

孔洞对铸造铝合金疲劳性能的影响

Effect of Porosity on Fatigue Property in Aluminum Cast Alloys

莫德锋¹, 何国求¹, 胡正飞¹, 张卫华²

(1 同济大学 材料科学与工程学院, 上海 200092;

2 西南交通大学 牵引动力国家重点实验室, 成都 610031)

MO De Feng¹, HE Guo Qiu¹, HU Zheng-fei¹, ZHANG Wei Hua²

(1 School of Materials Science and Technology, Tongji University, Shanghai 200092, China; 2 State Key Laboratory of Traction Power, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

摘要: 研究了铸造铝合金中孔洞在裂纹萌生、扩展过程中发挥的作用, 孔洞的尺寸、体积分数、分布位置、形貌率等因素对材料的疲劳性能有重要影响。从试验现象和疲劳寿命模型两个方面综述了国内外学者研究的最新进展, 指出了应力-寿命模型与线弹性断裂模型之间的内在联系, 并讨论了存在的问题及研究方向。

关键词: 孔洞; 铸造铝合金; 疲劳; 寿命模型

中图分类号: TG146.21 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2010)07-0092-05

Abstract: The effect of porosity on crack initiation and propagation has been studied in this paper. The factors, such as dimension, volume fraction, aspect ratio, and distribution of casting pores, have great influence on fatigue property. Some representational results of fatigue tests were discussed firstly, and the recent development of life model which based on initial pore size was then presented. The relationship between stress-life model and linear elastic fracture model has been pointed out. At last, some existed problems of fatigue properties in aluminum cast alloys were also discussed.

Key words: porosity; aluminum cast alloy; fatigue; life model

铸造铝合金由于浇铸性能好、比强度高、生产成本低等优点被广泛地应用于汽车、轨道交通等领域。汽车上的活塞、轮毂、轴承及磁浮列车上的托臂、摇枕等重要部件大多都采用铸造铝合金^[1]。这些部件在实际应用中往往承受循环载荷^[2], 因此铸造铝合金疲劳性能的研究引发了国内外学者的极大兴趣。影响铝合金力学性能和疲劳性能的因素很多, 如二次枝晶臂间距 (Secondary Dendrite Arm Spacing, SDAS)^[3]、共晶硅颗粒形貌等^[4,5] 微观特征, 其中孔洞等铸造缺陷被认为是最主要因素之一^[6,7]。在浇铸过程中, 不可避免地会引入孔洞、氧化物夹杂等铸造缺陷, 孔洞可分为两种: 缩孔和气孔^[8], 缩孔是浇注过程中补缩不足及金属液体流动不充分引起, 呈不规则的三维结构, 气孔一般由氢气在固液金属中溶解度不同不能及时排出引起, 形状呈光滑的半球状。由于缩孔形状不规则, 在疲劳过程中对疲劳寿命的影响更为显著^[7]。这两种孔洞与氧化膜的形成都密切相关, 氧化膜充当一种杂质, 与基体结合往往不紧密。在外应力存在条件下, 这些缺陷 (气孔、氧化物等) 起到了缺口的作用, 会在周围引起

应力集中, 成为疲劳裂纹萌生源, 大大降低疲劳裂纹萌生的时间。此外, 孔洞还会影响疲劳裂纹的扩展路径、裂纹闭合等裂纹扩展行为。因此孔洞对铸造铝合金疲劳性能的影响贯穿疲劳裂纹萌生、扩展的整个阶段。

1 对疲劳裂纹萌生的影响

一般认为, 在延性固体中, 疲劳裂纹萌生的前提是材料在反复循环应变下, 不同的滑移面上产生不同的净滑移量, 使表面变得粗糙, 产生驻留滑移带 (Persistent Slip Bands, PSB) 和侵入挤出, 而 PSB 和基体之间的界面由于两侧的位错密度和分布有突变, 从而产生空隙, 使之成为疲劳裂纹萌生的有力地点^[9]。而铸造孔洞的存在极大地缩短了这一过程, 它可以直接充当疲劳裂纹萌生的缺口, 会在周围引起应力集中, 有文献通过有限元模拟证明了缺陷尖端应力集中程度很大, 应力可达远场应力的 5 倍以上^[10,11]。应力集中引起局部塑性变形所需的力远小于屈服应力, 使材料在较小应力加载条件下即发生裂纹形核并扩展, 导致疲

