

Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的显微组织及其低周疲劳行为

车欣¹⁾ 梁兴奎²⁾ 陈丽丽³⁾ 陈立佳¹⁾ 李锋¹⁾

1) 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870; 2) 新东北电气集团(沈阳)高压开关有限公司, 沈阳 110025; 3) 沈阳晨光弗泰波纹管有限公司, 沈阳 110141

摘要 为了确定稀土元素 Sc 对 T6 态铸造 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金(质量分数)的低周疲劳行为的影响规律,研究了 T6 态铸造 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金和 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc 合金的低周疲劳行为。结果表明,在低的外加总应变幅下, Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金在整个疲劳变形期间均表现为循环应变硬化, Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc 合金在疲劳变形初期表现为循环应变硬化,在疲劳变形后期则表现为循环稳定;而当外加总应变幅较高时, Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金均呈现循环应变硬化。Sc 的加入可以有效地提高 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金的循环变形抗力和低周疲劳寿命。在较低的外加总应变幅下, T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的循环变形机制为平面滑移,而当外加总应变幅较高时则为波状滑移机制。

关键词 Al-Si-Cu-Mg 合金, Sc, T6 处理, 低周疲劳, 疲劳寿命, 循环应力响应, 循环变形机制

中图法分类号 TG146.2 文献标识码 A 文章编号

MICROSTRUCTURES AND LOW-CYCLE FATIGUE BEHAVIOR OF Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) ALLOY

CHE Xin¹⁾, LIANG Xingkuai²⁾, CHEN Lili³⁾, CHEN Lijia¹⁾, LI Feng¹⁾

1) School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, 2) New Northeast Electric (Shenyang) High Voltage Switchgear Co Ltd, Shenyang 110025; 3) Shenyang Aerosun-Futai Expansion Joint Co. Ltd, Shenyang 110141.

Correspondent: CHEN Lijia, professor, Tel: 024-25494501, E-mail: chenlj-sut@163.com

Supported by The Science and technology Research of Education Department of Liaoning Province (L2013056); The Science and technology Research of Science and Technology Bureau of Shenyang (F13-076-2-00)

Manuscript received 200*—**—**, in revised form 200*—**—**

ABSTRACT The Al-Si-Cu-Mg cast aluminum alloys have high mechanical properties and good cast performance.

Due to their excellent comprehensive properties, the Al-Si-Cu-Mg cast aluminum alloys have wide application, and have become one of the most important structural materials applied in the equipment manufacturing industry. Actually, many key components in practical engineering application are often subjected to the alternating load, and thus the fatigue failure has become an important factor which concerns the safety and economy for those structures used in various engineering fields. Although some researches for the fatigue behavior of aluminum alloys have been performed, but mainly focus on the regularity understanding. Especially, the influences of rare earth elements and heat-treat condition on the low-cycle fatigue behavior of aluminum alloys have not been comprehensively revealed. Obviously, the investigation concerning the microstructure and fatigue property of the Al-Si-Cu-Mg cast aluminum alloys can not only provide the theoretical basis for the development of new type cast aluminum alloys but also the reliable theoretical foundation for the safety design and reasonable use of these alloys. In order to determine the influence of rare earth element Sc on the low-cycle fatigue behavior of casting Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg alloy with T6 treated state, the cyclic stress response behavior, fatigue life behavior and cyclic deformation mechanism of the Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) cast aluminum alloys with T6 treated states under low-cycle fatigue loading condition were investigated. The results show that at the low total strain amplitude, the Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg alloy exhibits the cyclic strain hardening during whole fatigue deformation, while the Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) alloys exhibit the cyclic strain hardening in the initial stage of fatigue deformation and then the stable cyclic stress response in the later stage of fatigue deformation. At the higher total strain amplitudes, the Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) alloys exhibit the cyclic strain hardening. The addition of Sc can effectively enhance the cyclic deformation resistance and prolong the fatigue lives of the Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg alloy with T6 treated state. At the lower total strain amplitudes, the cyclic deformation mechanism of the Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) alloys with T6 treated state is the plane slip, while at the higher total strain amplitudes, the cyclic deformation mechanism becomes the wavy slip.

