2015年3月 March 2015

文章编号:1004-0609(2015)-03-0611-07

显微组织的非均匀性对 AA2099-T8 铝锂合金局部腐蚀的影响



麻彦龙, 孟晓敏, 黄伟九, 张小彬

(重庆理工大学 材料科学与工程学院,重庆 400054)

摘 要:采用化学浸泡和动电位极化法,结合扫描电子显微技术研究 AA2099-T8 铝锂合金的显微组织对其局部 腐蚀行为的影响。结果表明:合金的显微组织不均匀,部分晶粒内部存在高密度位错或滑移带组织;在 3.5%NaCl(质 量分数)溶液中,粗大第二相颗粒与铝基体间形成的腐蚀微电池引发轻微点蚀,其腐蚀行为与第二相颗粒的种类密 切相关;严重局部腐蚀(SLC)与合金的择优形变及时效析出相有关。非均匀塑性变形使合金局部区域位错密度升 高,促进时效过程中活性*T*₁(Al₂CuLi)相在局部优先析出,增大了该区域的腐蚀倾向,引发严重的局部腐蚀。 关键词:AA2099-T8 铝锂合金;显微组织;局部腐蚀;腐蚀行为 中图分类号:TG113.23+1 文献标志码:A

Effect of microstructural heterogeneity on localized corrosion of AA2099-T8 aluminum-lithium alloy

MA Yan-long, MENG Xiao-min, HUANG Wei-jiu, ZHANG Xiao-bin

(College of Materials Science and Engineering, Chongqing University of Technology, Chongqing 400054, China)

Abstract: The influence of microstructure on localized corrosion of the AA2099-T8 aluminum-lithium alloy was investigated using electrochemistry and scanning electron microscopy. The result shows that the microstructure of the alloy is not uniform and high densities of dislocations and slip bands are found within some of the grains. The micro-galvanic coupling between coarse second phase particles and aluminum matrix leads to mild pitting corrosion and the corrosion behavior is related to the types of the phase particles. Severe localized corrosion (SLC) is associated with heterogeneous plastic deformation and preferential precipitation during aging. Heterogeneous plastic deformation induces that population density of dislocations increases and number or volume fraction of the electrochemically active $T_1(Al_2CuLi)$ phase consequently increases after artificial aging, resulting in increased corrosion susceptibility in local regions which leads to SLC.

Key words: AA2099-T8 aluminum-lithium alloy; microstructure; localized corrosion; corrosion behavior

铝锂合金较传统铝合金具有密度低、比强度高、 比刚度高等优点,将其应用于航空航天领域能有效减 轻飞行器的质量,提高燃油效率^[1-2]。迄今为止,铝锂 合金的发展经历了3个时期,其中第一、第二代铝锂 合金因严重的各向异性、低断裂韧性和耐蚀性能差而 未得到广泛应用^[3]。20世纪90年代欧美发达国家率 先开发了第三代新型铝锂合金^[4]。我国铝锂合金的研 究始于 20 世纪 80 年代,通过中南大学、西南铝业、 航天材料研究院等单位共同努力,围绕铝锂合金成分 设计、合金化、熔炼铸造、加工变形、疲劳、断裂、 腐蚀等关键基础理论问题进行了系统研究,成功研制 了具有自主知识产权的新型铝锂合金^[5-6]。

AA2099 铝锂合金是第三代新型铝锂合金的典型 代表,由美国 Alcoa 公司研发并于 2004 年正式注

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51301214,51441002); 重庆市基础与前沿研究计划项目(cstc2013jcyjA50017);留学回国人员科研启动基金 资助项目(第 47 批)

收稿日期:2014-07-15;修订日期:2014-11-20

通信作者:黄伟九,教授,博士;电话:023-62563089;E-mail:huangweijiu@cqut.edu.cn

册^[7-8]。AA2099 铝锂合金具有平面各向异性小、热暴 露稳定性高、裂纹扩展速率低、耐蚀性良好等优点^[9], 已在 A380 飞机上作为地板梁、机身蒙皮、座舱以及 座椅滑轨等结构件应用,并被西方国家用来代替 2195 合金作为航天飞机低温燃料贮箱用材^[10]。但因 Li 元素 的加入,铝锂合金易在潮湿和盐雾环境下发生局部腐 蚀^[11],这不仅显著增加了飞机的维修费用,还严重影 响飞行安全。