劳失效。疲劳裂纹萌生几率与孔洞关系密切,孔洞尺寸越大(一般以孔洞面积的平方根表示),应力集中越强烈,越易萌生裂纹。裂纹萌生于孔洞等铸造缺陷存在着一个关键尺寸,在此尺寸下,裂纹萌生从其他地方萌生,孔洞将不再是影响材料疲劳寿命的最主要因素。Wang 等对 A356 T6 材料的研究发现^[8],当在 0.1~0.2 的应力比,70~100MPa 的应力幅,且 SDAS 在 20~25 μm 或 70~75 μm 时,气孔(缩孔)的关键尺寸为 25 μm ,而氧化物薄膜缺陷的关键尺寸为 50 μm ,氧化物尺寸增大造成疲劳寿命降低的速率比气孔(缩孔)要慢。而 Couper 等研究了镗变质的 Al-7Si-0.4Mg 铸造铝合金材料,认为这一关键孔洞尺寸为 20 μm ^[6],相当于无孔洞材料中驻留滑移带萌生裂纹的尺寸,也有很多学者认为这一尺寸在 80~100 μm 之间^[12,13]。这些差异可能源于他们各自的材料状态和测试方法。当然,材料疲劳寿命除与孔洞的大小与数量有关以外,还与它们到试样表面的距离有关,如果大的气孔远离表面则几乎对疲劳寿命没有影响,而在试样表面的小气孔则会显著降低疲劳寿命。Ammar 等^[14]对 LP PM 319-F, A356-T6, C354-T6, AE425, PM390 等几种材料低温及 300℃ 高温试验研究表明,有 90% 的疲劳失效源于近表面的孔洞。疲劳裂纹易在试样表面萌生,这主要与材料表面所处的特殊应力状态和环境等因素有关,表面晶粒不受约束,易于发生塑性变形,加上孔洞等缺陷的作用,最易萌生裂纹。从文献[15]可知孔洞尺寸越小、到表面的距离越远则疲劳寿命越长。

疲劳裂纹萌生于近表面孔洞有两种模式:(1)当孔洞尺寸较大时,裂纹从单一的大孔洞萌生,并以此为起点,以圆弧状向材料内不扩散;(2)当孔洞尺寸较小数量较多,呈海绵状分布时,裂纹可同时在这些地方萌生。一般来说,以第二种方式扩展时,裂纹萌生放射状亮区的面积比第一种方式大,材料的疲劳寿命相对较长。孔洞含量可以用孔洞体积分数(ρ)来表示。对 AS7G03 铝合金的研究表明^[16],当其他微观组织结构相近时,含有 1% 体积分数的孔洞的材料的疲劳寿命将降低 50%,耐久极限降低 20%。Sonsino 和 Zies^[3]研究了含有不同孔洞体积分数的 G-Al-7Si-0.6Mg 粉末冶金材料,孔洞含量分别从 0% 增加到 4% 和 8% 以后,疲劳强度降低了 11% 和 17%;但对缺口试样的研究发现,孔洞含量增加以后,疲劳强度几乎没有变化,这说明材料自身孔洞是否发挥作用还与外在试样缺口或状态有关。Couper 等^[6]通过对镗变质的 Al-7Si-0.4Mg 材料的研究,认为减小孔洞尺寸比降低孔洞含量更有效。最近,很多学者试图通过统计的手段建立孔洞尺寸与疲劳寿命的关系,发现材料的疲劳

寿命的对数值与断口表面孔洞分布的面积之间存在线性关系^[8]。

在铸造材料中,孔洞自身的分布也有一定的规律,一般分布于晶粒或者二次枝晶边界,只有很少尺寸较小的孔洞出现于晶粒内部,而且位于晶粒内部的孔洞对裂纹萌生与扩展的作用不大。

