091[J]. Corrosion Science, 1996, 38(5): 793–802.

(编辑 何学锋)