

ZL101A 合金低温疲劳性能和断裂行为研究

马昌龙¹, 宋丽英¹, 郑黎¹, 于宝义¹, 李润霞²

(1. 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110870; 2. 东莞理工学院, 广东东莞 523000)

摘要: 研究了ZL101A合金的低温拉伸性能和低温疲劳性能, 对断口形貌进行了观察, 分析了疲劳断裂的微观机制。结果表明: 服役温度对合金疲劳寿命及断裂机制有显著的影响。随着服役温度的降低, 合金疲劳寿命提高。室温条件下断口主要以穿晶断裂为主, 同时伴随局部沿晶断裂特征, 而-40 ℃条件下合金断裂行为表现出较强的晶体学裂纹特征。与室温相比, 合金在低温下的疲劳断口瞬断区面积增大, 粗糙度有所升高。而相同温度下, 合金随着应变幅的增加, 合金低温疲劳的断口粗糙度有所降低。

关键词: ZL101A铝合金; 低温疲劳性能; 疲劳断口; 断口粗糙度

低温环境对于材料的力学性能具有显著影响。铸造Al-Si合金广泛应用于制备高铁铝合金枕梁、轴箱、齿轮箱等复杂形状的零部件^[1-2]。随着哈大线等东北高寒地区高速铁路的投入运行以及中国高铁出口俄罗斯的战略发展要求, 对高速列车用铝合金低温力学性能进行系统研究日益迫切^[3-5]。由于疲劳断裂引起的零件失效约占工程结构失效的85%。因此, 应用于低温环境材料的疲劳性能研究受到广泛关注。赵汉卿等人^[6]的研究表明, 2A12合金不同应力比的低温真空疲劳寿命均随着应力幅值的降低而逐渐增大。王娟等人^[7]研究了2A14合金在室温大气、室温和低温真空条件下的疲劳行为, 发现三种环境下合金的疲劳寿命均随应力幅值的增加而减小; 在同一应力幅值条件下, 低温真空环境下其疲劳寿命最高。张颖等人^[8]对不同加载应力下6061铝合金疲劳断口进行了研究, 发现随着加载应力增大, 疲劳裂纹萌生呈现多源性, 疲劳裂纹扩展区面积减小, 裂纹扩展第一阶段的裂纹偏转更加剧烈, 疲劳条带宽度增加。但是, 目前关于Al-Si系铸造铝合金在低温下的疲劳性能研究较少。本文选用高铁铝合金枕梁用ZL101A合金, 对其低温疲劳断裂行为进行研究, 为工程应用的选材和结构设计提供参考。

1 试验材料及方法

试验用合金为ZL101A。合金的熔炼在RGL-15-8型井式电阻炉中进行, 清理干净熔炼所用石墨坩埚及其他设备, 并在坩埚内涂上氧化锌酒精涂料, 烘干后使用。熔炼过程为, 先将纯Al及Al-Si中间合金放入坩埚中, 电阻炉设定750 ℃保温至完全熔化, 后降温到680 ℃加入纯Mg, 保温一定时间待铝液均匀熔化。铝液用六氯乙烷除气精炼, 加入Al-10Sr和Al-Ti-B进行了变质和细化处理, 熔体在金属型中铸造成坯锭。ZL101A合金的化学成分见表1。将浇铸成的ZL101A合金切削加工成室温、低温疲劳试样以及拉伸试样, 试样尺寸如图1所示。

合金在RX-8-6箱式电阻炉中进行固溶处理, 温度设置为525 ℃, 时间为10 h; 在DG/20-002A台式干燥箱中进行时效处理, 温度设置为165 ℃, 时间为7 h。拉伸试验在配有高低温实验箱的WDW-100W微机控制电子万能试验机上进行。试样拉伸前, 在低温环境中静置10 min, 在-40 ℃和-60 ℃温度下进行拉伸, 拉伸速率为0.5 mm/min。低周疲劳试验在MTS Landmark 370.10型微机控制电液伺服疲劳试验机上进行, 应变控

作者简介:

马昌龙(1994-), 男, 硕士生, 主要从事铸造有色合金材料研究。电话: 18640569937, E-mail: 584467244@qq.com

通讯作者:

李润霞, 女, 教授。电话: 13624002022, E-mail: Runxiali@163.com

中图分类号: TG

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2020)

05-0461-08

收稿日期:

2019-12-19 收到初稿,

2020-02-04 收到修订稿。

制和试验温度分别为室温和 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，温度偏差 $\pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。采用S3400N型扫描电子显微镜对室温及低温疲劳试样进行断口分析。通过激光共聚焦扫描显微镜对疲劳试样断口进行观察并对断口表面粗糙度进行测定，比较疲劳断裂试验件上的断口特征。