随着新型铝锂合金 AA2099 的产业化应用,关于 该合金显微组织及腐蚀行为的研究开始受到关注。 KERTZ 等^[12]研究发现点蚀与合金中粗大第二相密切 相关, $T_1(Al_2CuLi)$ 相是造成晶间腐蚀的主要原因;当 点蚀发生在(亚)晶界时对(亚)晶间腐蚀有促进作用。 BUCHHEIT 等^[13]对不同热处理状态下 AF/C458 合金 (AA2099 的前身)的腐蚀行为研究也发现,位于晶界的 $T_1(Al_2CuLi)$ 相是合金发生(亚)晶间腐蚀的主要诱因。

宋涛等^[14]对添加 Sr 和 Sc 的 AA2099 铝锂合金的晶间 腐蚀和剥落腐蚀研究发现其抗腐蚀性能明显高于 AA2024-T6 合金的,原因是合金元素 Sr、Zr 及 Sc 的 加入在细化晶粒、抑制再结晶和晶粒长大等方面发挥 了重要作用。张振强等^[15]对 AA2099 铝锂合金的组织 及抗腐蚀性能研究发现:与挤压方向平行和垂直的两 个面耐蚀能力不同 腐蚀更趋向于沿着挤压方向发展。

文献分析表明 AA2099 铝锂合金的腐蚀行为与其 显微组织密切相关。但由于 AA2099 合金出现较晚, 人们对其显微组织的认识不全面,限制了对该合金显 微组织和腐蚀行为之间关系的探索。最近,研究发现 AA2099 合金中有高 Cu 和低 Cu 两类 Al-Fe-Mn-Cu 粗 大第二相颗粒,它们与 Al 基体之间的电化学性质差异 是引发合金亚稳态局部腐蚀的主要原因;由于高 Cu 相中的锂含量较低 Cu 相的锂含量更高,使高 Cu 相表 现出更高的化学活性^[7, 16]。此外,研究还发现合金中 不同晶体取向晶粒内部缺陷密度(储存能)及析出物的 相对量存在差异,这种非均匀组织是引发稳态局部腐 蚀的主要原因^[16]。

虽然对新型铝锂合金特别是 AA2099 铝锂合金的 腐蚀行为及机理的研究取得了一定的成果,但仍有许 多问题如晶体学取向以及晶粒储存能对合金腐蚀行为 的影响等尚不清楚。目前有关 AA2099 的相关研究大 部分是基于美铝生产的铝锂合金开展的,对国产 AA2099 铝锂合金显微组织及腐蚀行为的研究还鲜见 报道。在研究美铝生产的 AA2099 铝锂合金基础上, 本文作者对国产 AA2099 铝锂合金显微组织及腐蚀行 为开展了研究,重点探讨了非均匀显微组织对稳态局 部腐蚀行为的影响,以期揭示国产 AA2099 铝锂合金 显微组织与局部腐蚀行为的关联性,为新型铝锂合金 的腐蚀防护提供参考。

1 实验

实验所用材料为国产 AA2099-T8 铝锂合金热挤 压型材,最终热处理工艺为固溶处理(540 × 30 min),3%的冷塑性变形及双级时效处理(120 × 12 h,152 × 50 h)。其化学成分(质量分数,%)为:Cu 2.6~2.88;Li 1.66~1.72;Zn 0.64~0.66;Mg 0.24~0.29; Mn 0.31~0.32;Fe 0.06~0.07;Ti 0.02~0.03;Si 0.02~0.05; Zr 0.08。采用线切割在型材上切取大小为 20 mm × 30 mm × 2 mm 的样品数块,用 180、400、600、800 和 1000 号的碳化硅金相砂纸依次抛光至镜面待用。

为观察合金的显微组织,首先将抛光的试样在 1 mL HF+2.5 mL HNO₃+1.5 mL HCl+95 mL H₂O 的混合酸中腐蚀 2~3 min,然后在 30%HNO₃(体积分数)中浸泡 30 s 除去表面的腐蚀产物,最后用蒸馏水清洗并用冷风吹干。

