

# 冷却速度对圆形加载路径下 A319 铝合金多轴疲劳特性的影响

戴礼权<sup>1)</sup>, 何国球<sup>1)</sup>✉, 叶 赞<sup>1)</sup>, 吕世泉<sup>1)</sup>, 刘晓山<sup>1)</sup>, 王其桂<sup>2)</sup>

1) 同济大学材料科学与工程学院上海市金属功能材料开发应用重点实验室, 上海 201804

2) GM Global Powertrain Engineering, Pontiac MI 48340-2920

✉通信作者, E-mail: gqhe@tongji.edu.cn

**摘 要** 采用 MTS809 型电液伺服疲劳试验机、扫描电镜研究了不同冷却速度对 A319 铝合金圆形加载路径下的疲劳特性。结果表明: 当冷速为  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  时, 材料中二次枝晶臂间距、硅颗粒及孔洞尺寸较冷速为  $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  时要小。二次枝晶臂间距较小时, 滞后回线面积小, 材料应力应变近乎同相, 且附加强化效果明显。不同冷速条件下裂纹萌生位置不同, 在冷速为  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  的材料中, 裂纹在大硅颗粒处萌生, 随着冷速降低至  $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  时, 裂纹位于孔洞处萌生。对于 A319 铸造铝合金来说, 冷速的变化对其轴向与切向循环特性并无直接影响, 轴向表现为先硬化再软化, 切向表现为先硬化后稳定的趋势。

**关键词** A319 铝合金; 冷却速度; 圆形路径; 二次枝晶臂间距

**分类号** TG111.8

## Effects of cooling velocity on multiaxial fatigue behavior of A319 alloy under circular loading conditions

DAI Li-quan<sup>1)</sup>, HE Guo-qiu<sup>1)</sup>✉, YE Yun<sup>1)</sup>, LÜ Shi-quan<sup>1)</sup>, LIU Xiao-shan<sup>1)</sup>, WANG Qi-gui<sup>2)</sup>

1) Shanghai Key Laboratory for R&D and Application of Metallic Functional Materials, School of Materials Science and Engineering, Tongji University, Shanghai 201804, China

2) GM Global Powertrain Engineering Pontiac, MI 48340-2920, USA

✉Corresponding author, E-mail: gqhe@tongji.edu.cn

**ABSTRACT** The effects of cooling velocity on the multiaxial fatigue properties of A319 alloy under circular loading conditions was studied by using the MTS809 servo-hydraulic testing system and scanning electron microscopy. The results indicate that the solidification cooling velocity of  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  leads to decrease in the size of microstructures, such as second dendrite arming space, Si particle, and void compared. Hysteresis loops with smaller second dendrite arming space show that there is almost no phase angle between strain and stress along the axial direction. Furthermore, the decrease in second dendrite arming space size manifests as a more remarkable additional hardening effect compared to that of the sample with a cooling velocity of  $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . The local regions of crack initiation are completely different. The cracks in samples solidified at a cooling velocity of  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  initiate and propagate from large Si particles, in contrast to the cracks in samples solidified at a cooling velocity of  $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , which initiate from pores. It is also found the A319 samples under the two different cooling velocities show initial cyclic hardening followed by cyclic softening in the axial direction and initial cyclic hardening followed by stable tendency in the shear direction.

**KEY WORDS** A319 aluminum alloy; cooling velocity; circular loading; second dendrite arming space

铸造铝合金 A319 具有优异的可铸造性、良好的抗腐蚀能力、高的比强度等优点,通过合适的热处理工艺可以进一步提高其综合性能<sup>[1]</sup>,因此被广泛应用于航天航空以及汽车制造领域.相关研究表明,有 80%~95% 的结构失效源于疲劳失效<sup>[2]</sup>.在工程应用中,其长期受到低应力载荷的作用,常以多轴非比例加载状态的形式出现.多轴与单轴相比,一方面多轴条件更加贴合实际工况,另一方面多轴疲劳试验周期长、耗资较多,循环特性复杂,使得铝合金在多轴非比例条件下缺少系统的研究<sup>[3-5]</sup>.由于铝铸件缺陷多,成因复杂,不易通过改善工艺来消除缺陷<sup>[6-7]</sup>.因此对 A319 铸造铝合金疲劳特性的研究显得至关重要.

二次枝晶臂间距的大小影响合金成分的微观偏析<sup>[8]</sup>、第二相和显微缩孔的分布<sup>[9]</sup>,进而影响其疲劳性能<sup>[10]</sup>.莫德锋等研究了 A319 中孔洞、硅颗粒尺寸对其拉伸性能和疲劳特性的影响<sup>[11]</sup>.Wang<sup>[12]</sup>研究了 A357/A357 微结构对其抗拉性能和断裂行为的影响,详细分析了二次枝晶臂间距、Mg 含量、Si 颗粒的形状

以及富铁相与材料力学性能之间的关系.Zhang 等<sup>[13]</sup>研究了冷却速度对 A356.2-T6 铝合金疲劳裂纹萌生阶段的影响,表明对于 A356.2-T6 铝合金来说,孔洞的大小存在一个阈值  $a_{th}$  ( $80 \sim 100 \mu\text{m}$ ),仅当孔洞尺寸大于  $a_{th}$  时,裂纹优先于孔洞处萌生.目前大多数研究都是基于 A356 铝合金,对 A319 铝合金凝固冷却速度对其疲劳行为以及微结构参数影响的研究甚少.本文研究了不同冷却速度下二次枝晶臂间距、硅颗粒形貌率、气孔尺寸的变化趋势以及它们对 A319 铝合金低周多轴疲劳特性的影响,旨在为进一步研究提供基础.