KEY WORDS Al-Si-Cu-Mg alloy, Sc, T6 treatment, low-cycle fatigue, fatigue life, cyclic stress response, cyclic deformation mechanism

Al-Si-Cu-Mg 铸造铝合金具有良好的铸造性能、抗蚀性能及较高的力学性能, 已广泛应用于生产生活中的各个领域. 近年来, 随着航空工业和汽车工业的迅速发展, 人们对铸件的力学性能尤其是疲劳性能的要求日益提高. 为了保证构件的安全服役, 需要对材料的疲劳特性有深入了解, 因此相关研究引起了国内外众多学者的广泛关注^[1~4]. Cáceres 等^[5]研究了显微组织对 Al-Si 系铸造铝合金疲劳行为的影响, 结果表明, 共晶 Si 相的二次晶枝间距 (SDAS) 对其疲劳寿命有较大影响: 当 SDAS 小于 60 μm 时, 随 SDAS 的增加合金的疲劳寿命逐渐降低, 而当 SDAS 大于 60 μm 时, 随 SDAS 的增加疲劳寿命有小幅升高, 而在 SDAS 等于 60 μm 时, 合金的疲劳寿命最低. Wang 等^[6]和陈振中等^[7]在研究 A357 铸造铝合金疲劳行为时发现, 合金中的某些富 Fe 脆性相 (如 Al_3FeSi 相、 $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ 相和 $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$ 相) 会显著降低合金的疲劳寿命. 在循环加载过程中, 疲劳裂纹倾向于在这些脆性相与 $\alpha\text{-Al}$ 基体界面处萌生, 并垂直于外加应力方向沿着第二相与基体界面扩展, 疲劳裂纹在脆性相与基体界面间的扩展速率比在均匀组织中快 1.5 倍; 而在均匀细小的合金组织中, 疲劳裂纹则萌生于滑移带与试样表面交界处, 并沿滑移带方向扩展. Bray 等^[8]总结了析出相对 Al-Cu-Mg 系合金疲劳裂纹扩展行为的影响规律, 发现 S' (Al_2CuMg), T1 (Al_2CuLi) 等析出相存在临界直径 d_c , 在疲劳变形过程中, 当析出相的直径小于 d_c 时, 位错可切过这些析出相并导致应变的不均匀分布, 产生滑移局域化. 在疲劳裂纹扩展过程中, 这种滑移局域化可以增强裂尖的屏蔽效应, 如粗糙度诱发的裂纹闭合以及裂纹偏折和分叉等, 从而降低裂纹扩展速率.

本工作针对铸造 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金 (质量分数, 下同) 进行了应变控制的疲劳实验, 探讨了稀土元素 Sc 对 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金低周疲劳变形行为的影响规律, 以期改善现有合金的性能以及新型抗疲劳铸造铝合金的进一步开发提供理论依据.

1 实验方法

实验所用材料为铸造 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金和 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc 合金. 稀土

元素 Sc 以 Al-2%Sc 中间合金的方式加入. 利用 SG-5-10 型坩埚电阻炉熔炼合金, 熔炼温度为 740 °C; 铸造工艺参数为: 铸型预热温度为 240 °C, 浇铸温度为 720 °C.

利用 SX-4-10 型箱式电阻炉对铸造疲劳试样进行固溶+时效处理 (T6), 采用的热处理工艺为: 固溶温度 520 °C、保温 8h 后水淬; 时效温度 175 °C、保温 6h 后空冷.

利用 Neophot-21 型卧式金相显微镜观察合金的显微组织, 所采用的腐蚀剂为: 2 mL HF+3 mL HCl+ 5 mL HNO₃+250 mL H₂O.