2 试验结果与分析

2.1 显微组织

图2为ZL101A合金显微组织。ZL101A合金的组织主要包含初生 α -Al枝晶和共晶组织，共晶组织由共晶Al基体和共晶Si相组成，固溶处理后Si相成为颗粒状，环绕在初生 α -Al枝晶周围，而时效处理后Al基体中的Mg原子与Si相结合形成细小弥散的时效析出相 β' (Mg_2Si)^[9]。

2.2 拉伸性能

ZL101A合金经T6处理后的室温及低温拉伸性能见表2。可以看出，ZL101A合金的抗拉强度和屈服强度随着温度的降低而升高，伸长率则随着温度的降低呈下降趋势。当拉伸温度由室温下降到 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时，抗拉强度由234 MPa上升到251 MPa，提高了7.3%；屈服强度由198 MPa上升到224 MPa，提高了13.1%；但合金的伸长率却略有降低。

2.3 拉伸断口形貌及位错滑移带的分布

图3为ZL101A合金在 $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度下的拉伸断口。可以看出， $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时断口形貌主要由韧窝和撕裂棱组成，韧窝的底部是Si相解理断裂产生的小平面，见图3a。断口附近初生 α -Al枝晶发生较大塑性变形，断裂的Si相附近铝基体有明显的撕裂特征，并在断口处存在少量的断裂Si相和微小裂纹。 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 样件断口铝基体处开始出现准解理特征，撕裂棱的数量增加，见图3b。在断口处大量的硅相发生解理断裂，准解理面面积增大，相邻的断裂硅相之间铝基体的撕裂特征减少。 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时断口形貌中韧窝的数量减少，准解理面面积增加（图3c）。

在拉伸过程中，铝合金产生塑性变形，发生大量的位错滑移，位错在基体内不断运动，因遇到Si相而停止。变形量继续增加，位错塞积在粗大Si相附近，产生应力集中。应力不断增加至Si相临界切应力值后导致Si相发生断裂，从而在合金基体中产生微裂纹。随着外加载荷的增加，局部变形增大，大量位错继续运动到Si相附近，造成Si相断裂，断裂Si相的变形区进一步扩大，应力集中，最终导致合金的断裂。

图3d、3e和3f为不同温度下ZL101A合金拉伸断口附近的位错滑移带的分布，对比发现室温下的拉伸断

口附近位错滑移带数量多，形态较深，见图3d。随着拉伸温度下降，拉伸断口附近位错滑移带数量较少，形态较浅，长度变短，见图3e、3f。在低温下合金中的位错源不易启动，位错的滑移阻力增加，此时断口附近的位错滑移带的数量明显减少呈细线状。

表1 ZL101A合金的化学成分
Table 1 Chemical composition of ZL101A alloy $w_B/\%$

Si	Mg	Ti	Fe	Cu	Zn	Al
7.240	0.324	0.192	0.154	0.007	0.012	余量

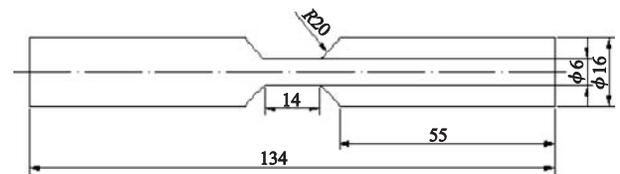
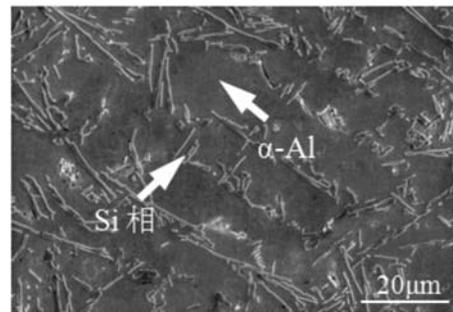
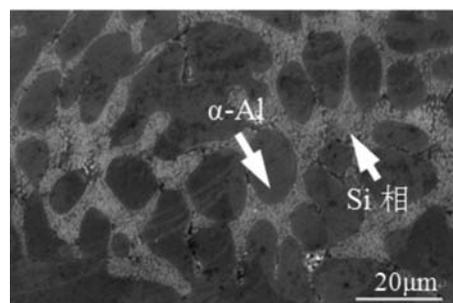