1 试验材料与方法

试验所使用的 A319 铸造铝合金成分如表 1 所示.图 1 为铸造时所选用的模具,在浇铸之前将冷却水通入模具底端,在浇铸时,模具上端面与下端面的冷却速度分别为  $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  和  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ,试样编号分别记为  $S_{0.1}$  和  $S_{10}$ .

表 1 A319 铸造铝合金化学成分(质量分数)  
Table 1 Chemical composition of A319 casting alloy

硅	铁	铜	锰	镁	镍	锌	锡	其他	铝
5.5~6.5	1.0	1.0~4.0	≤0.50	≤0.10	≤0.35	≤1.0	≤0.25	≤0.50	余量

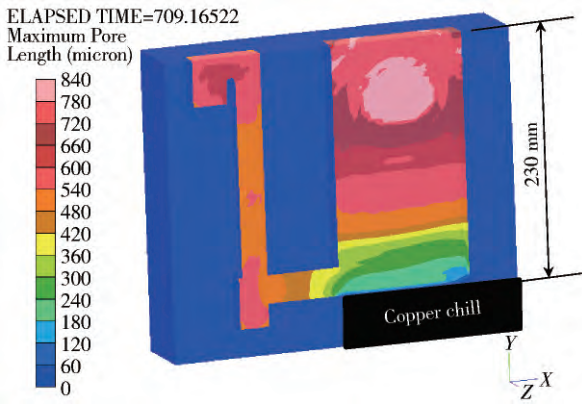


图 1 A319 铝合金浇铸时采用的模具  
Fig. 1 Casting mold with hydrocooling for A319

在试验之前,需要对试样坯体进行 T6 热处理,其具体工艺为:首先将铸件放入预热的电阻炉中,在  $480\text{ }^{\circ}\text{C}$  下进行固溶处理,保温时间为  $7.5\text{ h}$ ,之后放入  $60\text{ }^{\circ}\text{C}$  的温水冷却.待冷却至室温,将铸件放入  $240\text{ }^{\circ}\text{C}$  电阻炉中进行回火处理,时间为  $1\text{ h}$ ,最后取出,空冷至室温.

对热处理过后的铸件上下端面进行取样,并加工成疲劳试验标准试样,最后在 MTS809 型电液伺服疲劳试验机上进行实验.

多轴疲劳试验时,轴向为应变控制模式,切向为扭角控制模式,加载波型为正弦波,相位差为  $90^{\circ}$ ,循环

特性  $R$  及试验频率分别为  $-1$  和  $1\text{ Hz}$ ,应变幅值分别为  $0.15\%$ 、 $0.18\%$ 、 $0.2\%$ ,为了尽可能减小实验误差,故设计平行试样个数为 3.

2 结果与分析

2.1 疲劳寿命

表 2 是冷却速度分别为  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  和  $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  的试样在不同应变幅下的疲劳寿命,从表中可以看出在相同等效应变幅下,冷却速度较大的试样  $S_{10}$  比冷却速度较小的试样  $S_{0.1}$  的寿命要长.随着等效应变幅值的增加,从  $0.15\%$  应变下的 1 倍到  $0.2\%$  应变下的近乎 10 倍之多.在  $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  冷速下,随着应变幅的增加,疲劳寿命降低,且疲劳寿命降低的速率也随应变幅值的增加而减缓.但是当冷速为  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  时,疲劳寿命的降低速率与应变幅值无明显关系.当应变为  $0.15\%$  和  $0.18\%$  时,  $S_{10}$  的疲劳寿命相差 1.6 倍,但是  $S_{0.1}$  的疲劳寿命相差为 10.7 倍.

表 2 不同应变幅下的疲劳寿命

等效应变幅 / %	$S_{10}$	$S_{0.1}$
0.15	107035	82313
0.18	68886	7659
0.20	33732	3111

## 2.2 显微图像

图2为不同冷速试样的微观组织,在相同的放大倍数下 $S_{10}$ 二次枝晶要更加细小,硅颗粒分散更加均匀,位向分散性较高。在 $S_{0.1}$ 中,二次枝径粗大,轴向保持平行;硅颗粒呈一定的偏聚,具有针状外形,并且硅颗粒间位向大多垂直。表3为两种试样的二次枝晶臂间距、硅颗粒形貌率 $ASP_{Si}$ (长轴/短轴)以及孔洞尺寸的大小。从表中可以看到,当冷却速度从 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 上升到 $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ,其二次枝晶臂间距增大至原来的3倍