2 对疲劳裂纹扩展的影响

2.1 长裂纹扩展

当疲劳裂纹萌生于孔洞且孔洞尺寸较大时,裂纹萌生只占据一小部分疲劳寿命,疲劳寿命主要是裂纹扩展的寿命。裂纹扩展驱动力可以用裂纹扩展速率(da/dN)来描述,对于长裂纹扩展,通常运用线弹性断裂力学的方法与应力强度因子 K 建立联系,有著名的 Paris-Erdogan 公式^[9]。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

其中 a 是裂纹长度, N 是循环周次数, C 和 m 均为材料常数。

虽然大的孔洞可以作为裂纹扩展的初始源头,但是在扩展过程中,裂纹前端的小孔会钝化裂纹尖端,降低裂纹扩展驱动力;同时,孔洞还会使裂纹扩展路径变曲折,由粗糙引发的裂纹闭合程度变大(粗糙度诱发裂纹闭合是指裂纹在扩展时,由于晶体学扩展机制造成的曲折裂纹路径或裂纹面的凹凸不平造成裂纹扩展受阻,裂纹闭合程度提高的现象),也降低了裂纹扩展的驱动力。对铸造铝铜合金 A206-T7 的研究发现^[17],随着孔洞的减少,本征门槛应力强度因子范围(ΔK_{th})增加,孔洞多的材料裂纹扩展速率较低。但对 D357 材料的研究表明^[18],疲劳裂纹扩展阻力与孔洞水平没有关系。

作者曾研究了 A356 铸造铝合金的低周疲劳长裂纹扩展行为^[19],发现疲劳主裂纹易沿铸造孔洞,硅颗粒断裂留下的裂痕等聚集区(短箭头表示)扩展,如图 1 所示。裂纹扩展的速率可以用疲劳断口上留下的疲劳条纹的宽度来表示,可以看出,主裂纹扩展到这些区域时(长箭头为裂纹扩展方向),可以在一两个周次内瞬间越过这些区域,在铝基体区留下了光滑的滑移面(以“S”表示)。因此,当主裂纹前沿孔洞等缺陷分布较密集时,这些区域对裂纹的扩展几乎没有阻碍作用,而且这些区域将为长裂纹的扩展提供择优扩展路径。

2.2 短裂纹扩展

在裂纹起源和扩展的初始阶段,裂纹扩展的速率远大于相同应力强度因子范围下基于长裂纹扩展机制

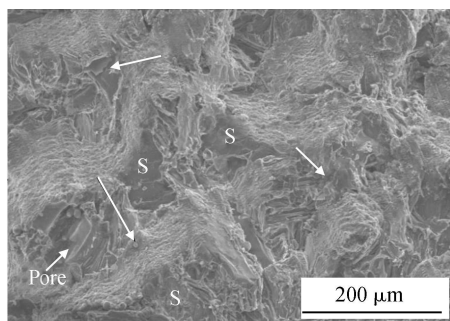


图 1 A356 材料中疲劳长裂纹的扩展

Fig. 1 Long fatigue crack propagation in A356 casting alloy

计算所得的值^[20], 这便是短裂纹的扩展。短裂纹可分为两种: (1) 机械短裂纹, 裂纹尺寸与裂纹尖端塑性区相当时; (2) 物理短裂纹, 裂纹尺寸与尖端楔形区尺寸相当时。短裂纹扩展的机理与长裂纹不同, 因此孔洞发挥的作用也不尽相同, 相比而言, 小裂纹扩展受材料微结构的影响更为明显。有研究发现^[21], 带表面缺口试样中的小裂纹扩展速率高于带中心小裂纹的试样, 直到裂纹长到一定尺寸后这种差异逐渐消失。而且, 这种裂纹扩展速率的差别还与缺口曲率半径有关, 对于大曲率半径的圆形缺口, 裂纹扩展速率持续增大; 对于小曲率半径的圆形或椭圆形缺口, 裂纹扩展速率先减少到一个最小值, 然后再逐渐增大, 这可能由于小裂纹的扩展受缺口周围塑性应变场的影响, 在裂纹萌生和扩展初期, 塑性应变场迅速减小, 随后由于裂纹长度增加, 应力强度因子增大, 扩展速率增大^[22]。Güngör 和 Edwards^[23] 研究了 Al-Mg-Si 铸态铝合金的短裂纹扩展行为, 萌生于表面缺陷的短裂纹在扩展初期速率下降, 这与初始缺陷引入的应力集中有关; 而萌生于光滑表面的试样则无规律, 这是因为短裂纹的扩展还极易受到其他很多因素的影响, 如夹杂、晶粒取向等。晶粒取向对短裂纹的扩展影响较大, 它可以增加、降低裂纹扩展的速率或者使其停止^[24]。裂纹尖端前沿滑移带尺寸(r_p)、裂纹尖端张开位移(δ)及裂纹闭合水平随滑移系取向的改变而改变^[25]。