采用浸泡实验引入局部腐蚀,过程如下:将抛光 至镜面的样品置于 100 mL 的烧杯中,样品表面朝上, 缓慢加入 60 mL 3.5%NaCl 溶液,温度为 25 ± 2 , 浸泡时间为 5 h,在浸泡过程观察样品表面的腐蚀现 象;浸泡结束后,缓慢取出试样,先在蒸馏水中清洗 以除去表面残存的腐蚀液,再用 30%硝酸溶液(体积分 数)除去附着在表面的腐蚀产物,最后用去离子水清洗 并用冷风吹干。

采用 CorrTest[™] CS2350 电化学工作站进行动电 位极化实验,其中铂片为辅助电极,饱和甘汞电极为 参比电极,合金试样为工作电极;电解质为 3.5%的 NaCl 溶液(质量分数);试样与溶液接触面积为 0.785 cm²;温度为 25±2 ;电位扫描范围为-0.1~0.5 V(相 对于开路电位);扫描速率为 0.5 mV/s。扫描终止后, 取出样品并用蒸馏水清洗,用冷风吹干。采用 Zeiss Axio Imager A10 金相显微镜和 JEOL-JSM-6460LV 扫 描电镜观察合金试样的显微组织和腐蚀形貌。

2 结果与分析

2.1 AA2099-T8 铝锂合金显微组织

图 1(a)所示为 AA2099-T8 铝锂合金的低倍显微组 织,晶粒沿挤压方向被拉长且分布不均匀,左右两侧 位置的晶粒较中间位置的晶粒更为粗大。图 1(b)所示 为图 1(a)中方框区域的放大图,可以看出该区域晶粒 组织呈带状分布(如虚线所示),在箭头所指的带状区 域内没有明显晶界,而在其他带状区域内部有大量小 晶粒。这种带状晶粒可能是挤压过程中的不完全再结 晶所致。在挤压过程中形成的挤压剪切带和沿着挤压 方向分布的粗大第二相颗粒容易导致合金局部位错密 度增高,进而诱发再结晶^[15];在随后的固溶处理过程 中,部分再结晶晶粒发生择优长大,形成粗大晶粒^[17]。

在粗大带状晶粒内部分布着平行的细线,如图 1(a) 中的一组组平行线所示。进一步观察表明:这些平行 线与合金挤压方向的夹角随晶粒不同而变化,从小到 大分别为 66°、68°、72°和 83°。在金属学中,将这种 规则排列在晶粒内部的相互平行的线条称为滑移带, 其内部由相互平行的滑移线组成;滑移线是金属在外 力作用下,一部分原子沿特定的晶面和晶向相对另一 部分原子发生滑动形成的小台阶^[18]。铝属于具有高层 错能的面心立方金属,在中低变形量下,由于晶体学 取向的差异使晶粒的变形程度不同,从而显示出滑移 带密度和方向的差异^[19-20]。刘庆等^[21]研究表明:在中 低变形量下,铝合金的显微组织与其晶粒取向密切相 关,变形后的位错结构主要有 3 种,即一组平行的几 何必须位错界面(GNBs),两组平行且交叉的几何必须



图 1 AA2099-T8 铝锂合金光学组织

Fig. 1 Optical micrographs of AA2099-T8 alloy: (a) Low magnification; (b) High magnification

位错界面以及近似等轴的包状组织。当包块界面接近 滑移面{111}时(小于 10°),包块界面长而直^[22]。因此,

图 1(a)所示的平行线可以认为是合金塑变形后形成的 位错界面。 图 2 所示为金相样品显微组织的 SEM 像。可以看 出,在A、B 区域所对应的晶粒内部分别分布着取向一 致、均匀排布的三角形坑(见图 2(b))和相互平行的线条 (见图 2(c))。其中三角形坑是合金(111)晶面上的位错露 头经腐蚀后形成的蚀坑^[23]。在图 2(c)中相互平行的线 条与挤压方向呈大约 60°夹角,线条间的距离在 15~25

μm 范围内,是典型的滑移带组织。滑移带的本质是 大量位错沿同一滑移面移动到晶体表面,腐蚀后呈现 出规则的带状形貌^[24]。位错露头和滑移带的存在表明 这些晶粒内部发生了较为严重的塑性变形。