低周疲劳实验在 PLD-50 型电液伺服疲劳试验机上进行. 实验环境为实验室静态空气介质, 实验温度为室温. 采用轴向拉-压全反向总应变控制模式, 应变比 $R_e=-1$. 外加名义总应变幅在 0.25%~0.45% 之间, 加载波形为三角波, 循环频率为 1 Hz. 疲劳实验均进行至循环应力幅下降到疲劳变形过程中应力幅峰值的 80% 时为止, 且以此时所对应的循环周次作为合金在相应实验条件下的疲劳寿命. 每个应变幅至少使用 2 个试样.

利用 TECNAI20 型透射电子显微镜 (TEM) 观察合金中的析出相以及疲劳变形区的微观结构. TEM 样品制备过程为: 将手工研磨至 70 μm 的样品在 MTP-1A 型双喷机上进行电解减薄, 电解液成分 30 mL HNO₃ + 70 mL CH₃OH, 双喷电压为 15 V, 电流为 80~100 mA, 温度 ≤ -20 °C.

2 实验结果

2.1 合金的显微组织

图 1 所示为 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) 合金的显微组织. 可见, 合金的显微组织主要是由 α -Al 基体和球状或卵状的共晶 Si 相组成的. 对比图 1a 和 1b 可知, 加入稀土元素 Sc 可有效细化 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金的显微组织. 图 2 所示为固溶处理前后 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc 合金中 Al₃Sc 相的 TEM 像和选区电子衍射花样 (SAEDP). 可见, 固溶处理前后 Al₃Sc 相的形貌并未发生变化, 即合金凝固过程中析出的 Al₃Sc 相在固溶处理期间并未发生溶解. 图 3 所示为 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) 合金中 θ' (Al₂Cu) 相的 TEM 像和 SAEDP. 对比图 3a 和 b 可知, 含有 Sc 的合金中的 θ' 相数目更多, 显然, Sc 的加入促进了 θ' 相的沉淀析出.

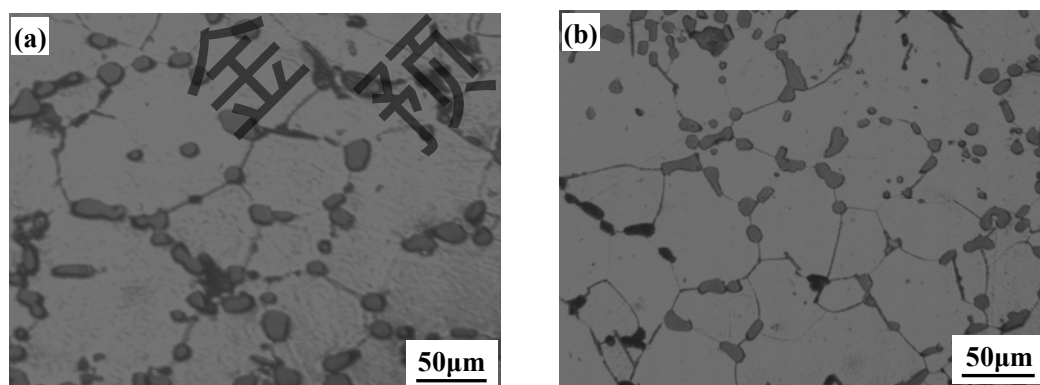
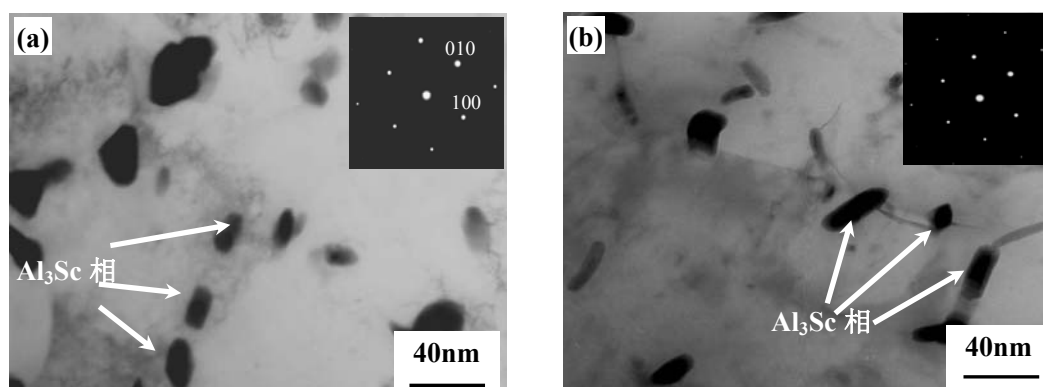


