

文章编号: 1004-0609(2006)02-0260-08

A356 合金的低周疲劳行为及塑性应变能^①

刘忠侠, 宋谋胜, 李继文, 翁永刚, 王明星, 宋天福

(郑州大学 物理工程学院, 材料物理教育部重点实验室, 郑州 450052)

摘 要: 采用电解低钛铝合金、工业纯铝与 Al-10Ti 中间合金, 制备了具有不同钛含量的电解加钛 A356 合金(EA356 合金)和熔配加钛 A356 合金(MA356 合金), 研究了加钛方式和钛含量对 A356 合金的应变能密度和低周疲劳性能的影响。结果表明: 4 种合金均表现为明显的循环硬化行为; 具有较高钛含量的 E14、M14 合金的循环硬化能力高于低钛含量的 E10 和 M10 合金; 合金的塑性应变能密度受应变幅的影响且具有循环相关性; 高应变幅时, 塑性应变能较高但随循环周次变化较小; 当应变幅较低时, 合金的塑性应变能较小但变化较大, 特别是塑性较好的 E10 和 M10 合金; 无论是电解加钛还是熔配加钛, 钛含量为 0.1% 的 E10 和 M10 合金的塑性应变能密度和疲劳寿命均优于钛含量为 0.14% 的 E14 和 M14 合金; 合金的疲劳寿命对加钛方式不敏感, 在相同钛含量下, 两种加钛方式的合金具有相近的低周疲劳寿命。

关键词: A356 合金; 循环硬化; 塑性应变能密度; 疲劳寿命

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Low cycle fatigue behavior and plastic strain energy of A356 alloys

LIU Zhong-xia, SONG Mou-sheng, LI Ji-wen, WENG Yong-gang,

WANG Ming-xing, SONG Tian-fu

(School of Physics Engineering, Key Laboratory of Material Physics,
Ministry of Education, Zhengzhou University, Zhengzhou 450052, China)

Abstract: Two kinds of EA356 alloys (adding titanium by electrolysis method) and MA356 alloys (adding titanium by melting Al-Ti master alloys), are produced by electrolytic low-titanium aluminum alloys, pure aluminum and Al-10% Ti master alloys respectively. The effects of titanium alloying method and titanium content on the plastic strain energy density and low-cycle fatigue behavior of A356 alloys were investigated. The results show that four kinds of A356 alloys show cycle hardening behavior. The cyclic hardening ability of alloys with high titanium content such as E14 and M14 alloys is higher than that of alloys with low titanium content such as E10 and M10 alloys. The values of plastic strain energy density are affected by the plastic strain amplitude and change with the cycle numbers. The values of plastic strain energy density are higher at high strain amplitude and the change with cycle number is less. But at low strain amplitude, its values are less and the change with cycle number is acute, especially for the alloys with low titanium content and low yield strength such as E10 and M10 alloys. Whether the EA356 alloys or MA356 alloys, the alloys with 0.1% Ti have higher plastic strain energy density and low cycle fatigue life compared with that of alloys with 0.14% Ti. The fatigue life is insensitive to the titanium alloying method. If alloys have the same titanium content, two kinds of alloys have similar low cycle fatigue life.

Key words: A356 alloys; cyclic hardening; plastic strain energy density; fatigue life

① 基金项目: 河南省重大科技攻关资助项目(0322020600)

收稿日期: 2005-09-06; 修订日期: 2005-11-15

作者简介: 刘忠侠(1963-), 男, 副教授, 博士

通讯作者: 刘忠侠, 博士; 电话: 0371-67767776; E-mail: liuzhongxia@zzu.edu.cn

A356 合金因具有优良的铸造性能, 强度、塑性和疲劳性能成为目前汽车、摩托车轮毂使用最为广泛的 Al-Si 系列铸造合金。目前有关 A356 合金的静态、或准静态力学性能的研究较多, 而对 A356 合金的疲劳性能研究相对较少。实际上, 构件在实际服役过程中不可避免要承受疲劳载荷, 有时疲劳破坏甚至是构件的主要失效形式。研究表明, 在循环载荷作用下, 疲劳裂纹最易在如气孔、铸造缩孔、夹杂、氧化物薄膜等这些缺陷处萌生进而扩展^[1-3], 微观组织的变化对 A356 合金的疲劳性能具有一定影响^[4-11], 细化合金组织, 改善硅颗粒形貌有利于合金疲劳寿命的增加。但整体而言, 熔体的凝固组织的影响很小^[4]。特别是当二次枝晶臂间距(SDAS)小于 30 μm 时, A356 合金的低周疲劳寿命随 SDAS 变化很小^[5]。

目前, 人们通常采用 Manson-Coffin 方程来研究材料的应变—循环疲劳寿命关系, 并认为塑性应变幅决定了材料的低周疲劳性能^[12]。因此, 材料的低周疲劳损伤主要由塑性应变幅控制, 循环塑性变形及其累积是导致低周疲劳损伤的基本原因。然而, 在循环变形过程中, 材料往往表现为循环软化或硬化行为, 因此, 材料的低周疲劳性能应受到循环应力的影响。循环塑性应变能密度是疲劳过程中材料每一循环所吸收的应变能, 塑性应变能密度 ΔW_p 可表示为^[13, 14]

$$\Delta W_p = 4 \frac{\Delta \epsilon_p}{2} \cdot \frac{\Delta \sigma}{2} \cdot \frac{1-n'}{1+n'}$$

