

铝锂合金 2198-T8 高周疲劳性能及其裂纹萌生机理

许罗鹏^{1,2}, 曹小建^{1,3}, 李久楷¹, 刘永杰¹, 陈 渝¹, 王清远¹

(1. 四川大学, 四川 成都 610064)

(2. 中国民航飞行学院, 四川 广汉 618307)

(3. 南通大学, 江苏 南通 226019)

摘要: 选用第 3 代铝锂合金 2198-T8 材料, 对其力学以及高周疲劳性能进行了研究。结果表明, 相对于其它航空铝合金材料, 2198-T8 在抗拉强度和屈服强度上均有不同程度的提升, 并具有较强的抗疲劳性能, 但疲劳数据的离散性却随着施加应力的减小而增大。利用扫描电子显微镜 (SEM) 及其自带的能谱分析 (EDS) 功能对疲劳裂纹萌生机理进行深入研究。研究发现, 位错的增殖、运动和塞积是 2198-T8 疲劳裂纹萌生的主要原因, 疲劳裂纹易于从驻留滑移带 (PSB) 以及挤出带形成的粗糙区域萌生。不同应力状态下, 由材料内部缺陷引起的疲劳断裂现象是致命的, 对疲劳寿命有巨大影响, 最高可使疲劳寿命降低 90% 以上。裂纹萌生机理的不同可引起疲劳寿命的较大变化, 合理地解释了疲劳数据的离散性问题。

关键词: 第 3 代铝锂合金; 铝锂合金 2198-T8; 高周疲劳; 裂纹萌生机理

中图分类号: O346.2; V252.4; TG146.2*1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)01-0083-07

铝锂合金是近年来航空航天材料中发展最为迅速的先进轻量化结构材料之一。经历了几十年的发展, 第 3 代铝锂合金制备和成形技术日渐成熟。该新型铝锂合金相对于前两代铝锂合金的性能有了很大提升, 具有密度低、弹性模量高、比强度和比刚度高、抗疲劳性能好、耐腐蚀及焊接性能好等诸多优异性能^[1,2]。铝锂合金已在军用飞机和航天器上大量使用, 在民用飞机上铝锂合金的用量也呈增长态势。如“奋进号”航天飞机、空客 A330/340/380 等系列飞机均使用了铝锂合金替换传统铝合金航空材料, 俄罗斯下一代窄体客机 MS-21 机身也将由先进铝锂合金制成。我国自主研发的 C919 型客机机身等直段部段, 以及载人飞行器“天宫一号”和“神舟八号”飞船都采用了先进铝锂合金材料, 实现了功能不变的情况下减重 15%~20%。由于在航空减重、可焊接性、维修性等方面的优势, 第 3 代铝锂合金在航空航天领域^[3-6]显示出了巨大的应用潜力。

作为未来重要的航空结构减重材料, 第 3 代铝锂合金在力学和抗疲劳性方面的表现对于保证航空安全和提升航空器寿命至关重要。对该部分内容的研究, 国内外科研工作者已有一些研究成果。D. L. Chen 等^[7]

对铝锂合金 2095 疲劳裂纹扩展行为进行讨论, 通过先进测量技术如扫描电子显微镜 (SEM)、X 射线衍射法、取向成像显微镜 (OIM) 等设备对铝锂合金微观疲劳裂纹进行观测, 研究裂纹扩展规律。P. S. De 等^[8]对 2098 型铝锂合金在 T3 和 T8 状态下的高周疲劳进行研究, 在多 (轴) 向应力情况下, 铝锂合金呈现穿晶疲劳断裂现象。Goma 等^[9]研究了铝锂合金 2099-T83 在不同应力比和室温 (23 °C) 和低温 (-30 °C) 环境下的疲劳裂纹扩展行为, 随着应力比的减小, 其裂纹扩展速度降低; 在高应力比下, 温度对材料的疲劳性能影响显著。陈圆圆等^[10]研究了铝锂合金 2197-T851 疲劳裂纹萌生机理, 通过对裂纹扩展的 EBSD 分析发现, 裂纹在晶粒间的扩展以沿 {111} 面的穿晶扩展为主。