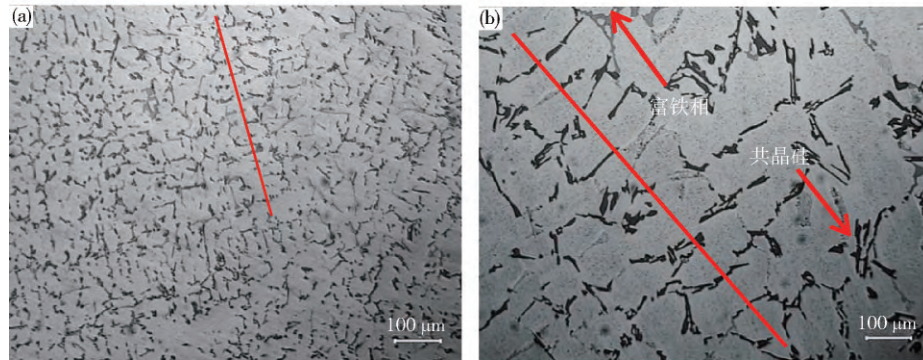


图2 两种试样的显微结构。(a)  $S_{10}$ ; (b)  $S_{0.1}$

Fig. 2 Microstructures of samples: (a)  $S_{10}$ ; (b)  $S_{0.1}$

表3 不同冷速试样的二次枝晶臂间距及 $ASP_{Si}$

Table 3 Second dendrite arming space (SDAS) and  $ASP_{Si}$  of  $S_{10}$  and  $S_{0.1}$  samples

试样	二次枝晶臂间距/ $\mu\text{m}$	$ASP_{Si}$	孔洞尺寸/ $\mu\text{m}^2$
$S_{10}$	24.4265	2.5711	21584
$S_{0.1}$	79.0719	3.2225	41897

## 2.3 循环滞后回线与应力响应曲线

图3为两种材料在等效应变幅为0.2%下的滞后回线,从图3(a)中可以看出,随着循环周次的增加,滞后环也在收缩。滞后环面积是表征材料在循环载荷作用下吸收的塑性功,其中一部分以塑性变形储存在材料中,另一部分以热的形式与周围环境进行交换。滞后回线产生的主要原因为材料内部损耗和外部摩擦,即:

$$\Delta W_C = \Delta W_{In} + \Delta W_{Ex} \quad (1)$$

式中 $\Delta W_C$ 为循环过程中总消耗能即为滞后环的大小, $\Delta W_{In}$ 为内部损耗能主要包括位错的生成与裂纹面之间的摩擦所消耗的能量, $\Delta W_{Ex}$ 为外部摩擦消耗能。在多轴循环初期,位错的萌生及扩展都会消耗能量,而且在切应力的作用下,裂纹上下端面会产生摩擦。当循环周次较低时,这些内在疲劳行为剧烈,因此会消耗较多的能量导致 $\Delta W_{In}$ 较大。随着循环周次的增加,内部位错组态的稳定以及裂纹上下端面的相互摩擦较小使得 $\Delta W_{In}$ 降低。故滞后回线会随着循环周次的增加而减小。

左右,孔洞尺寸显著减小,从 $41897\text{ }\mu\text{m}^2$ 变为 $21584\text{ }\mu\text{m}^2$ 。相比 $ASP_{Si}$ 的变化虽不明显,但是也有一定程度的变化。不同的冷速直接影响了A319铸造铝合金的二次枝晶臂间距以及孔洞尺寸的大小。对于铸造铝合金,冷却速率越大其形核温度越高,结晶的过冷度越大,枝晶的形核率越高,且冷却速率越大,二次枝晶没有足够的时间长大和聚集,导致二次枝晶臂间距越小<sup>[14-15]</sup>。

图3(b)为 $S_{10}$ 和 $S_{0.1}$ 循环第3周到第5周滞后回线的对比,可以看出, $S_{10}$ 的滞后回线很窄,应力-应变几乎同步发生变化,因此 $S_{10}$ 在循环过程中发生塑性不可逆变形小。Morrow<sup>[16]</sup>提出塑性功的累积是产生材料不可逆损伤而导致疲劳破坏的主要原因, $S_{10}$ 相比于 $S_{0.1}$ 的滞后回线要狭窄,意味着 $S_{10}$ 塑性变形小,则其造成的疲劳损伤小。图3(c)和3(d)为两种材料在单轴加载条件下不同周次的滞后回线。通过对比图3(a)和3(c)可以发现虽然在不同加载条件下,试件都会出现明显的滞后回线。但与图3(a)不同的是,图3(c)中滞后回线的面积随着循环周次的增加几乎恒定。在单轴疲劳试验中由于不存在剪切应力,对于位相平行与轴向的裂纹而言不会出现上下面相互摩擦的情况,因此便造成滞后回线的减小。而稳定的塑性变形与内耗使得滞后回线的变化很小。图3(d)与3(b)类似并没有出现明显的滞后环,原因与多轴情况类似,试件没有发生明显的不可逆塑性变形,处于弹性变形阶段。较大的冷却速度能够有效降低材料在循环加载过程中受到的疲劳损伤,因此材料的疲劳寿命更长(见表2)。不同的冷却速度使材料二次枝晶臂间距发生显著变化,从表3中可以看出随着冷速的提高,二次枝晶臂间距减小至原值的1/3。根据Hall-Petch理论可得,在一定范围内随着晶粒尺寸的减小,材料的屈服强度越高,因此材料抵抗塑性变形的能力越强。 $S_{10}$ 的二次枝晶尺寸较小,因此其更难发生塑性变形,造成应力应变几乎