孔洞含量的作用在小裂纹扩展阶段与裂纹萌生阶段不同, 在孔洞存在条件下, 由于孔洞周围基体金属易产生局部塑性变形, 致使小裂纹扩展加速, 而当裂纹远离孔洞后, 裂纹扩展速度又会下降。对于孔洞含量低且较分离的材料, 因为裂纹绝大部分时间是在远离孔洞情况下扩展, 因此孔洞的影响会很小, 而相互连接的孔洞影响会比较大^[26]。

此外, 由于铸造孔洞通常分布在晶界处, 裂纹易在孔洞处萌生扩展, 所以初期小裂纹的扩展往往是沿晶的。

3 基于孔洞的疲劳模型

孔洞等缺陷对材料的疲劳性能影响很大, 但现有疲劳寿命模型中将材料的铸造缺陷引入其中的很少。前面已经提到, 长裂纹的扩展速率通常用公式(1)表示, 将试样表面附近最大孔洞尺寸等同于裂纹初始长度(a_i), 后对公式(1)积分, 便可得到裂纹扩展寿命(N_p)与孔洞大小的关系式。

$$N_p = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, R)} \quad (2)$$

a_f 为最终裂纹长度, 可以由材料断裂韧性决定。

当孔洞尺寸大, 应力幅较大时, 材料总疲劳寿命(N_f)与 N_p 基本相等, 公式(2)的预测比较准确, 但在应力幅较低时, 特别是当疲劳寿命 $\geq 10^6$ 时, 将孔洞等缺陷处理成初始裂纹会大大降低预测精度, 使预测值低于理论值。比较常用的方法是考虑裂纹闭合和弹塑性变形。裂纹闭合的机制主要有: 塑性驱动, 表面粗糙驱动, 氧化物驱动和相变驱动。考虑裂纹闭合以后, 应力强度因子范围可以用等效应力强度因子范围 ΔK_{eff} 来代替^[8]。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m = C(U\Delta K)^m = C[UY(a)\Delta\sigma\sqrt{\pi a}]^m \quad (3)$$

对上式积分,

$$\int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{Y(a)^m U^m (\pi a)^{m/2}} = C(\Delta\sigma)^m \int_{N_i}^{N_f} dN \quad (4)$$

$Y(a)$ 为几何因子, 并认为 $Y(a)$ 与应力张开状态系数(U)的变化可以忽略, $m > 2$, 可以认为 $a_i^{(2-m)/2} > a_f^{(2-m)/2}$, 则有

$$a_i^{(2-m)/2} N_p^{-1} = \frac{m-2}{2} C Y(a)^m U^m \pi^{m/2} (\Delta\sigma)^m \quad (5)$$

但当材料中包含初始缺陷的尺寸小于 $300\mu m$ 时, 运用线弹性断裂力学推倒的公式(5)也变得不准确, 前面已经讨论, 小裂纹的扩展行为与长裂纹很不相同, 且短裂纹阶段有时可占整个疲劳寿命的 80% 以上^[27, 28], 此时有文献用应变强度因子(K_ϵ)代替应力强度因子进行预测^[29]。

$$K_\epsilon = F(l) E \epsilon \sqrt{\pi l} \quad (6)$$

$$F(l) = \frac{2}{\pi} + B(1.12k_t - \frac{2}{\pi} - 1)(\frac{a_i}{a_i + l})^{1.0} + (\frac{a_i}{a_i + l})^{1.8} \quad (7)$$

与 $Y(a)$ 相似, $F(l)$ 为裂纹起源于不同地方的一个校正因子, k_t 为针对椭圆孔洞的局部应力集中系数, ϵ 为应变, l 为从缺陷开始扩展的裂纹长度, B 是常数, 对孔洞值为 2。