图1 低温疲劳试样尺寸

Fig. 1 Dimension of fatigue specimen at low temperature



(a) 铸造态



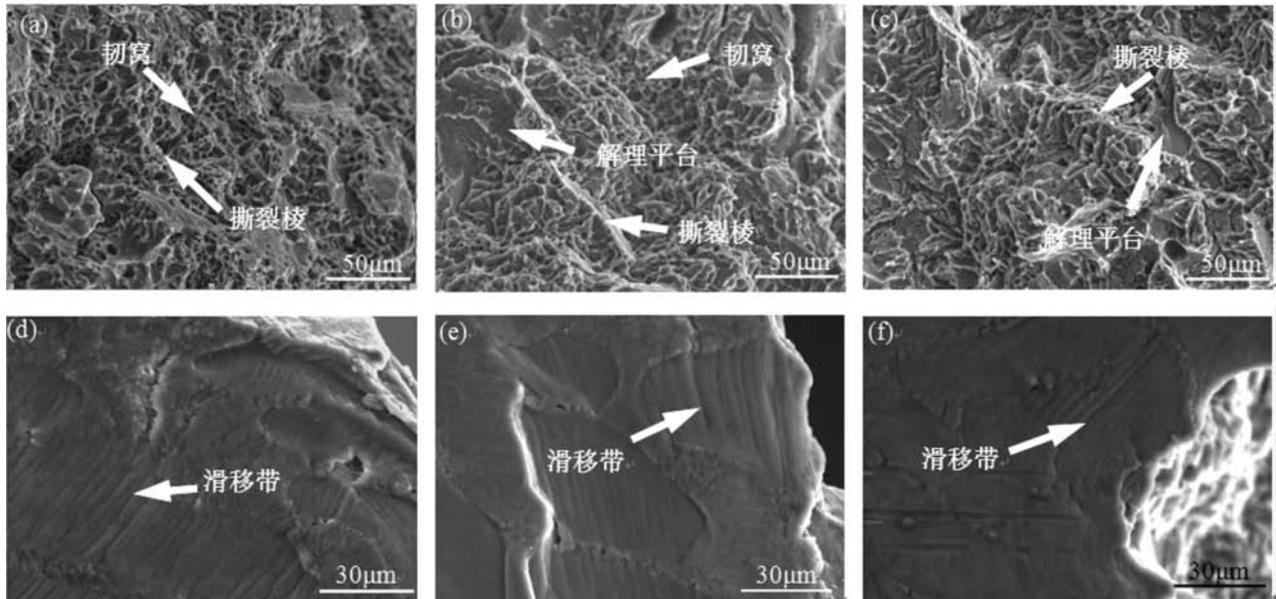
(b) T6热处理态

图2 ZL101A合金显微组织

Fig. 2 Microstructures of ZL101A alloy

表2 ZL101A-T6合金的室温和低温拉伸性能
Table 2 Room temperature and low temperature tensile properties of ZL101A-T6 alloy

温度/ $^{\circ}\text{C}$	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
20	198	234	7.65
-40	215	244	6.95
-60	224	251	6.20



(a, d) 20 °C; (b, e) -40 °C; (c, f) -60 °C

图3 ZL101A合金不同温度断口形貌及位错滑移带的分布

Fig. 3 Fracture morphology and dislocation slip bands distribution of ZL101A alloy at different temperatures

2.4 疲劳寿命

ZL101A合金疲劳性能测试在室温(20 °C)和低温(-40 °C)下进行,应变幅分别设定为0.25%、0.30%、0.35%和0.40%,疲劳寿命结果见图4。在同一应变幅下,-40 °C疲劳周次高于室温,应变幅为0.25%时,合金的低温疲劳周次比室温疲劳周次高了54.5%。

图5为不同应变幅条件下-40 °C温度下的疲劳断裂试样表面形貌。可以发现,低温疲劳试样的裂纹扩展方向与载荷方向的夹角成45°,应变幅为0.25%的试样断口裂纹形貌方向性最为明显。说明ZL101A铝合金疲劳裂纹的扩展以剪切方式进行。一些学者在对6063铝合金^[10]、6065铝合金^[11]、LY12铝合金^[12]的疲劳宏观断口观察时也观察到了这种现象。分析认为,在疲劳裂纹扩展第一阶段,铝合金以纯剪切方式沿有利的滑移面即密排面{111}面扩展。当裂纹在相邻晶粒间穿晶扩展时,会在晶界处从一个晶粒的有利滑移面偏折到下一个晶粒的有利滑移面,导致断面凹凸不平。在取向差越大的晶界处,裂纹扩展阻力越高,穿晶扩展所需的能量越高^[13]。

2.5 疲劳断口微观分析

图6为合金的不同温度下的疲劳断口,主要由疲劳源区、稳态疲劳裂纹扩展区和瞬断区三个区域组成,其中瞬断区所占比例最大。对比发现,在低温时断口的瞬断区面积有所增大,呈现与静力拉伸相似的断口形貌。

观察合金试样的疲劳断口发现(如图7),室温

疲劳断口的疲劳源处有明显的放射状滑移条纹,而低温疲劳断口中疲劳源处的滑移带长度明显变短,形态较浅。一个试样往往有多个疲劳裂纹源,疲劳源主要集中在试样表面,形成位置与试样切削加工的表面粗糙度以及近表面粗大第二相有密切关系。在低温条件下,晶界的阻力增大,在一个晶粒内的滑移系难以在下一个临近晶粒内发动多个滑移系,而晶粒内由于存在较大的位向差,裂纹在相临晶粒内最易扩展的滑移系中发展,从而使低温疲劳断口呈现出多台阶的粗糙形貌。而在室温下,位错更易起动和滑移,同时在晶界处的位错塞积导致应力集中,使临近晶粒有可能促使2个甚至2个以上的滑移系起动,而与相邻晶粒具有较小偏角的滑移系最易开裂扩展,从而形成断口的粗糙度降低。