图 2 AA2099-T8 铝锂合金的 SEM 像

Fig. 2 SEM images of AA2099-T8 alloy: (a) Low magnification; (b) High magnification of region A in (a); (c) High magnification of region B in (a)

2.2 浸泡实验

为了探究显微组织对合金腐蚀行为的影响,采用 浸泡实验在合金表面引入局部腐蚀。在浸泡过程中, 试样表面发生了一系列变化:浸泡3 min 后,试样表 面局部出现微小气泡;浸泡16 min 后,气泡数量减少, 剩余气泡的体积有所增大;浸泡54 min 时,大部分气 泡破灭;随着浸泡时间进一步延长,破灭的气泡位置 处逐渐形成白色斑点,伴有微弱的气体形成并逸出液 面。无气泡产生的其他表面随浸泡时间延长颜色逐渐 变暗,最终呈黄褐色。

试样表面发生的与第二相颗粒相关的点蚀如图 3 所示。研究表明^[16, 24-26],此类点蚀与合金中 Al-Fe-Mn-Cu 第二相颗粒有关,而且这类点蚀是非稳 态的,在腐蚀初期形成,随后终止。能谱分析表明, 图 3 中的第二相颗粒均为 Al-Fe-Mn-Cu 相,但其铜含 量不同,其中颗粒 A_1 的铜含量为 7.42%(质量分数), 而颗粒 B_1 的铜含量为 2.64%。从第二相颗粒周围的腐 蚀形貌可以看出:腐蚀主要发生在第二相颗粒周围的 铝基体上,这是由于电位较高的第二相颗粒与电位较 低的铝基体之间形成了微小的腐蚀原电池,加速 Al 基体的阳极溶解。值得注意的是,颗粒 A_1 、 B_1 上箭头



图 3 AA2099-T8 铝锂合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 5 h 后 的 SEM 像以及典型第二相颗粒的 EDX 谱



所指区域的腐蚀形貌明显不同于别处,表现为第二相 颗粒的腐蚀溶解,这些区域可能含有更多 Cu 和 Li 元 素^[7,27]。合金在熔炼过程中,Fe 和 Mn 的熔点高于 Cu 的而更早地结晶,随着熔融金属液温度降低,优先结 晶的 Fe 和 Mn 为 Cu 的析出提供形核位置,最终形成 Al-Cu-Mn 和 Al-Fe-Mn-Cu 相^[24],形成相在热挤压过 程中被碎化并沿挤压方向分布。美铝公司生产的 AA2099 合金中粗大第二相颗粒主要为含铜量不等的 Al-Fe-Mn-Cu 相^[7],其中最高铜含量为 22.8%±4.5% (质量分数),最低为 4.0%±0.6%;最近,最近通过能 量损失谱(EELS)精细分析第二相颗粒的成分发现,高 Cu 相中同时也含有较多 Li 元素。含有较多 Cu 和 Li 元素的 Al-Fe-Mn-Cu 相在腐蚀介质中更容易发生去合 金化腐蚀^[26],这可能是图 3(a)中箭头所指区域的腐蚀 行为不同于其他第二相颗粒的原因。

在浸泡过程中合金不仅发生了非稳态局部腐蚀, 如图 3 所示。还形成了严重局部腐蚀(SLC), 如图 4 所示。这些严重局部腐蚀坑的尺寸较大,甚至裸眼可 见;在浸泡过程中腐蚀坑位置处有气体溢出,同时在 腐蚀坑的周围有一个腐蚀较轻微的保护区。腐蚀坑中 产生的气体为阴极反应形成的氢气,腐蚀坑周围的保 护区可能是中心腐蚀区的阳极溶解所形成的阴极保护 区。仔细观察图 4 中腐蚀中心区的腐蚀形貌发现:腐 蚀坑沿着某一方向择优发展,其中图 4(a)中的蚀坑与 挤压方向近似平行,图 4(b)中的蚀坑与挤压方向呈一 定夹角(约为 20°), 如图 4(c)所示。这些择优腐蚀方向 与合金的择优形变以及在时效过程中优先析出相有 关。图 4(b)和(c)中与挤压方向呈一定夹角的腐蚀形貌 是腐蚀沿滑移迹线发展的佐证。图 4(a)中择优腐蚀方 向与图 1(a)的滑移带取向并不一致,有两种可能的原 因:1) 在图 1(a)中,只给出了几种可能的滑移带方向, 并不能代表该合金中所有晶粒中的滑移带方向;2)多 晶材料在变形过程中,部分变形晶粒内的亚结构如位 错包块或几何必须界面是不可见的^[28]。就腐蚀机理而 言,非均匀塑性变形引起局部区域位错塞积,位错密 度高的区域能量也高,在腐蚀环境中优先发生腐蚀; 同时,位错为时效过程中第二相如T₁(Al₂CuLi)相的析 出提供形核位置^[29-30], T_1 (Al₂CuLi)相比铝基体具有更 高的化学活性^[29,31],进一步降低了局部区域的耐蚀性 能。