(1)

式中 n' 为材料的循环硬化指数; $\Delta \epsilon_p$ 和 $\Delta \sigma$ 分别为循环塑性应变幅和循环应力幅。

童小燕^[15], Ellyin^[16]、Feltner 和 Morrow 等^[17]及其他研究者^[18-22]通过大量的疲劳实验发现, 塑性应变能密度综合反映了循环应力和循环应变两方面的影响, 是描述疲劳损伤的一个重要参量。电解加钛是作者开发的一种新型加钛方式, 已有研究表明^[23], 电解加钛配制的 A356 合金具有细小的组

织和良好的拉伸力学性能。本文作者分别采用电解加钛和熔配加钛配制了不同钛含量的 A356 合金, 从应变能角度分析了加钛方式和钛含量对 A356 合金低周疲劳性能的影响。

1 实验

电解加钛 A356 合金(EA356)直接采用本实验室开发的 0.18% Ti 电解低钛铝合金制备, 熔配加钛 A356 合金(MA356)采用 Al-10Ti 中间合金和纯铝配制, 变质剂为 Al-8.6% Sr 中间合金, 精炼剂为高纯 Ar。所有样品均在坩锅炉中熔炼, 每炉熔化 3.2 kg 炉料, 分别采用金属型拉伸试样模具和疲劳试样模具, 浇注前模具预热到 200 ℃, 浇注温度 710 ℃。实验合金的化学成分采用 Metalscan2500 型金属分析仪进行分析, 其化学成分见表 1。浇注后的试样首先进行 T6 处理, 然后采用直径为 8 mm, 标距分别为 80 mm 和 16 mm 的标准拉伸和疲劳试样, 在 MTS810 液压伺服材料实验机上进行拉伸和低周疲劳实验。拉伸性能在 2 mm/min 的拉伸速率下进行, 力学性能见表 2。疲劳实验温度为室温, 环境为实验室静态空气介质, 所选择的名义总应变幅 $\Delta \epsilon$ 2 分别为 0.009、0.007、0.005、0.003、0.002 5, 应变比 R 为-1。实验采用三角波形应变控制, 应变频率为 0.28~1 Hz。实验数据的采集和处理均由计算机自动完成, 应变能密度根据 Eqn. (1) 计算。样品的微观组织采用 Nikon MBA21000 型金相显微镜进行观察并拍照, 利用武汉大学开发的 WD-5 电镜联机及光镜图文管理系统来定量计算一次枝晶尺寸, 二次枝晶间距以及 Si 颗粒的尺寸, 各种合金的组织参数见表 2。实验断口均取自试样断裂处, 用超声波清洗后, 用 JSM-5610LV 型扫描电镜对试样断口特征进行观察和分析。TEM 样品取自距断口约 1 mm 处, 在 H-800 型透射电镜观察不同应变幅条件下的位错组态。

表 1 A356 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of A356 alloys(mass fraction, %)

Sample No.	Ti alloying method	Si	Fe	Mg	Ti	Sr	Al
E10	EA356	6.47	0.10	0.32	0.11	0.027	Bal.
E14	EA356	6.87	0.10	0.41	0.14	0.025	Bal.
M10	MA356	6.73	0.11	0.36	0.09	0.028	Bal.
M14	MA356	6.89	0.11	0.41	0.13	0.025	Bal.

2 实验结果

2.1 合金的循环硬化

图 1, 2 所示分别为 4 种 A356 合金的循环硬化曲线。作为对比, 图 2 中给出了相应应变范围内的

单调拉伸实验曲线。可以看出, 4 种合金均表现为明显的循环硬化行为。具有较高钛含量的 E14、M14 合金的循环硬化能力高于低钛含量的 E10 和 M10 合金, 与表 2 中较高钛含量合金具有较高强度的结果一致。这是由于合金含有较高的钛含量而使得晶粒细化效果较好, 从而具有较高的屈服强度和

表 2 A356 合金的组织参数和拉伸性能

Table 2 Microstructure parameters and tensile properties of A356 alloys								
Sample No.	Prime dendrite length/ μm	Second dendrite arm spacing/ μm	Average diameter of Si particles/ μm	Aspect ratio of Si particles	Roundness of Si particles	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	σ_b/MPa	$\delta/\%$
E10	197.8	24.2	2.592 0	1.373	0.877	248.1	319.3	8.6
E14	190.1	23.7	2.539 0	1.342	0.911	261.0	327.8	7.1
M10	204.2	24.8	2.699 0	1.372	0.858	253.4	319.6	6.7
M14	197.3	24.1	2.650 5	1.327	0.890	265.0	327.6	6.3