铝锂合金 2198 是在 2098 合金研制的基础上发展而成, 其 Li 元素含量为 1.09%, 是典型的第 3 代铝锂合金。而现有文献对 2198 型铝锂合金的研究, 主要集中在时效状态为 T3, T351 和 T851 的材料力学性能^[11]以及搅拌摩擦焊接后的性能表现等^[12,13]。此外, 在对该种材料的疲劳性能研究方面, Alexopoulos 等^[14]研究了 2 种航空材料 2198-T351 和 2024-T3 在应力比为 0.1 条件下的疲劳性能, 2198 在 T351 时效状态下相

收稿日期: 2015-12-01

基金项目: 国家自然科学基金重大专项 (11327801); 教育部“长江学者和创新团队发展计划” (IRT14R37); 中国民航飞行学院科研基金 (F2014KF01, Q2014-055); 大学生创新项目 (201510624007)

作者简介: 许罗鹏, 男, 1983 年生, 博士生, 四川大学空天科学与工程学院, 四川 成都 610064, 电话: 028-85402654, E-mail: xuluopeng@126.com

在同一应力水平下, 试件的疲劳寿命具有一定的离散性。通常在相同试验条件下获得的多次测量数据服从高斯正态分布统计规律。从测量数据(图 2)可以看出, 应力大小与疲劳寿命呈规律分布, 即随着应力强度的降低疲劳寿命有逐次增加的趋势; 疲劳数据的离散程度随着施加应力的减小而增大。数据的离散程度, 可由标准离差来判断^[16], 标准离差越大, 数据越发散, 反之, 数据越聚集。不同应力水平对应的疲劳寿命($\lg N_f$)标准离差在表 1 中给出。从表 1 可以看出, 标准离差随着应力水平的升高而降低, 对应的数据离散性逐次变小, 与实际测量结果相吻合。也即是, 在高应力水平(300 MPa)下, 对应的标准离差最小, 数值为 0.2277, 其疲劳寿命分散性较小; 低应力水平(250 MPa)下, 标准离差达到 0.6298, 疲劳寿命离散性变大。究其原因, 是由于在不同应力水平下, 疲劳裂纹呈现出多样化的裂纹萌生机制, 致使疲劳寿命在不同应力状态下呈现较大变化。

3 高周疲劳裂纹萌生机理

利用 JSM-6510LV 型扫描电子显微镜(SEM)对所有试样的断口及表面进行观察, 并对典型裂纹萌生区域进行能谱(EDS)分析, 以探究 2198-T8 高周疲劳裂纹萌生机理。

发生疲劳断裂的断口形貌^[20]一般可分为 3 个区域: 裂纹萌生区、裂纹扩展区和瞬断区, 不同区域代表疲劳裂纹在材料内部扩展的不同阶段。本研究将对 2198-T8 高周疲劳裂纹萌生阶段的形貌特点及其产生机理进行分析和阐述。

3.1 表面微裂纹形成机理

由于材料表面要经受比材料内部更为复杂的应力条件, 表面材料夹杂以及加工缺陷等因素均可使疲劳裂纹易于从材料表面萌生。因此, 表面裂纹萌生是材料发生疲劳断裂的主要裂纹萌生方式。

通过对寿命超过 10^7 周次未发生疲劳断裂试件表面进行 SEM 观测, 发现在较低应力条件下, 试件虽未发生疲劳断裂现象, 但仍有大量的微裂纹萌生于试件表面, 集中分布于圆弧过渡区域。图 3a 显示出在应力大小为 240 MPa, 寿命为 $N_f=1.14 \times 10^7$ 未发生疲劳断

裂的试件表面萌生的大量位错挤出带, 每 50~100 μm 就有 1 个挤出带, 亦可将这种挤出带称为位错“露头”现象, 是由位错的滑移和互损作用在材料表面形成的隆起物。图 3a 嵌入窗口为挤出带放大图, 这些挤出带可认为是微裂纹的初始形态。若试样经受更长的循环周次, 即便在较小的载荷应力作用下, 在试件表面也能够形成大量的微裂纹。图 3b 为试件在疲劳寿命为 $N_f=2.87 \times 10^7$ 未发生疲劳断裂的典型微裂纹形貌, 对应的应力大小为 $\sigma=158$ MPa。