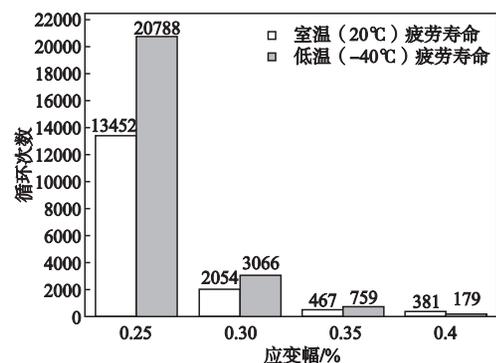
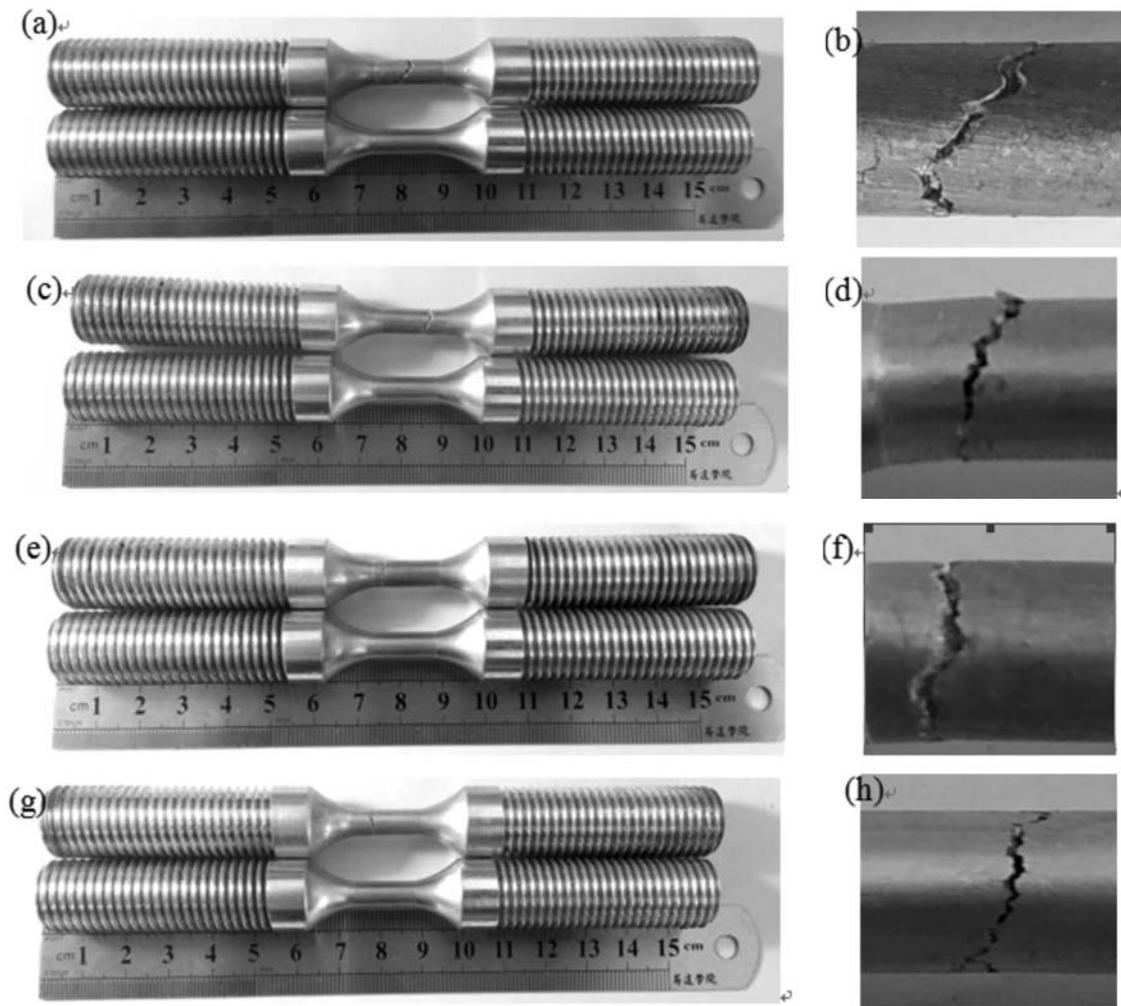