2.3 极化实验

图 5 所示为 AA2099-T8 铝锂合金的极化曲线,通 过塔菲尔拟合获得的腐蚀电位为-0.704 V,腐蚀电流 密度为 1.0176×10^{-7} A/cm²。在曲线上存在一个拐点



图 4 AA2099-T8 铝锂合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 5 h 后 的严重局部腐蚀形貌

Fig. 4 Severe localized corrosion morphologies in AA2099-T8 alloy after immersion in 3.5%NaCl solution for 5 h: (a), (b) Optical micrograph; (c) SEM image of framed region in (b)



图 5 AA2099-T8 铝锂合金在 3.5%NaCl 溶液中的动电位极 化曲线

Fig. 5 Potentiodynamic polarization curve of AA2099-T8 alloy in 3.5%NaCl solution

(如图 5 箭头所示),拐点后随电位增加电流呈指数关 系增大,该点所对应的电位为破钝电位(φ_p=-0.667 V)。 当电位值超过双箭头位置所对应的电位时,虽然随电 位上升电流变化较小,但电流绝对值已经很大,表明 此时合金处于稳定腐蚀状态。

极化后试样表面的腐蚀形貌如图 6(a)所示,可见 多个严重局部腐蚀区域(如箭头所示)。图 6(b)所示为 图 6(a)中位置 4₂的放大图,蚀坑形貌呈平行的条带状, 条带与合金挤压方向之间的夹角为 60°,与图 2(c)中滑 移带取向一致。图 6(c)所示为 6(b)中方框区域的放大 图,可以发现条带状腐蚀区域(白色箭头所指区域)之



图 6 AA2099-T8 铝锂合金在 3.5% NaCl 溶液中极化至 0.5 V(OCP)时的 SEM 像

Fig. 6 SEM images of AA2099-T8 alloy polarized to 0.5V (OCP) in 3.5%NaCl solution: (a) Low magnification; (b) Typical severe localized corrosion site; (c) High magnification of framed region in (b)

间存在未腐蚀区域(黑色箭头所指区域),表明腐蚀具 有选择性。腐蚀的选择性主要源于合金中的亚结构(见 图 2(c)),滑移带内部存在浸入沟、扭折等高能陷缺, 在腐蚀介质中优先发生腐蚀;滑移带之间区域变形量 小,处于低能态,不易发生腐蚀^[32];另外,滑移带内 部缺陷促进 *T*₁(Al₂CuLi)相在时效过程中的析出和长 大,同样可以加速局部区域的腐蚀。

3 结论

 AA2099-T8 铝锂合金具有纤维或带状组织特 征且分布不均匀。一方面,晶粒的尺寸和形状差异显 著;另一方面,与塑性变形有关的亚结构(如位错和滑 移带)的分布依赖于晶粒的微观取向。

2) 第二相颗粒引起的点蚀与第二相的种类有关, 且腐蚀相对较轻;严重局部腐蚀与合金的择优形变以 及在时效过程中优先析出相有关。非均匀塑性变形使 合金局部区域位错密度升高,使合金的耐蚀性能下降; 同时,时效过程中高能位错促进高活性相 T₁(Al₂CuLi) 的析出,进一步增大局部区域的腐蚀倾向,进而导致 严重局部腐蚀的形成。