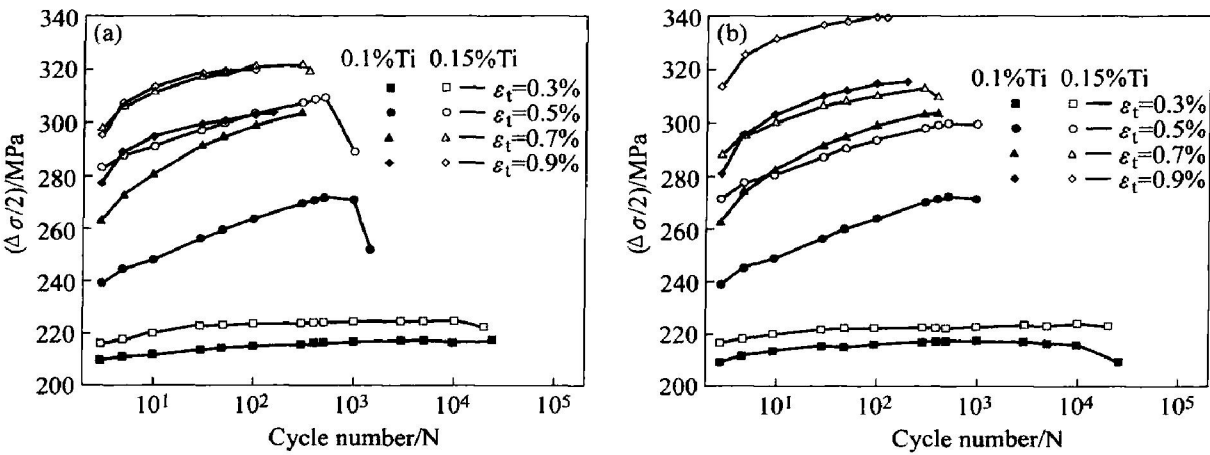


图 1 A356 合金的循环硬化曲线

Fig. 1 Cyclic hardening curves of A356 alloys

(a) —EA356 alloys; (b) —MA356 alloys

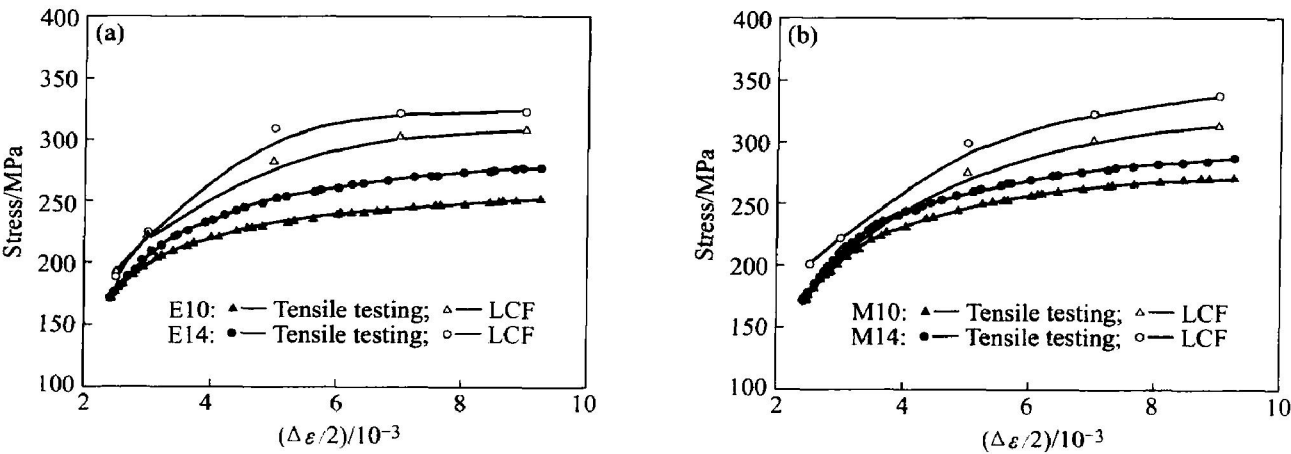


图 2 A356 合金的循环硬化曲线

Fig. 2 Cyclic hardening curves of A356 alloys

(a) —EA356 alloys; (b) —MA356 alloys

抗拉强度所造成的。

合金的循环应力—循环应变关系可用 Hollomon 方程来表示, 4 种合金的 Hollomon 方程如下:

E10: $\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \sigma}{142\,248} + \left(\frac{\Delta \sigma}{670}\right)^{1/0.115}$ (2)

E14: $\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \sigma}{144\,614} + \left(\frac{\Delta \sigma}{756}\right)^{1/0.154}$ (3)

M10: $\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \sigma}{143\,504} + \left(\frac{\Delta \sigma}{690}\right)^{1/0.141}$ (4)

M14: $\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \sigma}{145\,180} + \left(\frac{\Delta \sigma}{760}\right)^{1/0.144}$ (5)

可以看出, 塑性好、强度低的材料具有较低的循环硬化指数, 除 E10 外, 4 种合金的循环硬化指数 n 值均在 0.14~0.15 之间, 与大多数金属的实验结果一致, 也与文献[5]中 A356 合金的实验结果一致。

合金的循环硬化与循环载荷作用下合金中位错的运动有关。铝具有面心立方结构和较高的层错能, 位错的可动性很高, 即使在较低的载荷下, 位错也容易在组织内部产生移动、堆积和缠结。图 3 所示为不同总应变幅下 EA356 合金的位错胞状结构, 类似的结构同样在 MA356 合金中发现。可以看出, 即使在很低的应变幅下, 材料中也可观察到明显的位错胞。随着应变幅的增加, 位错密度逐渐增加, 必然对后续位错的阻碍作用增强, 从而引起合金的循环硬化。