图4 ZL101A合金室温和低温疲劳寿命对比

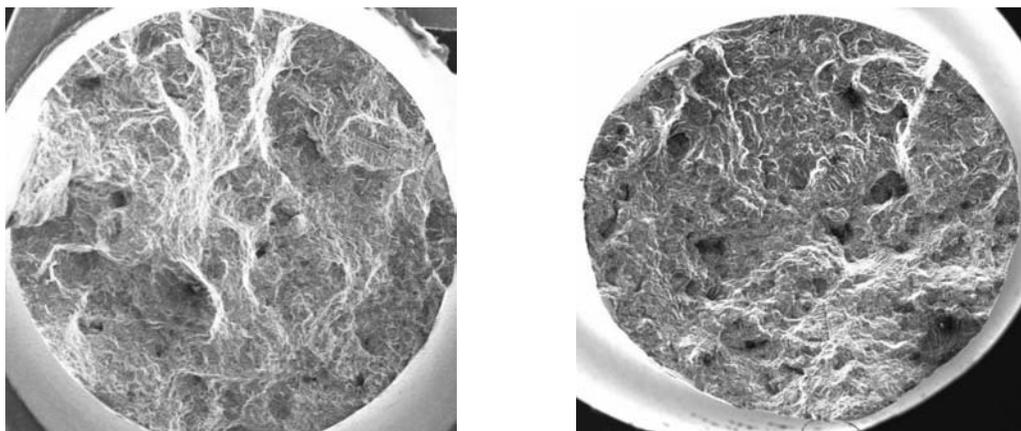
Fig. 4 Fatigue lives of ZL101A at room temperature and low temperature



(a, b) 应变幅0.25%; (c, d) 应变幅0.30%; (e, f) 应变幅0.35%; (g, h) 应变幅0.40%

图5 低温疲劳断裂试样 (-40℃)

Fig. 5 Specimens of low temperature fatigue fracture at -40 °C



(a) 温度20 °C, 应变幅0.35%

(b) 温度-40 °C, 应变幅0.35%

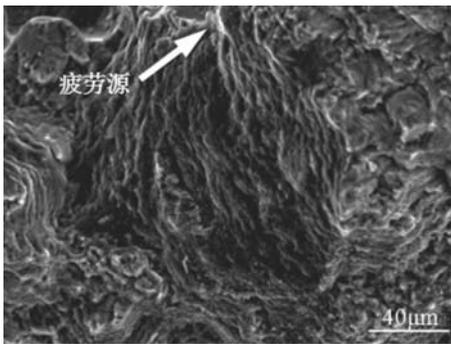
图6 合金疲劳断口宏观形貌

Fig. 6 Macroscopic feature of fatigue fracture

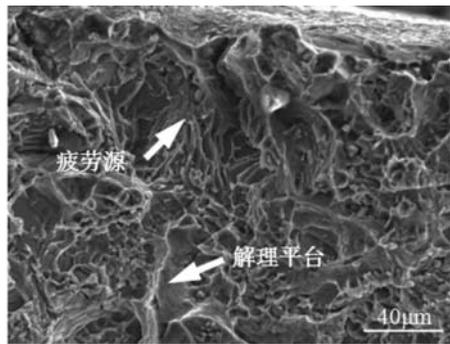
疲劳样品断口裂纹扩展区的形貌见图8。室温条件下的疲劳扩展区比较平整(图8a),观察到较多的疲劳条带。而低温条件下合金的裂纹扩展区较为粗糙(图8b),可以清楚看到一些解理状台阶和小平面,同时发现疲劳条带数量明显减少,形态变浅。由于断裂硅相以及微裂纹容易成为疲劳源,在疲劳裂纹扩展初期主要通过断裂硅颗粒的互相连接,最后发生疲劳断裂。由于基体的强度随着温度的降低有着明显地提高,不利于断裂颗粒彼此之间扩展连通,抑制了疲劳

裂纹的扩展,因此低周疲劳寿命随温度的降低有着明显地提高。

在瞬断区,疲劳断口与疲劳应力轴向呈45°夹角,如图5所见,具有静拉伸的断口特征,断口微观形貌如图9。断口主要由破碎的颗粒和大量不同尺寸、形状的空洞以及韧窝和撕裂棱组成,呈现出韧性断裂的特点。-40℃样品比室温样品断口韧窝分布大小更加不均匀,撕裂棱短而弯曲,伴有微裂纹,解离断裂面积增大。由此可以看出,合金在低温下韧性有所降低。