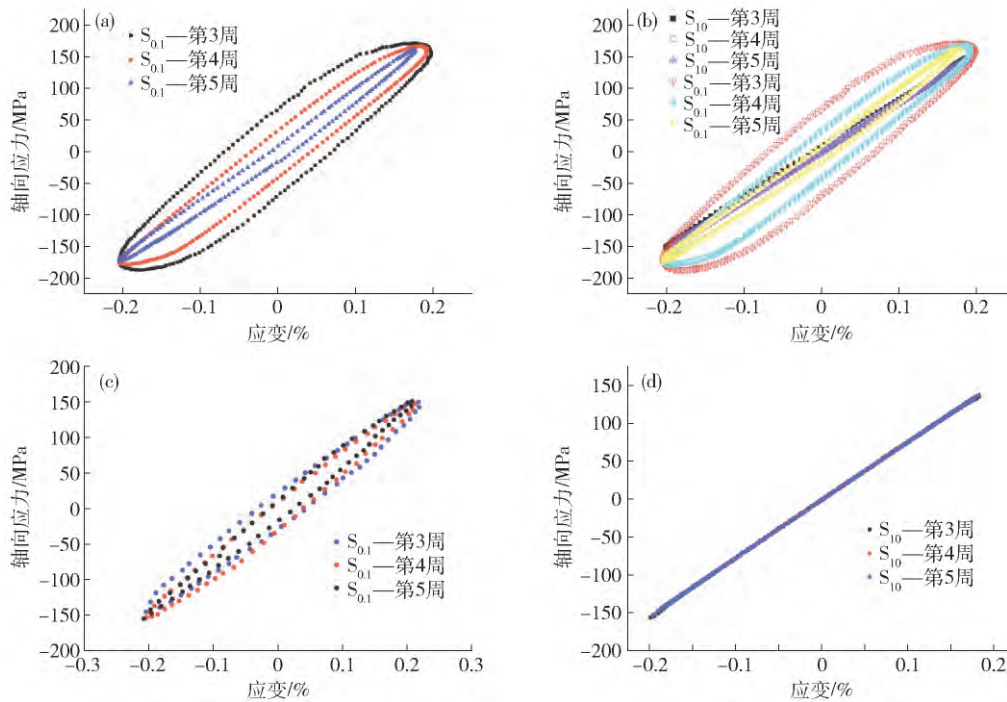


图3 不同加载条件下的试样循环滞后回线。(a)  $S_{0.1}$ , 多轴; (b)  $S_{0.1}$  和  $S_{10}$ , 多轴; (c)  $S_{0.1}$ , 单轴; (d)  $S_{10}$ , 单轴

Fig. 3 Hysteresis loops of both samples under different fatigue test conditions: (a)  $S_{0.1}$ , multi-axial fatigue; (b)  $S_{0.1}$  and  $S_{10}$ , multi-axial fatigue; (c)  $S_{0.1}$ , uniaxial fatigue; (d)  $S_{10}$ , uniaxial fatigue

同步发生变化。

图4分别对比了两种试样轴向和扭向的循环特性。从图4(a)中可以看出,随着循环周次的变化, $S_{10}$ 和 $S_{0.1}$ 轴向循环特性都呈现出先硬化再软化的特征。不同的是 $S_{10}$ 发生循环软化的时间较 $S_{0.1}$ 要提前。通过对比两种试样的扭向应力响应曲线可以发现,随着循环周次的增加,两者都出现开始逐步硬化随后稳定的趋势。Srivatsan 和 Li 等<sup>[17-18]</sup>指出在铝合金的低周疲劳循环过程中,除了位错间应力场相互作用导致的循环硬化之外,位错与第二相颗粒之间的缠结作用也是铝合金发生硬化显现的原因。A319 铝合晶中含有大量的共晶硅颗粒以及富铁相等氧化物相,在位错运动过程中这些第二相粒子会阻碍位错的滑移。当位错密度超过一定阈值后,位错的运动会导致位错湮灭以及亚晶

界的形成。这种低能量的亚晶界的形成会导致位错密度的降低,这也是 A319 铝合金发生循环软化最直接的原因<sup>[17,19]</sup>。除此之外,如图4所示, $S_{10}$ 与 $S_{0.1}$ 轴向与扭向应力响应曲线变化趋势一致,说明冷速与 A319 合金硬化软化行为并无直接关系。

Von-Mises 等效应力幅值  $\frac{\Delta\sigma_{\text{eff}}}{2}$  可被定义为

$$\frac{\Delta\sigma_{\text{eff}}}{2} = \sqrt{\Delta\sigma^2 + 3\Delta\tau^2} \quad (2)$$