材料循环硬化行为对合金的凝固组织非常敏感^[3, 4], 这主要归因于位错与硅颗粒、晶界或枝晶边界的交互作用。4 种合金的铸造工艺、热处理工

艺均相同, 惟一差别是加钛方式和钛含量及其引起的晶粒细化效果和 Si 颗粒的形貌、尺寸及其分布的不同, 这必然会对循环应力作用下的位错滑移自由程产生影响, 并最终影响合金的循环硬化行为。从表 2 可以看出, 在相同的加钛方式下, 钛含量为 0.14% 的合金比钛含量为 0.10% 的合金具有更好的晶粒细化效果, 不仅一次枝晶尺寸减小, 而且 Si 颗粒尺寸也减小, 更加改善了 Si 颗粒形貌及其在晶界的分布, 使其在基体中分布更为均匀而弥散。因此在循环载荷下, 位错滑移的自由程更短, 使得位错与晶界、相界、Si 颗粒以及位错间的交互作用的几率增大, 并使位错相互堆积、缠结的程度增大, 从而位错运动受到的阻力必然更大, 合金表现出更高的循环硬化行为。类似于钛含量的影响, 电解加钛合金具有更好的组织细化效果、更优的 Si 颗粒形貌, 使得电解加钛合金中位错的作用更强, 合金具有更高的循环硬化效果。值得注意的是, 当循环总应变半幅大于 0.7% 后, 电解加钛合金的硬化行为趋于平稳而达到一种被称为“饱和”的准稳定形变状态, 而熔配加钛合金的循环应力随应变的增加持续增加, 没有电解加钛 A356 合金“饱和”的准稳定现象, 这与电解加钛合金具有细小的组织有关。这些细小的组织使得位错的缠结在较低的应变幅条件下达到饱和, 从而在循环硬化曲线上出现准饱和现象。

2.2 合金的疲劳寿命和塑性应变能密度

图4所示为2种加钛方式A356合金循环塑性

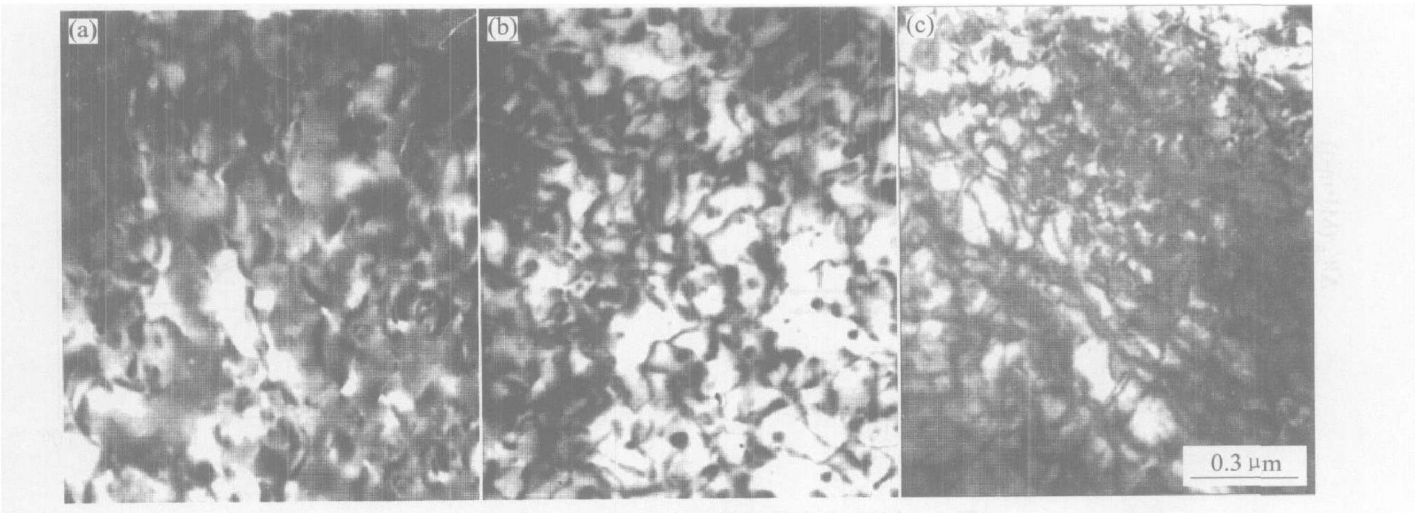


图 3 EA356 合金的位错胞状形貌

Fig. 3 Morphologies of islocation cell in EA356 alloys
(a) — $\Delta \varepsilon/2=0.7\%$; (b) — $\Delta \varepsilon/2=0.5\%$; (c) — $\Delta \varepsilon/2=0.3\%$

应变能密度与循环周次的关系。可以看出, 尽管合金表现为循环硬化, 但所有合金的塑性应变能密度随循环周次的增加而下降。具有较低钛含量和屈服强度的 E10 和 M10 合金具有较高的塑性应变能密度, 即使在较低塑性应变幅下, 合金仍消耗一定的塑性应变能。而 2 种钛含量为 0.15% 的合金 E14 和 M14 合金的塑性应变能密度在总应变幅低于 0.3% 后几乎为 0。此外, 循环塑性应变能密度具有循环相关性, 塑性应变能密度受应变幅的影响。高应变幅时, 应变能密度变化较小, 当应变较低时, 合金的应变能密度变化较大, 特别是塑性较好的 E10 和 M10 合金, 与童小燕等^[15]、姜风春等^[21]的实验结果一致。图 5 所示为 2 种合金的疲劳寿命与应变能密度关系。可以看出, 在 $\Delta W_p - 2N_f$ 曲线