图 1 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的显微组织
Fig. 1 Microstructures of Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg (a) and Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc (b) alloys subjected to T6 treatment



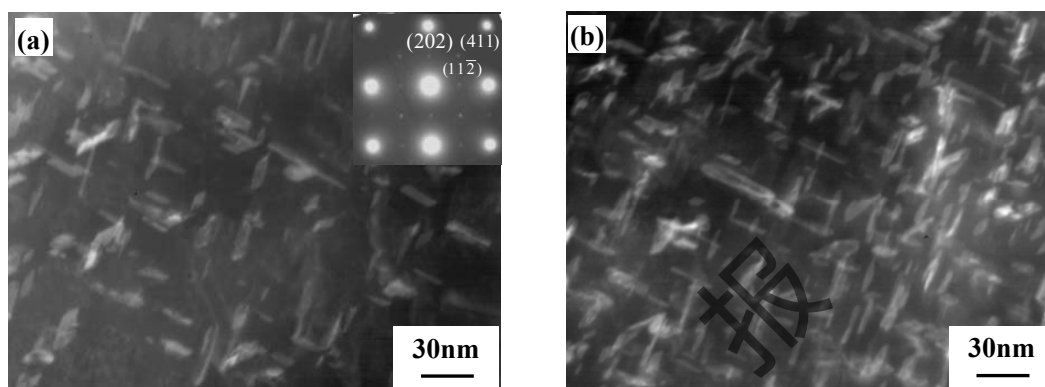
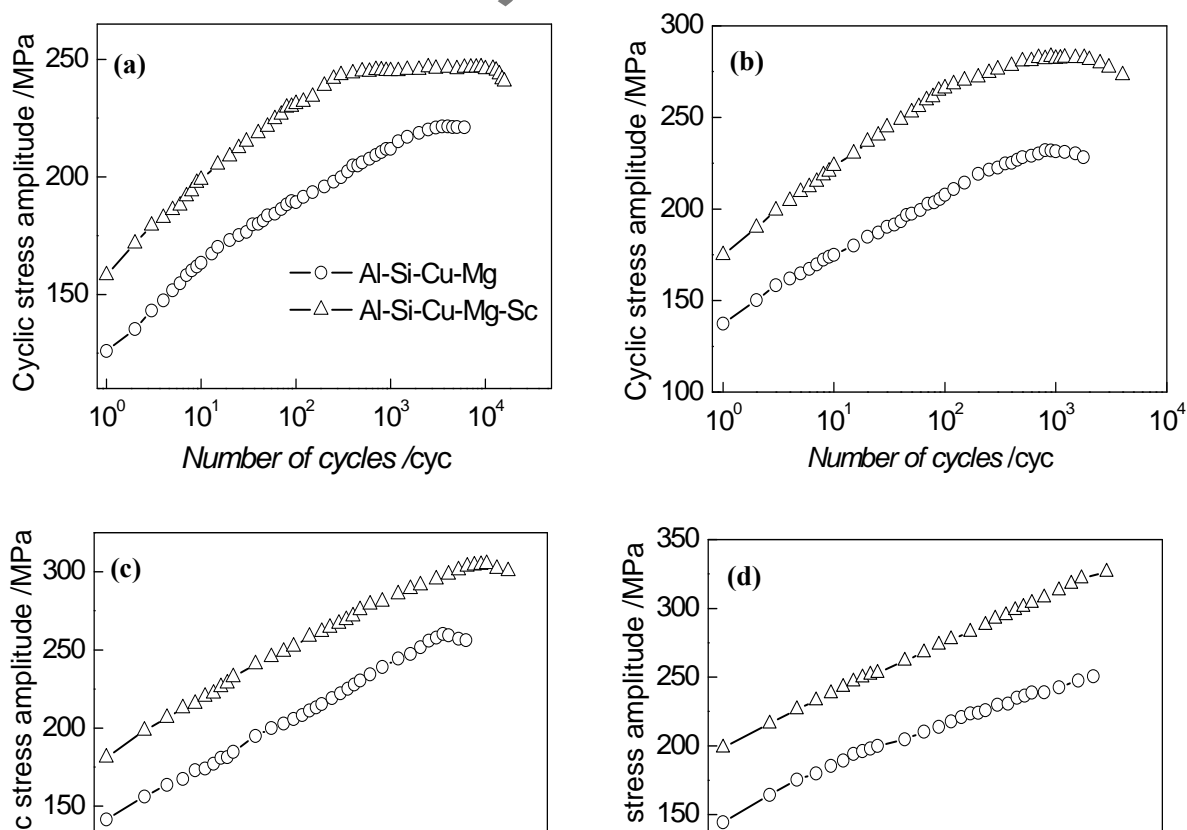