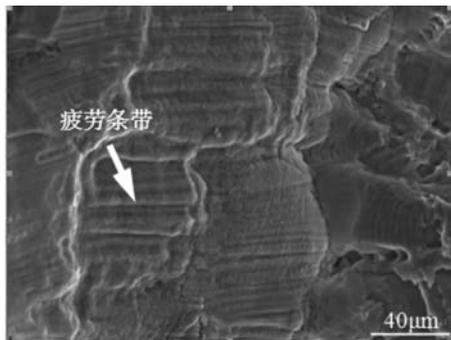
(a) 温度20℃, 应变幅0.35%



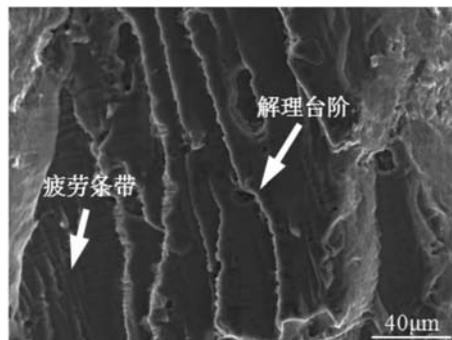
(b) 温度-40℃, 应变幅0.35%

图7 合金疲劳源区的断口形貌

Fig. 7 Fracture morphology of fatigue fracture origin region



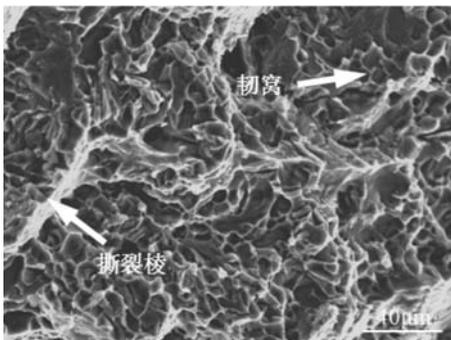
(a) 温度20℃, 应变幅0.35%



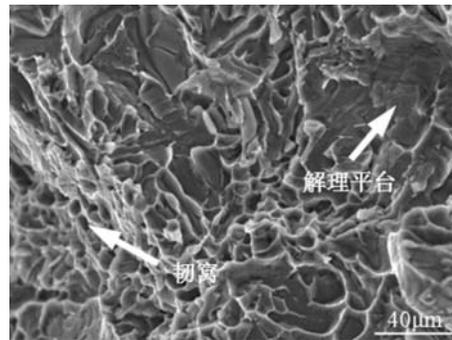
(b) 温度-40℃, 应变幅0.35%

图8 合金疲劳裂纹扩展区的断口形貌

Fig. 8 Fracture morphology of stable crack growth region



(a) 温度20℃, 应变幅0.35%

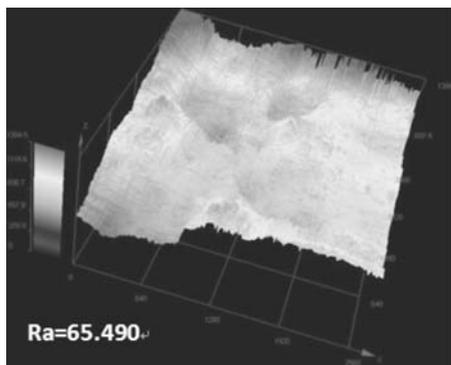


(b) 温度-40℃, 应变幅0.35%

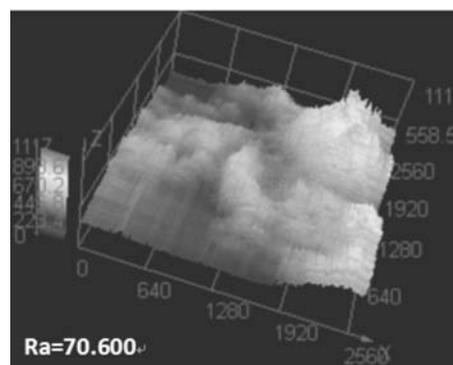
图9 合金疲劳瞬断区的断口形貌

Fig. 9 Fracture morphology of instantaneous break region

通过激光共聚焦扫描显微镜对低温环境下不同应变幅的疲劳试样断口进行观察,其断口三维形貌如图10所示。从图中可以看出,合金在低温下的疲劳断口与室温下相同应变幅的疲劳断口相比,表面粗糙度稍有升高,随着疲劳应变幅的增加,疲劳断口的粗糙度有所下降。通过定量分析得出疲劳断口表面粗糙度 R_a , 测量结果如图11所示。从试验结果可以看出,合金低温疲劳断口的粗糙度随着应变幅的提高而下降,试样断口处的瞬断区面积增大;当应变幅为0.35%时,试样断口表面粗糙度达到最低值为70.600 μm 。出现



(a) 温度20°C, 应变幅0.35%



(b) 温度-40°C, 应变幅0.35%

图10 疲劳断口立体形貌

Fig. 10 Three-dimensional morphology of fatigue fracture

3 讨论

ZL101A合金在塑性变形中,基体中的位错受到点阵阻力的作用在晶界处塞积,且其对温度变化较为敏感,位错塞积作用力与外切应力 τ_0 之间的关系为^[15]:

$$\tau = n\left\{\tau_0 - \frac{2\mu}{1-\nu} \exp\left[-\frac{2\pi a}{b(1-\nu)}\right] - \tau_\mu - \tau'\right\} \quad (1)$$