大量的研究^[21-24]表明, 位错增殖、运动和塞积是面心立方晶体疲劳裂纹萌生的主要原因。汤普森(N. Thompson)等人^[25]发现由位错形成的滑移带具有“驻留”的性质, 不易用电解抛光的方法将它们去掉, 即使去掉, 在进一步的疲劳变形中它们还会在原来的地方出现, 因此将其形象地称为“驻留滑移带”(persistent slip band, PSB)。PSB 在面心立方晶体中通常沿着最大切应力方向, 即与拉伸应力成 45° 方向发生驱动。在 PSB 与基体界面上分布有间隙型的位错偶多极子层, PSB 反复运动过程中将造成其内部的刃位错的滑动和互毁, 产生大量空位造成体积膨胀, 从而导致 PSB 在晶体表面形成挤出带(图 3a)。随累积应变的增加, 由 PSB 不可逆滑移以及挤出带促使金属表面粗糙度变大, 使在粗糙区域产生应力集中, 在外加应力作用下, 在 PSB 粗糙区域易于与基体材料发生脱离, 在粗糙表面形成疲劳裂纹(图 3b)。

图 4 显示出不同载荷条件下疲劳断裂试件裂纹萌生区域 PSB 形貌分布。可以看出, PSB 沿着与载荷应力方向大概成 45° 方向启动, 萌生区均伴随大量的位错滑移带 PSB 集中。随着载荷应力的变大, 裂纹萌生区域的 PSB 密度和粗糙度有递增趋势。在大应力循环载荷作用下, 易于使位错发生增殖、运动和塞积。在裂纹萌生阶段, 大量的位错以及 PSB 在试件表面汇集和交割, 形成表面粗糙区。由于材料缺陷及加工缺陷的存在, 极易在材料表面萌生裂纹。微裂纹在适当的条件下发生扩展, 最终导致疲劳失效问题的发生。

3.2 表面单裂纹源萌生

通过对疲劳断口的分析发现, 在较低载荷条件下, 试件的疲劳断裂以单一裂纹源萌生机制为主, 图 5a 和 5b 分别是应力大小为 245 和 260 MPa 作用下 2198-T8 单裂纹萌生区断口形貌。疲劳裂纹沿着“河流”状方向发生扩展, 多个河流图样的反向汇集集中, 即为疲劳裂纹萌生位置。可以看出, 在这两种应力状态下, 裂纹均萌生于试件表面的单个区域。

根据裂纹扩展能量理论^[20], 当微裂纹形成于试件的表面后, 要使裂纹发生扩展, 不仅需要克服原子键

表 1 不同应力水平下疲劳寿命($\lg N_f$)的标准离差

Table 1 Fatigue life ($\lg N_f$) standard deviation with different stress level

Stress level/MPa	Standard deviation ($\lg N_f$)
250	0.6298
260	0.4746
280	0.4464
300	0.2277

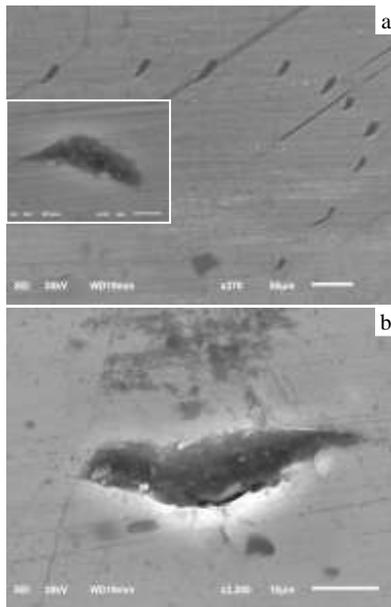


图 3 试件表面形貌

Fig.3 Specimen surface topographies: (a) dislocation extrusions ($\sigma=240$ MPa, $N_f=1.14 \times 10^7$, unbroken); the inset shows the dislocation extrusion in detail; (b) micro-cracks ($\sigma=158$ MPa, $N_f=2.87 \times 10^7$, unbroken)

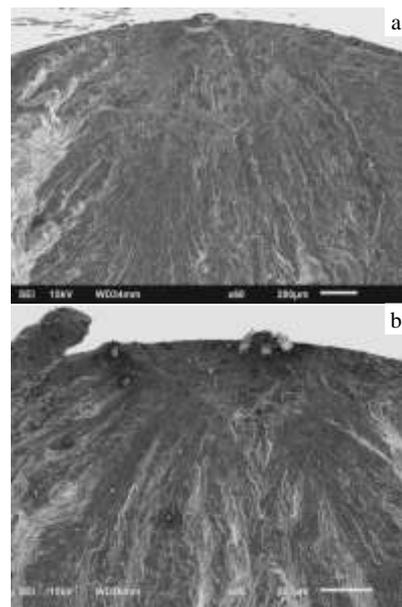


图 5 不同应力下单裂纹萌生区断口形貌

Fig.5 Fracture topography of single crack initiation zone under different stresses: (a) $\sigma=245$ MPa and (b) $\sigma=260$ MPa