图3 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金中的 θ' (Al_2Cu) 相的 TEM 像和 SAEDP
 Fig. 3 TEM images of θ' (Al_2Cu) phase in Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg (a) and Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc (b) alloys subjected to T6 treatment (Inset in Fig. 3a shows SAEDP of Al_2Cu)

2.2 合金的循环应力响应行为

图4所示为经过T6处理后，铸造Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg合金和Al-9.0%Si-4.0% Cu-0.4%Mg-0.3%Sc合金在给定外加总应变幅下的循环应力响应曲线的比较。可以看出，在相同的外加总应变幅下，T6态Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc合金的循环应力幅明显高于相同热处理状态的Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg合金。当外加总应变幅 $\Delta\varepsilon_t/2=0.25\%$ 时，Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc合金的循环应力响应行为在疲劳变形过程中首先表现为循环应变硬化，且随着循环周次的增加，合金的硬化率呈现逐渐降低的趋势，并在疲劳变形的中后期呈现循环应变稳定的现象；Al-9.0%Si-4.0% Cu-0.4%Mg合金



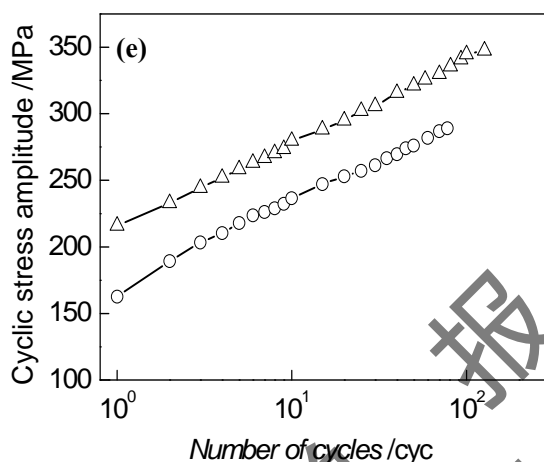


图 4 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金循环应力响应曲线的比较
Fig. 4 Comparison of cyclic stress response curves for Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg
(-0.3%Sc) alloys subjected to T6 treatment under the total strain amplitude
 $\Delta\epsilon_t/2=0.25\%$ (a), 0.3% (b), 0.35% (c), 0.4% (d), 0.45% (e)

在整个疲劳变形期间均发生循环应变硬化，但随着循环周次的增加，合金的硬化程度降低。当 $\Delta\epsilon_t/2=0.3\% \sim 0.45\%$ 时，2种合金在整个疲劳变形过程中均发生循环应变硬化，且当 $\Delta\epsilon_t/2$ 较高时，合金在整个疲劳变形其间均保持了较高的硬化率，并未出现随循环周次增加硬化率降低的现象。