上, 在低寿命区, 合金的塑性应变能密度差别较小, 而在高寿命区, 曲线的斜率明显变大。无论是电解加钛还是熔配加钛, 钛含量为 0.1% 的合金的疲劳寿命均要优于钛含量为 0.14% 的合金。但在相同的钛含量下, 加钛方式对疲劳寿命的影响在低寿命区没有明显差别。

合金的塑性应变能密度综合反应了合金在循环变形过程中塑性应变与循环应力的变化。随着循环周次的增加, 合金中的位错不断在晶界、枝晶边界及硅颗粒位置受阻和塞集, 引起位错密度的急剧增加。一方面, 位错密度的增加引起位错运动阻力增加, 位错的运动能力下降, 从而引起合金的循环硬化。另一方面, 位错密度的不断增加有可能在晶界、枝晶边界及硅颗粒位置产生大的应力集中, 当

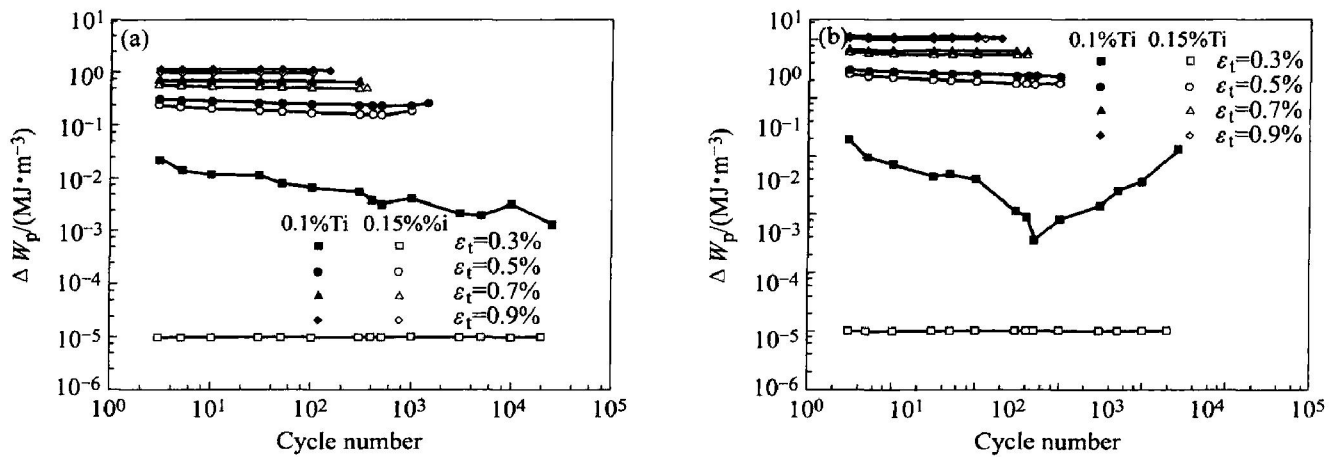


图 4 塑性应变能密度与循环周次的关系

Fig. 4 Relations between cyclic strain energy density and cyclic number

(a) —EA356 alloys; (b) —MA356 alloys

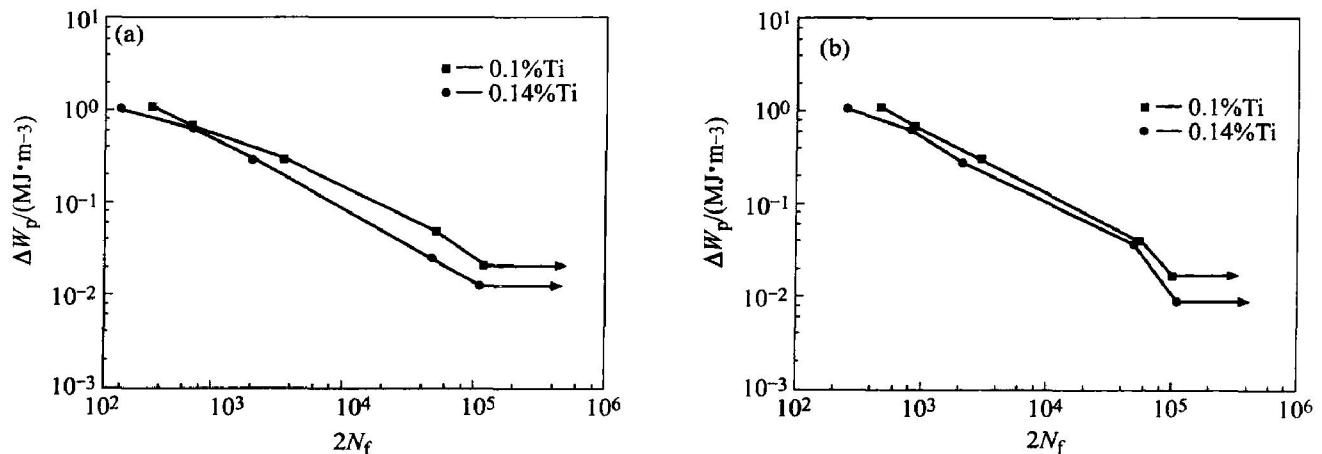


图 5 A356 合金的塑性应变能密度—疲劳寿命曲线

Fig. 5 Curves of cyclic plasticity energy density—cycle number to failure of A356 alloys