式中: n 为滑移面上的位错数量; b 为伯氏矢量; ν 为泊松比; μ 为剪切模量; a 为滑移面间距; τ' 为其他对温度不敏感的阻力; τ_μ 为位错应力场产生的阻力, τ_μ 大小可表示为^[15]:

$$\tau_\mu = a\mu b\rho^{1/2} \quad (2)$$

合金中相邻晶粒内位错启动临界切应力与位错源两端定点距离 L 之间的关系为:

$$\tau_c = (\mu b) / L \quad (3)$$

随着温度的降低,剪切模量 μ 增大,滑移面间距 a 减小,位错源两顶点距离减小^[15]。由公式(1)、(2)、(3)可知,温度降低,位错塞积在晶界附近的力 τ 降低,导致促使位错源启动所需的力 τ_c 增加。合金的拉伸强度增加。

金属材料疲劳破坏的一般过程是,在循环应变作用下,在局部最高应力的晶粒上形成微裂纹,并由此发展成宏观裂纹,裂纹继续扩展,最终导致疲劳断

这种现象的主要原因是因为在低应变幅的情况下,高的疲劳循环周次使得在断口附近产生数量较多的疲劳源。随着循环周次的进行,各个疲劳源均有不同程度的扩展致使疲劳断口的粗糙度升高。而在高应变幅的条件下,合金的疲劳循环周次较低,断口处的瞬断区面积较大,断口的粗糙度较低。R. O. Ritchie等人认为,晶粒粗化使断口表面粗糙度增加,致使裂纹闭合应力强度因子 K_{Cl} 增大,使裂纹扩展的真正动力 $\Delta K_{eff} = (K_{max} - K_{Cl})$ 降低。其结果就使裂纹扩展速率 da/dN 降低、门槛值 ΔK_0 升高^[14]。

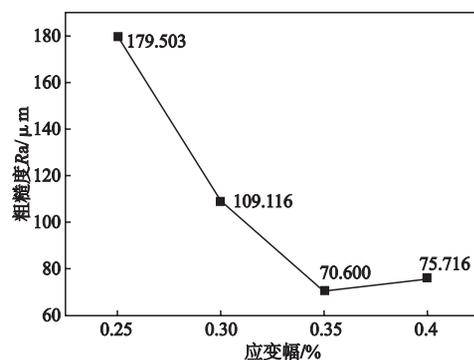


图11 低温疲劳断口表面粗糙度

Fig. 11 Surface roughness of low temperature fatigue fracture

裂^[16]。在Al-Si-Mg铸造铝合金中疲劳裂纹在共晶硅处的萌生主要包括两种方式,即硅颗粒的断裂和硅颗粒与铝基体的相界分离,而具体呈现何种方式则主要取决于硅颗粒的尺寸和形貌^[17-18]。

根据滑移的位错理论,金属的疲劳过程可分为三个阶段:第一阶段,位错运动形成细小滑移线,同时产生加工硬化;第二阶段形成滑移带;第三阶段形成微裂纹。由于目前还没有公认的低温条件下合金疲劳理论,本次试验结合温度和金属微观流变应力理论对合金疲劳机理进行讨论^[19]。

金属微观流变公式如公式(4):

$$\tau = \tau_p + \tau_s + \tau_i + \tau_j + \tau_D \quad (4)$$

式中: τ_p 为点阵阻力; τ_s 为位错应力场引起的阻力; τ_i 为位错交割引起的阻力; τ_j 为形成割阶时引起的阻力; τ_D 为点缺陷引起的阻力, 其中 τ_s 和 τ_i 是一种长程阻力, 对温度变化不敏感; 而 τ_j 和 τ_D 为短程阻力, 温度变化会导致两种阻力的变化。在常温疲劳条件下, 由于铝合金的点阵阻力较小, 疲劳变形过程中, 位错易于启动, 且当受到交互作用的短程阻力时, 由于此时受温度影响的短程阻力较小, 位错在晶体内应力及点阵激活能的共同作用下, 也易于重新启动, 从而使合金中位错的堆积, 变形程度增大, 导致局部的应力集中程度加大, 促使微观小裂纹的形成。

在低温条件下, 由于晶核热振动能较少, 而长程阻力基本不变, 与温度有关的短程阻力 τ_j 和 τ_D 增大, 金属变形的阻力增大, 在相同的疲劳应力作用下, 位错运动程度降低, 单位面积的位错密度下降, 相应地微观应力集中程度减少, 对应合金的疲劳性能, 提高

了相同应变幅条件下合金疲劳微裂纹形成时的疲劳寿命。同时低温条件下, 相邻晶粒的位错启动阻力较大也抑制裂纹的扩展, 所以低温环境下样品疲劳寿命增加。

4 结论

(1) ZL101A合金的屈服强度和抗拉强度随着温度的降低有所提高, 而伸长率略有下降, 低温下位错运动受阻, 拉伸强度上升。

(2) 低温环境下合金的疲劳断裂寿命增加, 在疲劳温度为-40℃、应变幅为0.25%的条件下合金的疲劳循环次数与室温疲劳相比提高了54.5%。

(3) -40℃条件下合金断裂表现出较强的晶体学裂纹特征, 以沿晶断裂为主; 室温条件下断口主要以穿晶断裂为主, 同时伴随局部沿晶断裂。低温环境降低了裂纹扩展速率, 升高了门槛值, 导致断口粗糙度增加, 疲劳断口的粗糙度随着应变幅的上升而降低。