REFERENCES

- GRIMES R, CORNISH A J, MILLER W S, REYNOLDS M A. Aluminium-lithium based alloys for aerospace application[J]. Metals and Materials, 1985, 1(6): 357–363.
- [2] LAVERNIA E J, GRAND N J. Aluminum-lithium alloys[J]. Journal of Materials Science, 1987, 22(5): 1521–1529.
- [3] BOIS-BROCHU A, BLAIS C, GOMA F A T, LAROUCHE D, BOSELLI J, BROCHU M. Characterization of Al-Li 2099 extrusions and the influence of fiber texture on the anisotropy of static mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 597: 62–69.
- [4] SUGAMATA M, BLANKENSHIP J C P, STARKE J E A. Predicting plane strain fracture toughness of Al-Li-Cu-Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1993, 163(1): 1–10.
- [5] 郑子樵,李劲风,李红英,陈志国,李世晨,谭澄宇.新型铝 锂合金的研究进展与应用[C]//第十四届中国有色金属学会材 料科学与工程合金加工学术研讨会文集.海南:中国有色金 属学会,2011:1-9.

ZHENG Zi-qiao, LI Jin-feng, LI Hong-ying, CHEN Zhi-guo, LI Shi-chen, TAN Cheng-yu. The research progress and application of new Al-Li alloy[C]//The 14th China Nonferrous Metals Society of Materials Science and Engineering Alloy Processing and Academic Seminar of Corpus. Hainan: China Nonferrous Metals Society, 2011: 1–9.

[6] 王建国, 王祝堂. 航空航天变形铝合金的进展(1)[J]. 轻合金 加工技术, 2013, 41(8): 1-10.

WANG Jian-guo, WANG Zhu-tang. Advance on wrought aluminium alloy used for aeronautic and astronautic industry(1)[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2013, 41(8): 1–10.

- [7] 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): 46–53.
- [8] CSONTOS A A, STARKE E A. 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.
- [9] VANDER KOOI D C, PARK W, HILTON M R. Characterization of cryogenic mechanical properties of aluminum-lithium alloy C-458[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(11): 1185–1190.
- [10] ROMIOS M, TIRASCHI R, OGREN J R, ES-SAID O S, PARRISH C, BABEL H W. Design of multistep aging treatments of 2099 (C458)Al-Li alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14(5): 641–646.
- [11] 李运春. 含钪Al-Cu-Li-Zr合金腐蚀行为的研究[D]. 长沙: 中 南大学, 2008: 10-29.

LI Yun-chun. The research of corrosion behavior of containing scandium Al-Cu-Li-Zr alloy[D]. Changsha: Central South University, 2008: 10–29.

- [12] KERTZ J E, GOUMA P I, BUCHHEIT R G. 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.
- [13] BUCHHEIT R G, MATHUR D, GOUMA P I. Grain boundary corrosion and stress corrosion cracking studies of Al-Li-Cu alloy AF/C458[C]//Corrosion and Corrosion Prevention of Low Density Metals and Alloys: Proceedings of the International Symposium. The Electrochemical Society, 2001, 2000: 444.
- [14] 宋 涛, 许晓静, 范 真, 张振强, 王 彬, 罗 勇. 含锶钪
 2099 型铝锂合金的晶间腐蚀和剥落腐蚀性能[J]. 稀有金属,
 2012, 36(2): 196-200.
 SONG Tao, XU Xiao-jing, FAN Zhen, ZHANG Zhen-qiang,
 WANG Bin, LUO Yong. Intergranular and exfoliation corrosion
 properties of 2099 type Al-Li alloy with Sr and Sc additions[J].
 Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(2): 196-200.
- [15] 张振强, 许晓静, 宋 涛, 张允康, 罗 勇, 吴 瑶, 邓平安.
 2099 铝锂合金挤压材料组织与抗腐蚀性能的各向异性研究
 [J]. 热加工工艺, 2013, 42(1): 14-16.
 ZHANG Zhen-qiang, XU Xiao-jing, SONG Tao, ZHANG

Yun-kang, LUO Yong, WU Yao, DENG Ping-an. Research on anisotropy of microstructure and corrosion resistance extruded 2099 Al-Li alloy[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(1): 14–16.