(a) —EA356 alloys; (b) —MA356 alloys

应力集中超过合金的屈服强度, 有可能在这些位置引起疲劳微裂纹, 这些微裂纹的萌生和扩展必然造成合金的循环塑性急剧降低和衰竭, 从而引起合金的塑性应变能密度随循环周次逐渐下降。

此外, 合金塑性应变能密度的变化受不同应变幅条件下变形机制的影响。在高应变幅条件下, 合金承受较高的应力和较大的宏观变形, 疲劳裂纹一旦萌生将快速扩展, 因此, 合金塑性应变能密度和疲劳寿命受合金微观组织影响较小, 合金的塑性应变能密度和疲劳寿命差别较小。在低应变幅条件下, 材料的微观塑性变形占主导地位, 即使承受很小的循环应变, 也容易引起位错的运动, 在合金内部的微观不均匀区域发生微观塑性变形, 位错滑移很容易受到硅颗粒和晶界/枝晶边界阻碍, 并容易在此部位堆积和诱发疲劳裂纹, 使得不同钛含量合金的塑性应变能密度差别较大。特别是当合金具有较低屈服强度时, 合金更容易发生微观塑性变形, 从而消耗更高的塑性应变能, 因此, 和具有较高屈服强度的合金 E14、M14 相比, 具有较低屈服强度的合金材料 E10、M10 的塑性应变能密度随循环周次的变化差别较大。

合金在不同应变幅条件下的不同变形机制在合

金断口上表现得非常清晰。图 6 所示为合金在不同应变幅条件下的疲劳断口形貌。可以看出, 在较高的总应变幅时(如图 5(a), $\Delta\epsilon/2=0.7\%$), 断口基本上类似于静拉伸断口, 由韧窝和撕裂棱组成。而在较低的恒总应变幅下($\Delta\epsilon/2=0.3\%$), 断口呈现出众多的平台(图 5(b)), 在这些平台上又有许多的疲劳条纹, 每一个疲劳条纹对应于材料在循环载荷下疲劳裂纹扩展的一个周期。在疲劳条纹中可看到与疲劳条纹成 45° 角的滑移带(图 5(c), (d)), 这明显是合金内部微观塑性变形的结果。

值得注意的是, 尽管高钛含量的 E14 和 M14 合金的微观组织较低钛含量的 E10 和 M10 合金细小, 但低周疲劳寿命反而较低。类似地, 具有较细微观组织的电解加钛的 EA356 合金的低周疲劳寿命与熔配加钛 MA356 合金差别不大, 这与 4 种合金微观组织的差别, 特别是二次枝晶臂间距的差别较小有关。从表 2 可以看出, 钛含量和加钛方式主要影响的是合金的一次枝晶臂间距, 但低周疲劳寿命主要受二次枝晶臂间距的影响, 4 种合金的二次枝晶臂间距变化不大, 均保持在 $24\sim 25\ \mu\text{m}$ 。相对而言, 低钛含量的 E10 和 M10 合金具有较低的屈服强度和较高的塑性, 位错堆积所产生的应力集中