参考文献:

- [1] GOKHALE A M, DIGHE M D, HORSTEMEYER M. Effect of temperature on silicon particle damage in A356 alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29A: 905-907.
- [2] 李锋, 陈巧, 车欣, 等. 热处理对Al-Si-Cu-Mg铸造铝合金低周疲劳行为的影响 [J]. 铸造, 2012, 61(3): 300-303.
- [3] 陈辉刚. 铝合金低温下力学性能综述 [J]. 机械, 2016(S1): 74-77.
- [4] 李矿, 熊峻江, 马少俊, 等. 航空铝合金系列材料裂纹扩展性能的温度效应 [J]. 北京航空航天大学学报, 2017(4): 761-768.
- [5] 陈忠伟, 张海方, 雷毅敏, 等. 工业铸造A357铝合金SEM原位拉伸实验 [J]. 稀有金属材料与工程, 2011(S2): 132-136.
- [6] 赵汉卿. 低温真空环境下2A12合金疲劳行为研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.
- [7] 王娟. 2A14合金疲劳行为研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.
- [8] 张颖, 张大童, 邱诚, 等. 不同加载应力下6061-T6铝合金挤压型材的疲劳断口研究 [J]. 热加工工艺, 2018, 47(23): 64-67.
- [9] 刘昊昕. Si相及热处理对铸造Al-Si合金低温断裂行为的影响 [D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2019.
- [10] 陈沙古, 刘荣凤, 刘永杰, 等. 初始尺寸对超声疲劳试样的影响及铝合金6063疲劳试验验证 [J]. 船舶力学, 2012, 16(5): 523-532.
- [11] 闫桂玲, 王弘, 康国政, 等. 高速列车用6065A铝合金超高周疲劳性能试验研究 [J]. 中国铁道科学, 2014, 35(1): 67-71.
- [12] 王弘, 闫桂玲, 高庆. LY12合金超高周疲劳性能研究 [J]. 四川大学学报: 工程科学版, 2008, 40(增刊): 34-36.
- [13] 雷家峰, 刘羽寅, 杨锐, 等. 一种亚稳 β 钛合金中疲劳短裂纹穿晶扩展晶体学特征的EBSD研究 [J]. 金属学报, 2002, 38(z1): 272-276.

- [14] SURESH S, RITCHIE R O. A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness [J]. Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials, Science), 1982, 13 (9): 1627-1631.
- [15] 马广辉. 铸造Al-Si-Mg合金低温力学性能及其断裂行为 [D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2016.
- [16] 郑子樵, 陈圆圆, 钟利萍, 等. 2524-T34合金疲劳裂纹的萌生和扩展行为 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20 (1): 37-42.
- [17] LEE F T, MAJOR J F, SAMUEL F H. Effect of silicon particles on the fatigue crack growth characteristics of Al-12 Wt Pct Si-0.35 Wt Pct Mg- (0 to 0.02) Wt Pct Sr casting alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A (Physical Metallurgy and, Materials Science), 1995, 26 (6): 1553-1570.
- [18] GALL K, YANG N, HORSTEMEYER M, et al. The debonding and fracture of Si particles during the fatigue of a cast Al-Si alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A (Physical Metallurgy and, Materials Science), 1999, 30 (12): 3079-3088.
- [19] 冯端. 金属物理学Ⅲ: 金属力学性质 [M]. 北京: 科学出版社, 1999.

Low Temperature Fatigue Properties and Fracture Behavior of ZL101A

MA Chang-long¹, SONG Li-ying¹, ZHENG Li¹, YU Bao-yi¹, LI Run-xia²

(1. School of Material Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China; 2. Dongguan University of Technology, Dongguan 523000, Guangdong, China)

Abstract:

The low-temperature tensile properties and low-temperature fatigue properties of ZL101A alloy were studied. The fracture morphologies were observed, and the initiation and propagation of fatigue fracture were analyzed. The results show that the service temperature has a significant effect on the fatigue life and fracture mechanism of the alloy. The fracture at room temperature is mainly transgranular fracture, accompanied by local intergranular fracture characteristics, and the fracture behavior of the alloy at -40 °C shows strong crystallographic crack characteristics. Compared with room temperature, the area of instantaneous fracture area of the fatigue fracture specimen at low temperature increases, and the roughness also increases. At the same temperature, the roughness of the fatigue fracture of the alloy at low temperature decreases as the strain amplitude of the alloy increases.

Key words:

ZL101A aluminum alloy; low temperature fatigue properties; fatigue fracture; fracture roughness