而 Nisitani 和 Goto 则认为短裂纹扩展只与 a_i^p

有关,提出了一个比较简洁的模型^[30]:

$$d(2a)/dN = C_3 \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{cy}} \right)^n 2a \quad (8)$$

其中 σ_a 为应力幅, σ_{cy} 是循环屈服强度, n , C_3 是常数。这里隐含了一个假设,即裂纹扩展的速率与裂纹尖端塑性区的尺寸, γ_p , 是成比例的,有

$$\frac{\gamma_p}{a} \propto \left(\frac{\sigma}{\sigma_y} \right)^n \quad (9)$$

这里, σ_y 为屈服强度。当 $\sigma/\sigma_y \ll 1$ 时, n 的值为 2, 当 σ/σ_y 接近于 1 时, n 的值会远大于 2。

另外有一个模型,同时可以处理短裂纹和长裂纹的扩展,考虑了应力范围包括塑性变形等,可以表示为^[31]:

$$\frac{da}{dN} = A \left\{ \left[\sqrt{2\pi r_e} + Y \sqrt{\frac{\pi}{2} a \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma_{max}}{\sigma_y} + 1\right)} \right] \Delta\sigma - \Delta K_{open} - \Delta K_{eff}^{th} \right\}^2 \quad (10)$$

其中 r_e 是材料常数,与耐久极限与门槛值附近的等效应力强度因子范围有关, A 是常数, ΔK_{eff}^{th} 是等效应力强度因子门槛值。在高应力情况下这个模型能较好的建立短裂纹扩展与长裂纹扩展的联系,但在低应力时仍不准确。

由前面分析可知,孔洞存在时,一方面引起周围应力集中,另一方面可看成占用了材料空间,引入了自身损伤而引起材料性能的下降。这种损伤可用损伤度 D 表示,与材料中孔洞或微裂纹的有效尺寸 $\delta \bar{S}(a)$ 有关^[32]:

$$D = \bar{S}(a)/\bar{S} \quad (11)$$

而损伤演化方程可表示为:

$$\frac{dD}{dN} = c \left\{ \frac{\sigma_e}{1-D} \right\}^m (1-D)^{-q} \quad (12)$$

其中, c , m 和 q 均为材料常数。

这些基于孔洞等铸造缺陷的疲劳寿命寿命大都是基于弹、塑性断裂力学或损伤力学推倒的,计算相对复杂,而且,对于高周疲劳,特别是疲劳寿命超过 10^6 时,预测便偏于保守。而工程上应用最多的则是基于经验的 $S-N$ 曲线,即应力-疲劳寿命模型。将公式(5)作一个有意义的变形,得

$$\Delta \sigma / 2 = \frac{1}{2} B^{\frac{1}{m}} \times a_i^{\frac{1}{m} - \frac{1}{2}} \times N_p^{-\frac{1}{m}} \quad (13)$$

其中 $B = \left[\frac{m-2}{2} C Y(a)^m U^m \pi^{m/2} \right]^{-1}$

对应力疲劳寿命公式也作一个变形,有

$$\Delta \sigma / 2 = 2^{b_0} \sigma_f b_0 \quad (14)$$

σ_f 为疲劳强度系数, b_0 为疲劳强度指数。对照式(13),式(14),不难看出, σ_f 与 $a_i^{\frac{1}{m} - \frac{1}{2}}$ 存在函数关系

$$\sigma_f = F \left(a_i^{\frac{1}{m} - \frac{1}{2}} \right) \quad (15)$$

$$b_0 = F(-1/m) \quad (16)$$

一般认为,对大多数金属, σ_f 比较接近经过颈缩修正的单向拉伸真断裂强度(σ),但这往往只是一种经验上的判断,缺乏理论基础。通过式(15),可以看出, σ_f 对材料中孔洞尺寸有依赖性,这就给予了疲劳强度系数一定的微观解释。因此,建立疲劳系数或指数与材料缺陷之间的有理论依据的定量联系,可以明确疲劳机理,也可以为以后铸造材料的选择提供一定的指导作用。