少数微裂纹发生扩展所需的能量，很多微裂纹不会发生扩展而最终形成单一主裂纹。该理论也能够解释在低应力状况下未断试样表面形成的大量微裂纹现象。

3.3 表面多裂纹源萌生

随着载荷应力的增加，2198-T8 疲劳寿命呈现规律性的降低，疲劳数据的分散性也相对变小，疲劳裂纹呈现多源萌生特点。

图 6a 和 6b 分别是应力大小为 280 和 300 MPa 时典型的多裂纹萌生区断口形貌。其“河流”状裂纹扩展路径反方向并非指向表面的单一区域。通过对裂纹萌生区域的观察（图 6a 和 6b）发现，该材料具有多裂纹源萌生特征。图中显示，裂纹至少从 3 个微裂纹萌生，其微裂纹萌生点在断口中以虚线（半圆）标出。当微裂纹发生扩展，距离较近的多个裂纹发生串联，形成较大的裂纹萌生带。

在高应力载荷状态下，之所以呈现多裂纹萌生机制，是因为高应力使材料内部的位错增殖、运动和塞积作用更为激烈，可使表面形成大量的 PSB 和挤出带粗糙区（图 4），粗糙区的应力集中促使大量微裂纹形成。而较大的载荷应力为裂纹扩展提供表面能和变形功，使微裂纹继续扩展，形成较大裂纹。不同大裂纹再次交汇后，较高的裂纹扩展速率会迅速导致材料断裂。因此，在高应力状态下，消耗在裂纹萌生阶段的疲劳寿命相对较短，数据的离散性也相对较小。

对图 6c 方框区域进行能谱分析，由其分析结果

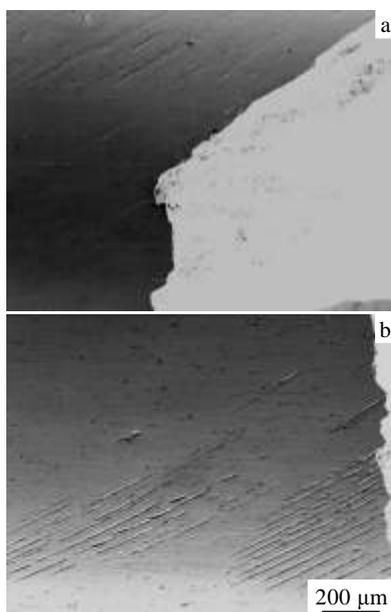


图 4 不同应力下裂纹萌生区附近 PSB 形貌

Fig.4 Persistent slip bands near crack initiation zone under different stresses: (a) 240 MPa and (b) 300 MPa