式中  $\Delta\sigma$  和  $\Delta\tau$  分别为轴向应力幅和切应力幅。

图5为两种材料在不同加载状态下的等效应力应变曲线。如图所示,随着应变幅的增加,试样 $S_{10}$ 和 $S_{0.1}$ 的非比例附加强化程度越来越大。在非比例加载下,由于应变主轴的不断旋转,引起多滑移系的开动,从而

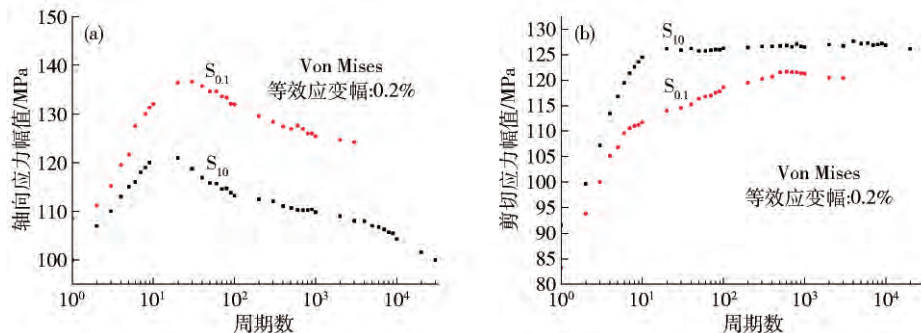


图4 轴向(a)与扭向(b)应力幅值随循环周期变化曲线

Fig. 4 Relationship between stress amplitudes and testing cycles: (a) axial direction; (b) shear direction

形成了变形阻力很大的位错胞等位错亚结构。由于胞状亚结构在位错亚结构中抵抗变形的阻力最大,造成了位错运动困难,最终表现为在非比例条件下出现明显的附加强化现象<sup>[20]</sup>。彭艳和李浩然<sup>[21]</sup>还指出发生最大疲劳损伤的最大剪应变面位在循环过程中呈周期性转动,使得晶体中择优滑移系发生变化,从而产生

附加的滑移。A319 铝合金在多轴加载条件下,最大剪应变平面的不断转动,使得多滑移系遇到晶界时发生大量位错的堆积,位错密度的大幅度提高是材料发生非比例强化最主要的原因。此外,A319 铝合金中第二相颗粒与多个位错应力场发生相互作用进一步阻碍了位错的运动,因此造成材料的刚度上升,更不易发生变形。

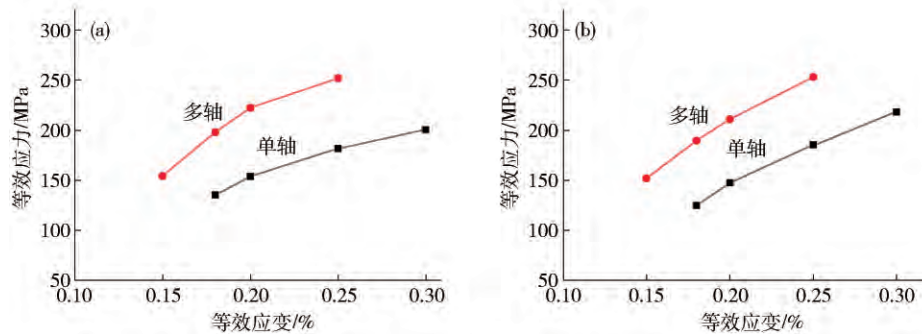


图5 多轴非比例附件强化曲线。(a)  $S_{10}$ ; (b)  $S_{0.1}$

Fig. 5 Non-proportional additional hardening effect in both materials: (a)  $S_{10}$ ; (b)  $S_{0.1}$

在不同冷速条件下,A319 铝合金发生的附加强化大小不同。以应变幅为 0.2% 为例, $S_{10}$  的等效应力幅值提高约 70 MPa,而  $S_{0.1}$  提高约 60 MPa。两者之间由于冷速不同导致微结构的不同是  $S_{0.1}$  附加强化的减弱的主要原因。 $S_{10}$  的二次枝晶臂间距大小约仅为  $S_{0.1}$  的 1/3(表 3),因此  $S_{10}$  中枝晶界的密度更高,枝晶界密度的提高直接提高了位错在运动过程所需要的能量,因此在相同应变幅的条件下,位错运动阻力的增大使  $S_{10}$  附加强化程度更高。

#### 2.4 疲劳断口分析

图 6 分别为  $S_{10}$  和  $S_{0.1}$  裂纹萌生处局部电镜扫描图像,当二次枝晶臂间距约为  $24.5 \mu\text{m}$  时,裂纹从硅颗粒处萌生,如图 6(a) 所示。当二次枝晶臂间距为