- [16] MA Y. Effect of microstructure on corrosion resistance and anodising behaviour of AA 2099-T8 aluminium alloy[D]. Manchester: The University of Manchester, 2011: 25–46.
- [17] 林 毅,郑子樵,李世晨. 2099 铝锂合金微观组织及性能[J].
 中国有色金属学报, 2013, 23(7): 1848-1854.
 LIN Yi, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen. Microstructures and properties of 2099 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(7): 1848-1854.
- [18] 刘智恩. 材料科学基础[M]. 3 版. 西安:西北工业大学出版社, 2009:212-222.
 LIU Zhi-en. Fundamentals of material science[M]. Third edition.
 Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2009: 212-222.
- [19] HANSEN N, JENSEN D J. Development of microstructure in FCC metals during cold work[J]. Philosophical Transactions of the Royal Society A, 1999, 357: 1447–1469.
- [20] LIU Q, JENSEN D J, HANSEN N. Effect of grain orientation on deformation structure in cold-rolled polycrystalline aluminum[J]. Acta Materialia, 1998, 46: 5819–5838.
- [21] 刘 庆,姚宗勇, GODFREY A, 刘 伟. 中低应变量冷轧 AA1050 铝合金中晶粒取向与形变位错界面的演变[J]. 金属 学报, 2009, 45(6): 641-646.

LIU Qing, YAO Zong-yong, GODFREY A, LIU Wei. Evolutions of grain orientation and dislocation boundary in AA1050 Aluminum alloy during cold rolling from low to medium strains[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(6): 641–646.

- [22] BECKER R, BUTLER J F, HU H. Analysis of an aluminium single crystal with unstable initial orientation (001)[110] in channel die compression[J]. Transactions of the Metallurgical Society of AIME A, 1990, 22: 1991–1945.
- [23] 吴连生,朱景鹏. 多晶铝的表面滑移变形分析研究[J]. 上海

金属(有色分册), 1985, 6(1): 5-12.

WU Lian-sheng, ZHU Jing-peng. The analysis of the surface sliding deformation of polycrystalline aluminum[J]. Shanghai Metals (Nonferrous Metal Part), 1985, 6(1): 5–12.

- [24] 胡赓祥,蔡 珣,戎咏华. 材料科学基础[M]. 3 版. 上海:上 海交通大学出版社, 2012: 172-179.
 HU Geng-xiang, CAI Xun, RONG Yong-hua. Fundamentals of material science[M]. 3rd ed. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2012: 172-179.
- [25] LIN Yi, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen, KONG Xiang, HAN Ye. Microstructure and properties of 2099 Al-Li alloy[J]. Materials Characterization, 2014, 84: 88–99.
- [26] BIRBILIS N, BUCHHEIT R G. Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys an experimental survey and discussion[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2005, 152(4): B140–B151.
- [27] MA Y, ZHOU X, THOMPSON G E, CURIONI M, ZHONG X, KOROLEVA E, SKELDON P, THOMSON P, FOWLES M. Discontinuities in the porous anodic film formed on AA2099-T8 aluminium alloy[J]. Corrosion Science, 2011, 53: 4141–4151.
- [28] 魏绎郦. 面心立方金属中形变位错结构的研究[D]. 北京:清 华大学, 2011: 9-53.
 WEI Ze-li. Research of the dislocation structures of deformed FCC metals[D]. Beijing: Tsinghua University, 2011: 9-53.
- [29] BUCHHEIT R G. A compilation of corrosion potentials reported for intermetallic phases in aluminum-alloys[J]. Journal of the Electrochemical Society, 1995, 142(11): 3994–3996.
- [30] YOSHIMURA R, KONNO T J, ABE E, HIRAGA K. Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al-Li-Cu alloys: the θ' and T_1 phases[J]. Acta Materialia, 2003, 51(14): 4251–4266.
- [31] VARGEL C. Corrosion of aluminium[M]. 1st ed. UK: Elsevier, 2014: 124.
- [32] SZKLARSKA, SMIALOWSKA Z. Pitting corrosion of aluminum[J]. Corrosion Science, 1999, 41(9): 1743–1767.

(编辑 王 超)