4 结语

孔洞对铸造铝合金材料的疲劳特性影响很大,它影响到疲劳裂纹萌生、扩展等各个环节。孔洞在疲劳过程中发挥的作用也与其自身分布特性有很大关系,这些特性包括孔洞尺寸、体积分数、分布位置、形貌率等等。但由于铸造孔洞分布的随机性及疲劳研究的长周期性,这方面的研究数据还严重不足,相关疲劳机理不明确。国内外学者疲劳研究条件的差异及没有统一的试验标准,致使同类型试验的研究结果差别很大,如孔洞关键尺寸,从 $25\mu\text{m}$ 到 $100\mu\text{m}$ 都有人提出。基于孔洞等缺陷的疲劳寿命模型不成熟^[33],现有模型一般都是基于弹、塑性断裂力学或损伤力学推倒的,将孔洞尺寸理解为裂纹萌生尺寸或初始材料缺陷,研究方法较单一,模型适用性不强。通过理论推倒可以建立疲劳系数(指数)与材料缺陷或微结构之间的联系,但在这方面工作很少,之间的定量工作没有建立。此外,影响铸造铝合金疲劳寿命的还包括晶粒(枝晶)大小、第二相大小形貌等其他微结构参量及它们之间的交互作用^[34],以及铝合金在复杂载荷下的疲劳行为,这方面的疲劳研究工作和模型建立都有待深入。

参考文献

- [1] 许珞萍,邵光杰,李麟,等. 汽车轻量化用金属材料及其发展动态[J]. 上海金属, 2002, 24(3): 1-7.
- [2] SAVADIS G, SAVADIS A, SAMASPHYROS G T, et al. On size and technological effects in fatigue analysis and prediction of engineering materials and components [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2002, 44(3): 521-543.
- [3] SONSINO C M, ZIESE J. Fatigue strength and applications of cast aluminum alloys with different degrees of porosity [J]. International Journal of Fatigue, 1993, 15: 75-83.
- [4] GALL K, YANG N, HORSTEMEYER M, et al. The influence of modified intermetallics and Si particles on fatigue crack paths in a cast A356 Al alloy [J]. Fatigue Engng Mater Struct, 2000, 23(2): 159-172.