$79 \mu\text{m}$  时,裂纹从孔洞处萌生,如图 6(b)。裂纹萌生于硅颗粒而非常述的孔洞是因为:一方面随着二次枝晶臂间距的减小,其断裂面的孔洞最大尺寸也减小(表 3),即二次枝晶臂间距较小时,其内部的孔洞尺寸较小,孔洞尖端应力强度因子范围  $\Delta K_{\text{void}}$  小于硅颗粒处  $\Delta K_{\text{Si}}$ 。随着外界载荷不断增大,硅颗粒处  $\Delta K_{\text{Si}}$  大于裂纹萌生扩展所需要的应力强度因子范围阈值  $\Delta K_{\text{th}}$ ;另一方面,硅颗粒形貌率在不同冷速条件下变化不明显而保持着较大的形貌率,故硅颗粒显得狭而长,应力集中较为显著,裂纹优先在此萌生。因此缺陷处的应力强度因子范围控制着裂纹的萌生、扩展的机制,这也是  $S_{10}$  和  $S_{0.1}$  裂纹萌生位置不同的最本质的原因。

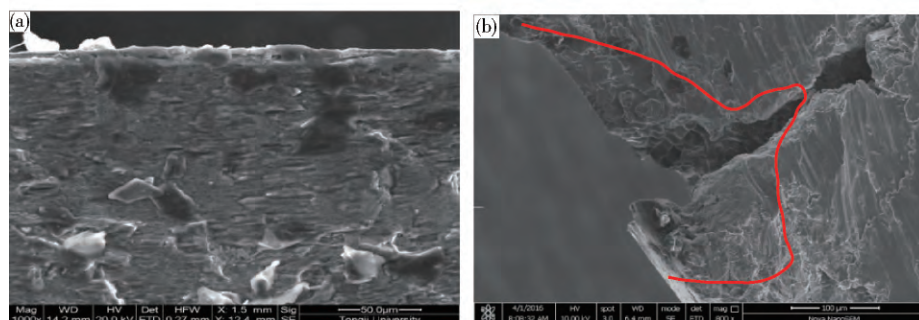


图6 疲劳裂纹萌生处扫描电镜图像。(a)  $S_{10}$ ; (b)  $S_{0.1}$

Fig. 6 Positions of crack initiation in SEM images of both samples: (a)  $S_{10}$ ; (b)  $S_{0.1}$

图 7 为试样的疲劳断口扫描图片,在疲劳裂纹的扩展过程中可以根据扩展速率分为扩展初期区域、稳定扩展区以及瞬断区。如图 7(a) 所示,试样  $S_{10}$  的扩展初期区域距离疲劳萌生源的距离大概为 0.5 mm,稳定扩展区则为 1.5 mm。在多轴非比例加载条件下,由于

存在切向应力,这种平行于断面方向的切应力会使整个疲劳断口表现出明显的摩擦痕迹。在疲劳萌生源附近,断面呈现出典型的放射状花纹,从扩展初期区域延伸至稳定扩展区域,当裂纹扩展至最后的瞬断区阶段时,主裂纹前端的应力扩展因子范围  $\Delta K$  产生的应力

集中超过材料的抗拉强度时, 疲劳断品特征与拉伸断口没有明显的差别, 存在大量的解离面和韧窝. 图 7 (b)、7(c) 为 7(a) 中稳定扩展区中的局部放大图, 可以看出在稳定扩展阶段, 疲劳断口无明显的孔洞存在, 相反确有大量的解离台阶. 如表 3 所示,  $S_{10}$  的二次枝晶臂间距的大小仅为  $S_{0.1}$  的 1/3, 这就使得  $S_{10}$  材料中晶界的体积分数较  $S_{0.1}$  要大很多, 这些具有一定取向的晶界会阻碍主裂纹的扩展, 使位错大量增值, 位错密度迅速提高. 在这些晶界处往往存在着大量 Si 颗粒的堆积以及杂质的富集, 在循环载荷作用下裂纹增值一定密度时会形成微裂纹, 这些微裂纹的存在会造成应力集中从而形成解离面. 图 7(c) 为稳定扩展区的局部主裂纹扩展路径 (crack propagation path, CPP) 在图中可以观察到在主裂纹的扩展路径上存在大量微裂纹、微小的解离面以及大量碎裂颗粒. 如图 7(b) 一样断

口表面并没有明显的孔洞存在, 这说明对于冷速较大的  $S_{10}$  来说, 裂纹在扩展过程中并不会优先选择孔洞进行扩展. 从表 3 中可以得到当冷速较大时, 孔洞尺寸也较小, 但硅颗粒的形貌率并没有明显的减小, 因此裂纹前端会择优选择应力集中较大的硅颗粒处进行扩展. 图 7(d) ~ 图 7(f) 为试样  $S_{0.1}$  的疲劳断面, 在图 7(d) 中大量的金属间化合物 (主要为铁基化合物). 说明当冷速较低时, 在铸造过程中这些杂质会发生偏聚, 这种杂质的富集对疲劳寿命是不利的. 图 7(e) 与图 7(b) 不同的是出现了大量的孔洞, 在主裂纹的扩展过程中这些尺寸较大的孔洞会成为裂纹扩展的择优对象. 在图 7(f) 中并没有出现硅颗粒的碎裂, 在主裂纹的垂直方向上会形成微裂纹, 这些微裂纹会连通两相邻的孔洞, 形成一个大尺寸更大的孔洞, 这种大孔洞的存在会极大提高孔洞尖端的应力集中, 从而促进主裂纹的扩展.