2.3 合金的低周疲劳寿命行为

图 5 所示为 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 和 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc 合金的外加总应变幅-低周疲劳寿命的关系曲线。可以看出，Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc 合金的低周疲劳寿命均高于未添加 Sc 的 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金。可见，Sc 的加入可以提高 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金的低周疲劳寿命。

对于总应变控制的低周疲劳实验，通常可采用下式描述塑性应变幅 $\Delta\epsilon_p/2$ 、弹性应变幅 $\Delta\epsilon_e/2$ 与疲劳断裂时的载荷反向次数 $(2N_f)$ 之间的关系^[9]：

$$\Delta\epsilon_p/2 = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (1)$$

$$\Delta\epsilon_e/2 = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (2)$$

其中， ϵ'_f 为疲劳延性系数， c 为疲劳延性指数， σ'_f 为疲劳强度系数， b 为疲劳强度指数， E 为 Young's 模量。材料的循环应力-应变行为则可通过如下所示的指数定律来描述^[10]：

$$\Delta\sigma/2 = K'(\Delta\epsilon_p/2)^n \quad (3)$$

其中， $\Delta\sigma/2$ 是最大应力幅， K' 是循环强度系数， n 是循环应变硬化指数。

图 6 所示为 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) 合金的循环应力-应变曲线。图 7 所示为 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的应变幅-载荷反向周次关系曲线。可见，T6 态 Al-9.0%Si-

4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的弹性应变幅与载荷反向周次呈直线关系, 但其塑性应变幅与载荷反向周次在高应变幅区域的斜率小于低应变幅区域的斜率, 即其塑性应变幅与载荷反向周次呈双线性关系. 利用图中的实验数据, 采用线性回归分析方法, 即可确定 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的应变疲劳参数, 具体结果列于表 1 中.

表 1 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的应变疲劳参数
Tab. 1 Strain fatigue parameters Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) alloys subjected to T6 treatment

Alloy	σ'_f (MPa)	b	ϵ'_f (%)	c	K' (MPa)	n'	Remarks
Al-Si-Cu-Mg	394.74	-0.0822	2.8	-0.6594	333.93	0.0333	$\Delta\epsilon_f/2 \geq 0.35\%$
			1908.7	-1.5412			$\Delta\epsilon_f/2 \leq 0.35\%$
Al-Si-Cu-Mg-Sc	365.14	-0.0671	8.7	-0.4892	438.58	0.0416	$\Delta\epsilon_f/2 \geq 0.35\%$
			699519	-2.1887			$\Delta\epsilon_f/2 \leq 0.35\%$

Notes: σ'_f -fatigue strength coefficient, b -fatigue strength exponent, ϵ'_f -fatigue ductility coefficient, c -fatigue ductility exponent, K' -cyclic strength coefficient, n' -cyclic strain hardening exponent

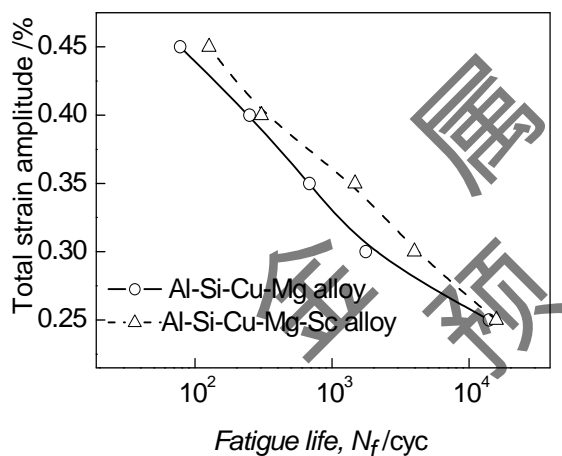


图 5 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的总应变幅-疲劳寿命关系曲线
Fig. 5 Total strain amplitude versus fatigue life curves for Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg (-0.3%Sc) alloys subjected to T6 treatment