的表面能，还要克服远大于表面能所提供的塑性变形的变形功，系统能释放量必须大于或等于由上述 2 种能量构成的裂纹扩展阻力。较低的循环应力仅能提供

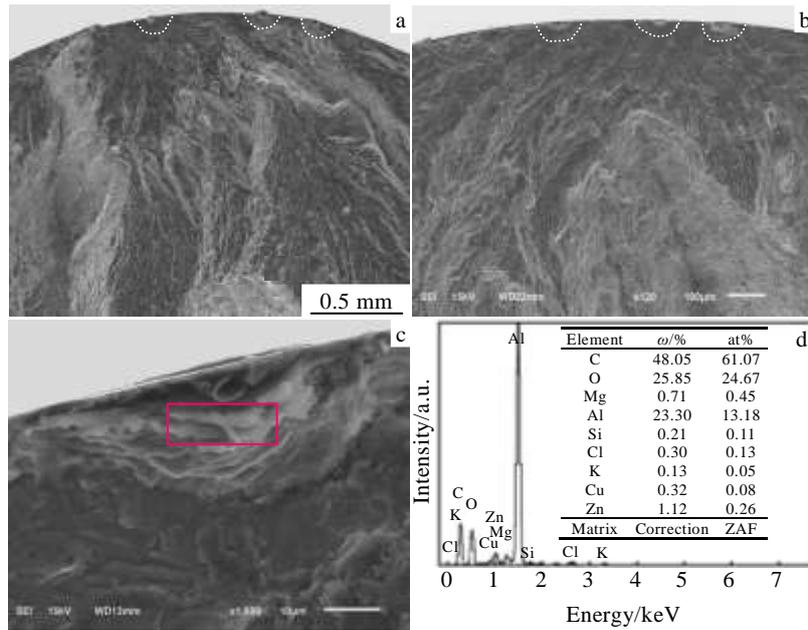


图 6 多裂纹源萌生区断口形貌及选区 EDS 分析

Fig.6 Fracture topographies of multiple crack initiation zones: (a) $\sigma=280$ MPa, $N_f=8.62 \times 10^5$; (b) $\sigma=300$ MPa, $N_f=4.89 \times 10^5$; (c) EDS analysis magnified region in Fig.6b crack initiation zone; (d) EDS results corresponding Fig.6c selected region

(图 6d) 可以看出，裂纹萌生区以基底材料 Al 元素为主，同时包含 Cu、Zn 和 Mg 等和非金属 Si 元素，其中非金属元素 Si 占到所有元素含量的 0.21%。非金属夹杂可以使基体材料塑性降低，裂纹易从非金属夹杂位置起裂。可以推断，材料内部的非金属夹杂可能是疲劳裂纹萌生的主要因素。该发现表明 2198-T8 与其它铝合金^[10,26]有相似的裂纹萌生机制。

3.4 内部缺陷萌生机制及其对疲劳寿命的影响

通过对 2198-T8 高周疲劳试验发现，由材料内部缺陷引起的疲劳断裂现象可使疲劳寿命大为缩减，由此引发的疲劳断裂分布于高、低应力的各个载荷水平。

从 $\sigma=300$ MPa, $N_f=1.44 \times 10^5$ 断口形貌 (图 7a) 可以看出，其断口形貌与正常疲劳断口有很大不同，断面起伏较大，且存在较长的贯穿裂纹；在大坑体内部裂纹扩展纹理汇集处，通常发现材料缺陷的存在 (图 7b)。可以推断，材料缺陷是导致该疲劳现象发生的主要因素，或者是主要影响因素。图 7c 为内部裂纹萌生区缺陷形貌，通过对其缺陷位置的 EDS 分析 (图 7d) 发现，该缺陷以 Al 元素氧化物为主，其形貌特征呈现出材料的孔洞和疏松组织。

由材料内部缺陷引起的疲劳断裂机理与表面裂纹萌生机理完全不同，该断裂机制可以解释为：在材料经受高周次循环应力加载过程中，试件表面和材料内部缺陷均有利于疲劳裂纹的萌生，疲劳裂纹的萌生和

扩展是表面和内部裂纹的形成和相互竞争的过程，2 种裂纹共同萌生，并行扩展。当 2 种不同扩展方向的裂纹相遇时，裂纹面的交割导致材料内部形成大的贯穿裂纹 (图 7b)，并使裂纹扩展方向发生转变，且伴随着更大面积的断裂面形成。裂纹扩展速率加快，使材料快速达到失稳状态，发生疲劳断裂现象。因此，由材料内部缺陷引起疲劳断裂，所对应的疲劳寿命不高。

由内部缺陷引起的疲劳断裂现象对疲劳寿命的影响巨大。在应力水平为 260 和 300 MPa 作用下，均有 4 根试件发生疲劳断裂，表面裂纹萌生引起的疲劳断裂试件均有 3 根，另一根为内部缺陷断裂机制所致。可见，由内部缺陷引发的疲劳断裂现象在铝锂合金 2198-T8 材料中出现的概率较高。内部缺陷可导致疲劳寿命严重降低，当应力大小为 $\sigma=300$ MPa 时，由内部缺陷引起的疲劳断裂寿命为 $N_f=1.44 \times 10^5$ ，在同等级试验条件下疲劳寿命最低，为其它 3 根试件平均疲劳寿命的 45.6%，疲劳寿命相对下降了 54.4%；当应力水平为 $\sigma=260$ MPa 时，内部缺陷试件的疲劳寿命 ($N_f=8.91 \times 10^5$) 仅是表面裂纹萌生疲劳寿命的 15.4%，疲劳寿命同比下降了 84.6%；当应力水平为 $\sigma=245$ MPa 时，其疲劳寿命仅为另一试件疲劳寿命的 8.34%，疲劳寿命同比下降了 91.66%。