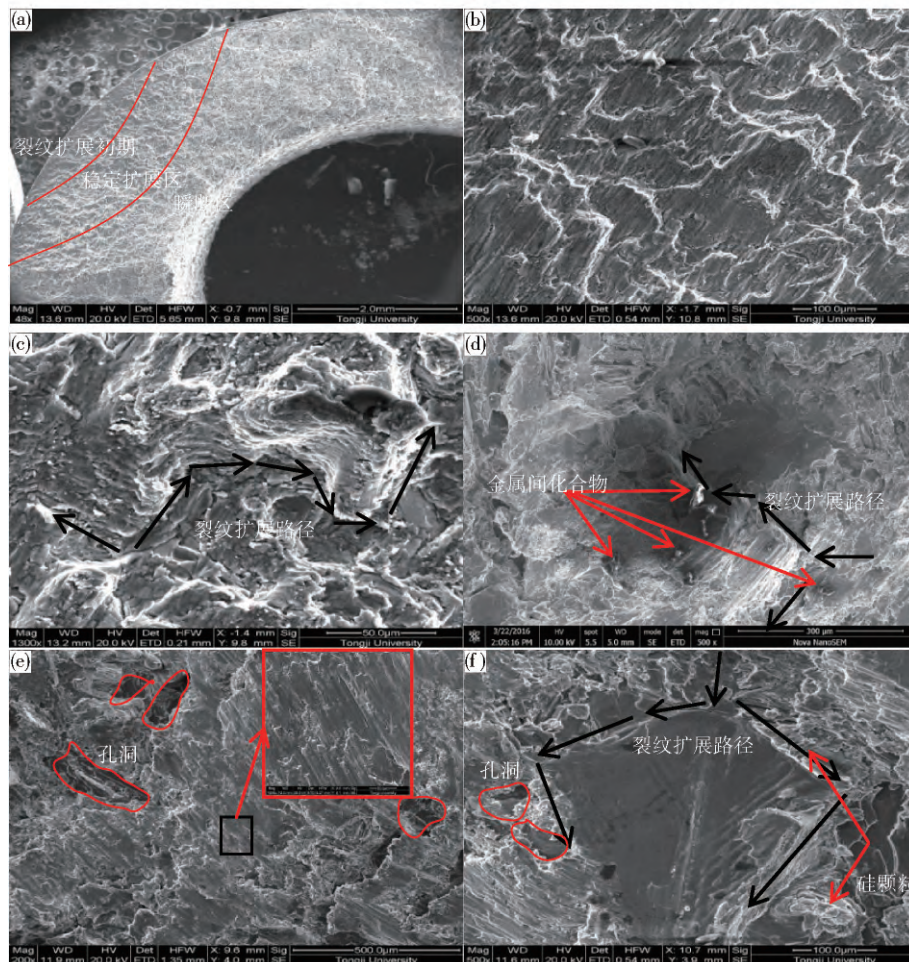


图 7 不同冷速条件下疲劳断口的微观形貌. (a) ~ (c)  $S_{10}$ ; (d) ~ (f)  $S_{0.1}$

Fig. 7 Fractographies of both samples under different cooling velocities: (a) ~ (c) fractographies of  $S_{10}$ ; (d) ~ (f) fractographies of  $S_{0.1}$

### 3 结论

(1) 当冷却速度从  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  降至  $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  时, A319 铝合金二次枝晶臂间距从  $24.4265\text{ }\mu\text{m}$  变为

$79.0719\text{ }\mu\text{m}$ , 孔洞尺寸由  $21584\text{ }\mu\text{m}^2$  变为  $41897\text{ }\mu\text{m}^2$ , 相比硅颗粒的形貌率变化较小. 增加冷速能够显著降低 A319 铝合金中二次枝晶臂间距、孔洞尺寸, 因此当冷却速度较大时, A319 铝合金疲劳寿命更长.

(2) 当冷速为  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  时, A319 铝合金应力应变几乎同相变化, 滞后回线狭而窄。当冷速为  $0.1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  时, 随着循环周次的增加 A319 铝合金滞后回线变窄。

(3) 圆形路径加载条件下, 二次枝晶臂间距与 A319 铝合金循环特性无直接关系, 与附加强化有关。当二次枝晶臂间距较小, 附加强化效果较明显。

(4) 当冷速较大时, 材料中的孔洞尺寸较小, 裂纹在形貌率较大的硅颗粒处萌生。相反, 当冷速较小时, 材料中孔洞尺寸较大, 疲劳裂纹在孔洞处萌生。因此冷却速度为  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  时, 裂纹萌生与扩展进行更加困难, 抗变形力更大, 疲劳寿命更长。

(5) 冷却速率较大时, 材料的二次枝晶臂间距较小, 体积分数较多的晶界会阻碍主裂纹的扩展, 从而形成大量的微裂纹。这些微裂纹的存在会发生解离作用, 形成解离平面并伴随着硅颗粒的碎裂, 整个扩展过程很长, 因而材料的疲劳寿命更长。当冷却速率较小时, 造成杂质的富集和二次枝晶臂间距和孔洞尺寸的增大, 微裂纹会连通两个毗邻的孔洞从而形成尺寸较大的气孔, 使得整个材料的疲劳寿命大幅度降低。