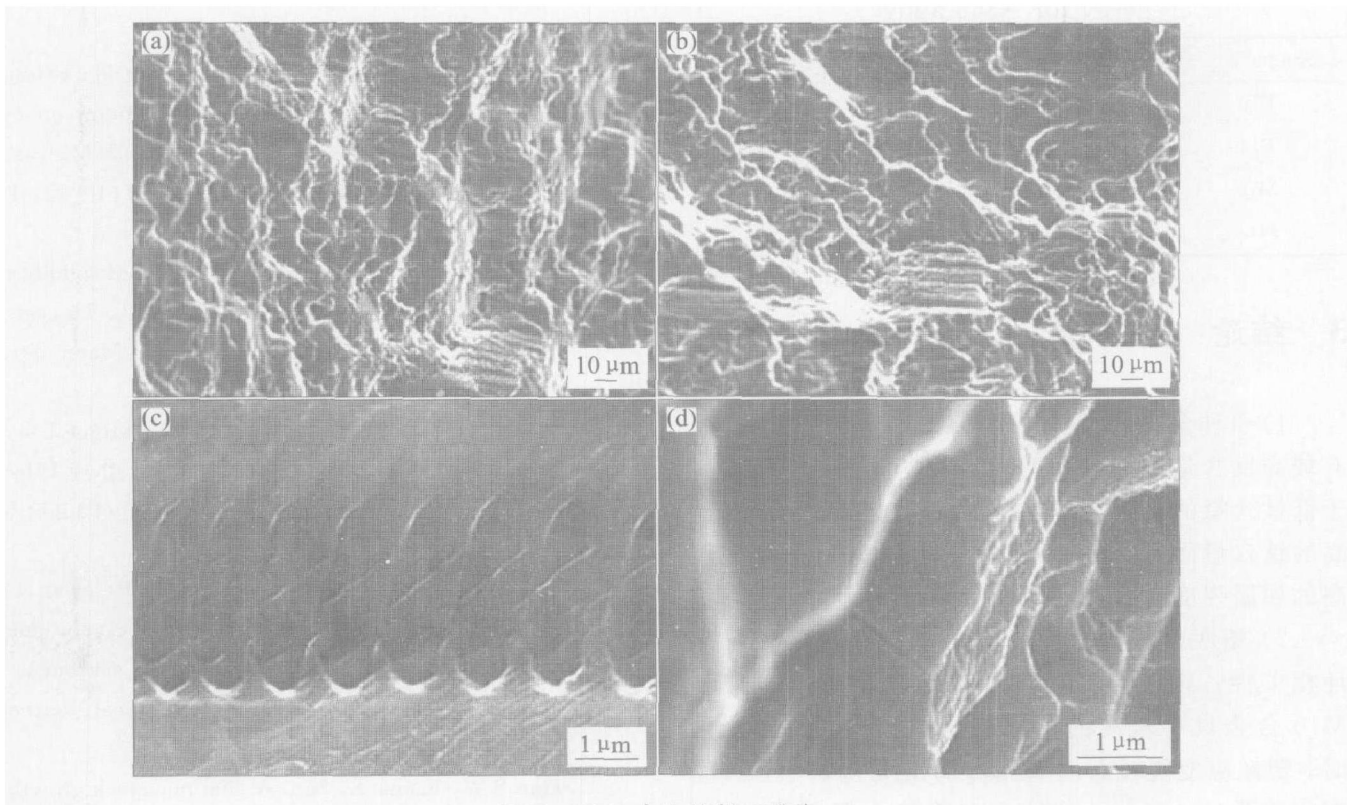


图 6 A356 合金的断口形貌

Fig. 6 Fractographies of A356 alloys

(a) —Dimple, $\Delta\epsilon/2=0.3\%$; (b) —Fracture flat, $\Delta\epsilon/2=0.3\%$;
(c) —Fatigue stripe, $\Delta\epsilon/2=0.3\%$; (d) —Fatigue slipping band, $\Delta\epsilon/2=0.3\%$

很容易通过合金发生塑性变形而松弛, 疲劳裂纹的萌生和扩展就需要消耗更多的能量, 从而使得材料在循环变形过程中可以消耗较高的塑性应变能和具有较长的疲劳寿命。

材料的疲劳寿命与塑性应变能密度关系可用 Halford-Morrow 关系来表示^[20]

$$\Delta W_p = W'_f (2N_f)^\beta \quad (2)$$

式中 N_f 为每一应变对应的循环失效次数; W'_f 为疲劳塑性能量系数; β 为疲劳塑性能量指数, 二者均为材料的常数。

表 3 列出了本实验 4 种合金的 W'_f 和 β 值。可以看出, 4 种合金具有相近的 β 值, 但 W'_f 值相差较大。具有较低钛含量和屈服强度的 E10 和 M10 合金具有较高的 W'_f , 而加钛方式对二者的大小影响不大。 W'_f 是一个评价材料疲劳抗力的能量标准。其值越大, 材料对位错在循环过程中滑移时所产生的变形能的吸收能力越强, 则材料在疲劳循环过程中所耗散的能量就越多, 其疲劳抗力也就越大。从这个意义上看, E10 和 M10 合金同样具有较高的疲劳抗力。

表 3 A356 合金的疲劳塑性应变能参数

Table 3 Parameters of plastic strain energy for A356 alloys

Sample No.	$w(\text{Ti})/\%$	$W'_f/(\text{MJ} \cdot \text{m}^{-3})$	β
E10	0.105	97.4	-0.737
E14	0.139	38.2	-0.650
M10	0.093	108.3	-0.744
M14	0.131	76.7	-0.737

3 结论

1) 4 种合金均表现为明显的循环硬化行为。具有较高钛含量的 E14, M14 合金的循环硬化能力高于低钛含量的 E10 和 M10 合金, 这是由于它具有较高的钛含量而使得晶粒细化效果较好, 从而具有较高的屈服强度和抗拉强度所造成的。

2) 塑性应变能密度受应变幅的影响且具有循环相关性, 具有较低钛含量和屈服强度的 E10 和 M10 合金具有较高的塑性应变能密度。高应变幅时, 塑性应变能较高但随循环周次变化较小; 当应变幅较低时, 合金的塑性应变能较小但变化较大, 特别是塑性较好的 E10 和 M10 合金。这与不同应变幅条件下合金的宏观与微观变形机制的差别有关。

3) 无论是电解加钛还是熔配加钛, 钛含量为 0.1% 的 E10 和 M10 合金的疲劳寿命均要优于钛含量为 0.14% 的 E14 和 M14 合金。在低寿命区, 合金的塑性应变能密度差别较小, 而在高寿命区, 曲线的斜率明显变大。原因在于具有较低钛含量和屈服强度的合金在疲劳循环过程中可以耗散更高的能量。但疲劳寿命对加钛方式不敏感, 在相同钛含量下, 2 种加钛方式的合金具有相近的低周疲劳寿命。