由上述分析可知，内部缺陷对材料疲劳寿命和疲劳裂纹萌生机理均有很大影响。在高、低应力作用下，

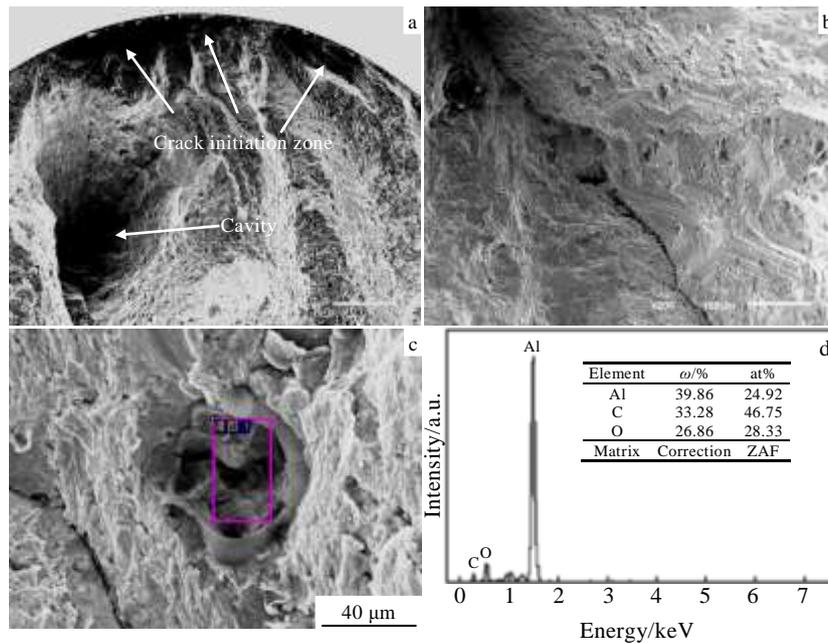


图 7 $\sigma=300\text{ MPa}$, $N_f=1.44\times 10^5$ 断口形貌及缺陷区 EDS 分析

Fig.7 Fracture topography ($\sigma=300\text{ MPa}$, $N_f=1.44\times 10^5$): (a) surface crack initiation zone; (b) material defect in cavity; (c) EDS analysis magnified region in Fig.7b material defect; (d) EDS results corresponding Fig.7c defect zone

2198-T8 疲劳裂纹均有可能从材料内部缺陷萌生；内部缺陷萌生现象可严重降低材料的疲劳寿命，并随着施加应力的降低该影响作用加大，最高可使疲劳寿命降低 90% 以上。

4 结 论

1) 铝锂合金 2198-T8 具有较优秀的力学性能，其屈服强度和抗拉强度与同系列的铝锂合金相比有不同程度的提升，与传统航空铝合金材料相比亦有较大优势。

2) 随着载荷应力的降低，2198-T8 合金的疲劳寿命逐渐增加，具有较好的抗疲劳性能，但疲劳数据的离散程度却随施加应力的减小而增大，该现象与 2198-T8 多样化的疲劳裂纹萌生机理相关。

3) 位错的增殖、运动和塞积是 2198-T8 疲劳裂纹萌生的主要原因，驻留滑移带 (PSB) 以及挤出带形成的粗糙区域有利于疲劳微裂纹的萌生。

4) 由内部缺陷引起的疲劳断裂机制可促使 2198-T8 快速达到失稳状态，使疲劳寿命大为缩减。

参考文献 References

[1] Tolga Dursun, Costas Soutis. *Materials & Design*[J], 2014, 56: 862
 [2] Yin Dengfeng(尹登峰), Zheng Ziqiao(郑子樵). *Material*

Review(材料导报)[J], 2003, 2: 18
 [3] Sun Jieqiong(孙洁琼), Zhang Baozhu(张宝柱). *Advances in Aeronautical Science and Engineering*(航空工程进展)[J], 2013, 2: 158
 [4] Li Jingfeng(李劲风), Zheng Ziqiao(郑子樵), Chen Yonglai(陈永来) *et al. Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2012, 1: 13
 [5] Chen Yali(陈亚莉). *Aeronautical Manufacturing Technology* (航空制造技术)[J], 2009, 12: 34
 [6] Wang Zhutang(王祝堂). *Light Alloy Fabrication Technology* (轻合金加工技术)[J], 2012, 6: 15
 [7] Chen D L, Chaturvedi M C, Goel N. *International Journal of Fatigue*[J], 1999, 21: 1079
 [8] De P S, Mishra R S, Baumann J A. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(15): 5946
 [9] Franck A T Goma, Daniel Larouche, Alexandre Bois-Brochu *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2014, 59: 244
 [10] Chen Yuanyuan(陈圆圆), Zheng Ziqiao(郑子樵), Cai Biao(蔡彪) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(11): 1926
 [11] Chen Jianqiang, Yazid Madi, Thilo F Morgeneuer *et al. Computational Materials Science*[J], 2011, 50: 1365
 [12] Bitondo C, Prisco U, Squillace A *et al. Int J Mater Form*[J], 2010, 3(1): 1079