## 参 考 文 献

- [1] Mo D F, He G Q, Hu Z F, et al. Effect of microstructural features on fatigue behavior in A319-T6 aluminum alloy. *Mat Sci Eng A*, 2010, 527(15): 3420
- [2] Cai J J, Wang D F, Su X P, et al. Fatigue life study based on random vibration for a car frame. *Mech Eng Automat*, 2014(2): 135  
(蔡加加, 王东方, 苏小平, 等. 基于随机振动的某客车车架疲劳寿命研究. *机械工程与自动化*, 2014(2): 135)
- [3] Suresh S. *Fatigue of Materials*. London: Cambridge University Press, 1998
- [4] He G Q, Chen C S, Gao Q, et al. Study on multiaxial low cycle fatigue under nonproportional loading of 316L stainless steel. *Chin J Mech Eng*, 1999, 35(1): 47  
(何国球, 陈成澍, 高庆, 等. 不锈钢多轴非比例加载低周疲劳的研究. *机械工程学报*, 1999, 35(1): 47)
- [5] McDowell D L. Multiaxial small fatigue crack growth in metals. *Int J Fatigue*, 1997, 19(93): 127
- [6] Ha T K, Park W J, Ahn S, et al. Fabrication of spray-formed hypereutectic Al-25Si alloy and its deformation behavior. *J Mater Processing Tech*, 2002, 130: 691
- [7] Yeh J W, Yuan S Y, Peng C H. A reciprocating extrusion process for producing hypereutectic Al-20wt.% Si wrought alloys. *Mat Sci Eng A*, 1998, 252(2): 212
- [8] Shen Y, He G Q, Tian D D, et al. Effect of secondary dendrite arm spacing on tensile property and fatigue behavior of A319 aluminum alloy. *Chin J Mater Res*, 2014, 28(8): 587  
(沈月, 何国球, 田丹丹, 等. 二次枝晶臂间距对 A319 铝合金拉伸及疲劳性能的影响. *材料研究学报*, 2014, 28(8): 587)
- [9] Liu J F, Li R D. Research progress on dendrite arm spacing of ZA alloy. *Foundry*, 2013, 62(10): 958  
(刘敬福, 李荣德. ZA 合金枝晶臂间距的研究进展. *铸造*, 2013, 62(10): 958)
- [10] Wang Y B, Pan J H, Hu Z L, et al. The influences of SDAS on aging kinetics of A357 alloy. *Nonferr Metal Sci Eng*, 2010, 1(2): 30  
(王友彬, 潘杰花, 胡治流, 等. SDAS 对 A357 合金时效过程的影响. *有色金属科学与工程*, 2010, 1(2): 30)
- [11] Mo D F, He G Q, Hu Z F, et al. Effect of porosity on fatigue property in aluminum cast alloys. *J Mat Eng*, 2010(7): 92  
(莫德锋, 何国球, 胡正飞, 等. 孔洞对铸造铝合金疲劳性能的影响. *材料工程*, 2010(7): 92)
- [12] Wang Q G. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357. *Metall Mater Trans A*, 2003, 34(12): 2887
- [13] Zhang B, Chen W, Poirier D R. Effect of solidification cooling rate on the fatigue life of A356.2-T6 cast aluminium alloy. *Fatigue Fract Eng M*, 2000, 23(5): 417
- [14] Hosseini V A, Shabestari S G, Gholizadeh R. Study on the effect of cooling rate on the solidification parameters, microstructure, and mechanical properties of LM13 alloy using cooling curve thermal analysis technique. *Mater Des*, 2013, 50: 7
- [15] Dobrzanski L A, Maniara R, Sokolowski J H. The effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of AC Al-Si9Cu alloy. *Arch Mater Sci*, 2007, 28(2): 105
- [16] Morrow J D. Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. *Asme Stp*, 1965, 378: 45
- [17] Srivatsan T S, Al-Hajri M, Hannon W, et al. The strain amplitude-controlled cyclic fatigue, deformation and fracture behavior of 7034 aluminum alloy reinforced with silicon carbide particulates. *Mat Sci Eng A*, 2004, 379(1): 181
- [18] Li W, Chen Z H, Chen D, et al. Low-cycle fatigue behavior of SiCp/Al-Si composites produced by spray deposition. *Mat Sci Eng A*, 2010, 527(29): 7631
- [19] Liu J X, Zhang Q, Zuo Z X, et al. Microstructure evolution of Al-12Si-CuNiMg alloy under high temperature low cycle fatigue. *Mat Sci Eng A*, 2013, 574: 186
- [20] Shang D G, Wang D J. *Multiaxial Fatigue Strength*. Beijing: Science Press, 2007  
(尚德广, 王德俊. 多轴疲劳强度. 北京: 科学出版社, 2007)
- [21] Peng Y, Li H R. Multiaxial high cycle fatigue damage evolution model including additional hardening effect. *J Mech Eng*, 2015, 51(16): 135  
(彭艳, 李浩然. 考虑附加强化效应的多轴高周疲劳损伤演化模型. *机械工程学报*, 2015, 51(16): 135)