REFERENCES

- [1] Avalu M, Belingardi G, Cavatorta M P, et al. Casting defects and fatigue strength of a die cast aluminium alloy: a comparison between standard specimens and production components [J]. International Journal of Fatigue, 2002, 24(1): 1-9.
- [2] Buffiere J Y. Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si-Mg 0.3 cast alloys [J]. Mater Sci Eng A, 2001, A316(1-2): 115-126.
- [3] FAN Jing-hong, McDowell D L, Mark F, et al. Cyclic plasticity at porosities and inclusions in cast Al-Si alloys [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2003, 70(10): 1281-1302.
- [4] Han S W, Katsumata K, Kumai S, et al. Effects of solidification structure and aging condition on cyclic stress-strain response in Al-7% Si-0.4% Mg cast alloys [J]. Mater Sci Eng A, 2002, A337(1-2): 170-178.
- [5] Zhang B, Chen W, Poirier D R. Effect of solidification cooling rate on the fatigue life of A356-2-T6 cast aluminium alloy [J]. Fatigue Fact Eng Mater Struct, 2000, 23: 417-423.
- [6] 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(1): 85-97.
- [7] Avalu M, Belingardi G, Cavatorta M P, et al. Casting defects and fatigue strength of a die cast aluminium alloy: a comparison between standard specimens and production components [J]. International Journal of Fatigue, 2002, 24(1): 1-9.
- [8] Han S W, Kumai S, Sato A. Fatigue crack growth behavior in semi-liquid die-cast Al-7% Si-0.4% Mg alloys with fine effective grain structure [J]. Mater Sci Eng A, 2001, A308(1-2): 225-232.
- [9] Gall K, Yang N, Horstemeyer M, et al. The influ-

- ence of modified intermetallics and Si particles on fatigue crack paths in a cast A356 Al alloy[J]. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999, 26(6): 159 - 172.
- [10] Gall K, Yang N, Horstemeyer M F, et al. The debonding and fracture of Si particle during the fatigue of a cast Al-Si alloy[J]. *Metall Trans A*, 1999, A30: 3079 - 3088.
- [11] A Valle M, Belingardi G, Cavatorta M P, et al. Static and fatigue strength of a die-cast aluminium alloy under different feeding condition[J]. *Journal of Materials: Design and Applications*, 2002, 216: 25 - 30.
- [12] Suresh S. 材料的疲劳[M]. 王中光, 等, 译. 北京: 国防工业出版社, 1999. 5.
Suresh S. *Fatigue of Materials*[M]. WANG Zhong-guang, et al, transl. Beijing: National Defense Press, 1999. 5.
- [13] Sander B I. *Fundamental of Cyclic Stress and Strain* [M]. Wisconsin: The University of Wisconsin Press, 1972. 52 - 62.
- [14] Jodean M. Cyclic plastic strain energy and fatigue of material[J]. *Astm Stp*, 1965, 378: 45 - 87.
- [15] 童小燕. 疲劳过程的能耗分析及其寿命估算的能量方法[D]. 沈阳: 东北大学, 1989.
TONG Xiao-yan. *Energy Consuming Analysis of Fatigue and Energy Method About Estimation of Fatigue Life*[D]. Shenyang: Northeast University, 1989.
- [16] Ellyin F. Effect of tensile-mean-strain on plastic strain energy and cyclic response[J]. *J Eng Mater Technol*, 1985, 107(4): 119 - 125.
- [17] Feltner C E, Morrow J D. Microscopic strain hysteresis energy as a criterion for fatigue fracture[J]. *J Basic Engineering, ASME*, 1961, 81(1): 16 - 21.
- [18] Chang C S, Pimbley W T, Conway H D. An analysis of metal fatigue based on hysteresis energy[J]. *Experimental Mechanics*, 1968, 8(3): 133 - 140.
- [19] Kliman V, Bily M. Hysteresis energy of cyclic loading[J]. *Mater Sci Eng A*, 1984, 68(1): 11 - 18.
- [20] Prasad N E, Vogt D, Bidlingmaier T, et al. High temperature, low cycle fatigue behaviour of an aluminium alloy (Al-12Si-CuMgNi) [J]. *Mater Sci Eng A*, 2000, A276(1-2): 283 - 287.
- [21] 姜凤春, 刘瑞堂. 一个新的低周疲劳准则[J]. *理化检验—物理分册*, 1998, 34(6): 17 - 19.
JIANG Feng-chun, LIU Rui-tang. A new criterion for low cyclic fatigue failure[J]. *PTCA (part A) — Physical Testing*, 1998, 34(6): 17 - 19.
- [22] 姚磊江, 童小燕, 吕胜利. 关于疲劳能量理论若干问题的讨论[J]. *机械强度*, 2004, 26(S): 278 - 281.
YAO Lei-jiang, TONG Xiao-yan, LÜ Sheng-li. Discussion on several questions about the fatigue energy theory[J]. *Journal of Mechanical Strength*, 2004, 26(S): 278 - 281.
- [23] 宋谋胜, 刘忠侠, 李继文, 等. 加钛方式与钛含量对 A356 合金组织和性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2004, 14(10): 1729 - 1735.
SONG Mou-sheng, LIU Zhong-xia, LI Ji-wen, et al. Effect of the titanium alloying manner and the titanium content on the microstructure and mechanical properties of A356 alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, 14(10): 1729 - 1735.

(编辑 陈爱华)