- [13] Astarita A, Squillace A, Scala A *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2012, 21: 1763
- [14] Nikolaos D Alexopoulos, Evangelos Migklis, Antonis Stylianos. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 56: 95
- [15] Ma Yue, Zhao Zhenqiang, Liu Baoqi *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 569: 41
- [16] Li Shunming(李舜酪). *Mechanical Fatigue and Reliability Design*(机械疲劳与可靠性设计)[M], Beijing: Science Press, 2006: 36
- [17] Mayer H, Fitzka M, Schuller R. *International Journal of Fatigue*[J], 2014, 60: 34
- [18] Zhang Xinhua(张新华), Zeng Yuansong(曾元松), Wang Dongpo(王东坡) *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2008, 13: 78
- [19] Han Jian(韩剑), Dai Qixun(戴起勋), Zhao Yutao(赵玉涛) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2010, 30(4): 92
- [20] Zhong Qunpeng(钟群鹏), Zhao Zihua(赵子华). *Fractography*(断口学)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 270
- [21] Zhang Zhefeng(张哲峰). *Cyclic Deformation Behavior and Fatigue Damage Mechanism of Copper Bicrystals*(铜双晶体的循环变形行为与疲劳损伤机制)[D]. Shenyang: Chinese Academy of Sciences, Institute of Metal Research, 1998: 98
- [22] Zhong Shen(钟申), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Liping(钟俐萍). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(10): 2734
- [23] Zhang Zhefeng(张哲峰), Zhang Peng(张鹏), Tian Yanzhong(田艳中) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(7): 788
- [24] Zhang Zhefeng(张哲峰), Duan Qiqiang(段启强), Wang Zhongguang(王中光). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(11): 1143
- [25] Wang Guangzhong(王光中), Ke Wei(柯伟). *Materials Science and Engineering*(材料科学与工程)[J], 1984, 3: 26
- [26] She Lingjuan(佘玲娟), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Shen(钟申) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1201

High Cycle Fatigue Properties and Crack Initiation Mechanisms of Al-Li 2198-T8 Alloy

Xu Luopeng^{1,2}, Cao Xiaojian^{1,3}, Li Jiukai¹, Liu Yongjie¹, Chen Yu¹, Wang Qingyuan¹

(1. Sichuan University, Chengdu 610064, China)

(2. Civil Aviation Flight University of China, Guanghan 618307, China)

(3. Nantong University, Nantong 226019, China)

Abstract: Mechanics and high cycle fatigue properties of the third generation Al-Li alloy 2198-T8 were investigated. Compared with other aluminum alloys used in airplanes, the material 2198-T8 shows various improvements on tensile strength and yield strength and a better performance in ant-fatigue, but the dispersion of fatigue data increases with the decreasing stress level. In order to explore the internal mechanism of this phenomenon, the advanced testing measurements including scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectrometer (EDS) have been applied. The results reveal that the propagation, the movement and the pileup of dislocations are the main reasons for fatigue crack initiation, and fatigue cracks could be easily formed in the rough zone of persistent slip band (PSB) and dislocation extrusion area. Under different stress states, the fractures caused by the material's internal defect are fatal, having a tremendous impact on the fatigue life, which can reduce the fatigue life much more than 90%. Different crack initiation mechanisms can change the fatigue life greatly, which explains the dispersion in fatigue data reasonably.

Key words: the third generation Al-Li alloy; Al-Li 2198-T8 alloy; high cycle fatigue; crack initiation mechanism

Corresponding author: Wang Qingyuan, Ph. D., Professor, School of Aeronautics and Astronautics, Sichuan University, Chengdu 610064, P. R. China, Tel: 0086-28-85402654, E-mail: wangqy@scu.edu.cn