- [5] 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]. *Metal Mater Trans A*, 1999, 30: 3079– 3087.
- [6] COUPER M J, NEESON A E, GRIFFITH J R. Casting defects and the fatigue life of an aluminum casting alloy [J]. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1990, 13: 213– 227.
- [7] SKALLERUD B, IVELAND T, HARKEGARD G. Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects [J]. *Eng Fract Mech*, 1993, 44: 857– 874.
- [8] WANG Q G, APELIAN D, LADOS D A. Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects [J]. *Journal of Light Metals*, 2001, 1: 73– 84.
- [9] SURESH S. 材料的疲劳[M]. 王中光, 译. 北京: 国防工业出版社, 1999.
- [10] YI J Z, GAO Y X, LEE P D. Scatter in fatigue life due to effects of porosity in cast A356-T6 aluminum-silicon alloys [J]. *Metal Mater Trans A*, 2003, 34: 1879– 1890.
- [11] GAO Y X, YI J Z, LEE P D, et al. The effect of porosity on the fatigue life of cast aluminum-silicon alloys [J]. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 2004, 27: 559– 570.
- [12] MAYER H R, LIPOWSKY H J, PAPAKYRIACOU M, et al. Application of ultrasound for fatigue testing of lightweight alloys [J]. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1999, 22: 591– 600.
- [13] ZHANG B. Effect of solidification cooling rate on the fatigue life of A356-T6 cast aluminum alloy [J]. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 2000, 23: 417– 423.
- [14] AMMAR H R, SAMUEL A M, SAMUEL F H. Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum-silicon casting alloys [J]. *International Journal of Fatigue*, 2008, 30(6): 1024– 1035.
- [15] SENIW M E, FINE M E, CHEN E Y et al. Relation of defect size and location to fatigue failure in Al alloy A356 cast specimens [C]. // *Proceedings of the Paul C. Paris International Symposium ' Fatigue Materials '*, TMS ASM Fall Meeting, 1997, The Materials Society of AIME, Warrendale, PA, 1998: 371– 379.
- [16] BUFFIÈRE J Y, SAVELLI S, JOUNEAU P H, et al. Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si-Mg0.3 cast Al alloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 316: 115– 126.
- [17] RADING G O, LI J, BERRY J T. Fatigue crack growth in cast Al-Cu alloy A206 with different levels of porosity [J]. *AFS Trans*, 1994, 102: 57– 61.
- [18] OZELTON M W, MOCARSKIS J, PORTER P G. Durability and damage tolerance of aluminum casting [R]. *Wright Laboratories*, US Air Force, 1991.
- [19] MOD F, HE G Q, HU Z F, et al. Crack initiation and propagation of A356 aluminum cast alloy under multi-axial loadings [J]. *International Journal of Fatigue*, 2008, 30: 1843– 1850.
- [20] PEARSON S. Initiation of fatigue cracks in commercial aluminum alloys and the subsequent propagation of very short cracks [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1975, 7: 235– 247.
- [21] ELHADDAD M H, SMITH K N, TOPPER H H. A strain based intensity factor solution for short fatigue cracks initiating from notches [C]. // *Fracture Mechanics: 11th Conference STP 677*, American Society for Testing & Materials Fracture mechanics, 1979, 274– 289.
- [22] DABAYEH A A. The role of casting defects in the fatigue behavior of notched cast aluminum alloys [D]. Waterloo, Ontario, Canada: University of Waterloo, 1998.
- [23] GÜNGÖR S, EDWARDS L. Effect of surface texture on fatigue life in a squeeze cast 6082 aluminum alloy [J]. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1993, 16(4): 391– 403.
- [24] SANG-WON HAN, SHINJI KUMAI, AKIKAZU SATO. Effects of solidification structure on short fatigue crack growth in Al-7% Si-0.4% Mg alloy castings [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 332: 56– 63.
- [25] GALL K, SEHITOGLU H, KADIOGLU Y. A methodology for predicting variability in microstructurally short fatigue crack growth rates [J]. *Journal of Engng Mater and Technol*, 1997, 119: 171– 179.
- [26] GERARD D A, KOSS D A. The influence of porosity on short fatigue crack growth at large strain amplitudes [J]. *International Journal of Fatigue*, 1991, 13(4): 345– 352.
- [27] 郭隽, 郭成璧. 疲劳短裂纹评定方法新进展 [J]. *机械强度*, 2001, 23(1): 38– 42.
- [28] SHIOZAWA K, TOHDA Y, SUN S M. Crack initiation and small fatigue crack growth behavior of squeeze cast Al-Si aluminum alloys [J]. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 1997, 20: 237– 249.
- [29] TRANTINA G G, BARISHPOLSKY M. Elastic plastic analysis of small defects void and inclusions [J]. *Eng Fract Mech*, 1984, 20: 1– 10.
- [30] NISITANI H, GOTO M, KAWAGOISHI N. A small-crack growth law and its related phenomena [J]. *Eng Fract Mech*, 1992, 41: 499– 513.
- [31] SHIHARA S, SHIOZAWA K, MCEVILY A J. On the growth of small fatigue cracks in two squeeze cast aluminum alloys [J]. *Mater Sci Forum*, 2000, 331– 337: 1427– 1432.
- [32] 李银平, 王元汉. 基于有效损伤体的微缺陷损伤定义 [J]. *华中科技大学学报*, 2001, 29(5): 98– 100.
- [33] MCDOWELL D L, GALL K, HORSTEMEYER M F, et al. Microstructure based fatigue modeling of cast A356-T6 alloy [J]. *Engng Fract Mech*, 2003, 70: 49– 80.
- [34] WANG Q G, APELIAN D, LADOS D A. Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II Effect of microstructural constituents [J]. *Journal of Light Metals*, 2001, 1: 85– 97.

基金项目: 国家 973 重点基础研究发展规划资助项目 (2007CB714705); 国家自然科学基金资助项目 (50771073)

收稿日期: 2009-03-06; 修订日期: 2010-01-09

作者简介: 莫德锋 (1982—), 男, 博士, 主要研究方向为材料的疲劳与失效. 联系地址: 上海市飞虹路 360 弄 8 号 202 室 (200086), E-mail: mode-feng@163.com