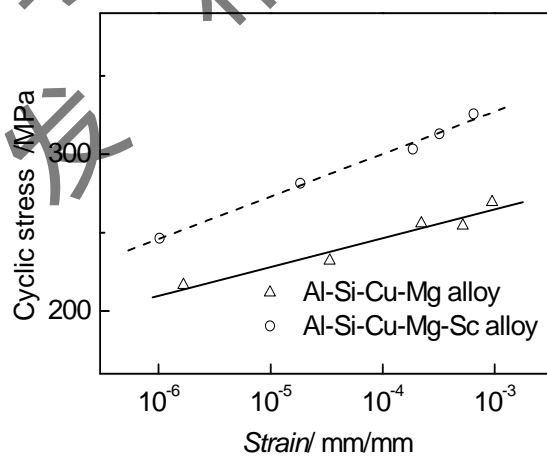


图 6 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的循环应力-应变曲线
Fig. 6 Cyclic stress-strain curves of Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg (-0.3%Sc) alloys subjected to T6 treatment

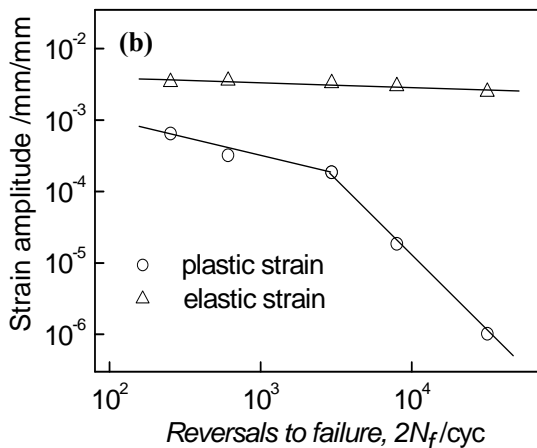
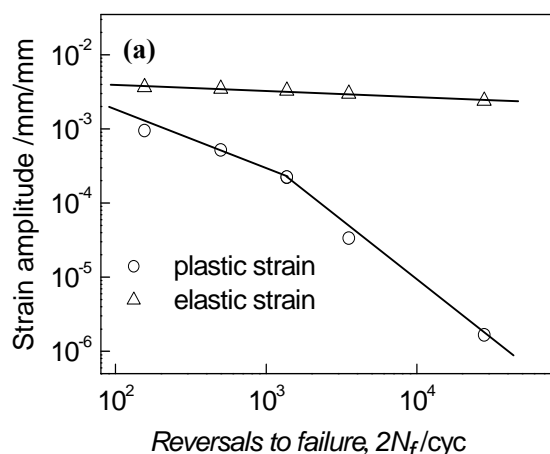


图 7 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的应变幅-载荷反向周次关系曲线
Fig. 7 Strain amplitudes versus reversals to failure curves of Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg (a) and Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc) (b) alloys subjected to T6 treatment

图 8 所示为 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金在疲劳变形后的位错组态. 可见, 当外加总应变幅较高时, T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金疲劳变形区的位错组态为胞状结构, 且在部分位错胞的内部存在着密度较高的位错. 这些胞状亚结构的形成是由于位错在运动过程中相互交截并形成不易运动的位错节点. 当可动位错运动至位错节点处, 其对可动位错的钉扎作用更为显著并形成密集的位错缠结, 这些位错缠结连接在一起, 构成了位错胞壁, 当位错胞壁首尾相连, 就会形成这些胞状亚结构^[11]. 胞状亚结构的胞壁主要由高密度的位错缠结构成, 而位错胞内部的位错密度则相对较低; 此时, 合金以波状滑移方式发生塑性变形. 而当外加总应变幅较低时, 疲劳变形区的位错组态为沿着 2 个不同方向呈交叉分布的滑移带 (图 8a 和 c 中箭头所示为滑移带方向), 这些相互交叉的滑移带在 (001)_{Al} 面上的投影几乎垂直^[12], 呈现典型的平面滑移机制.

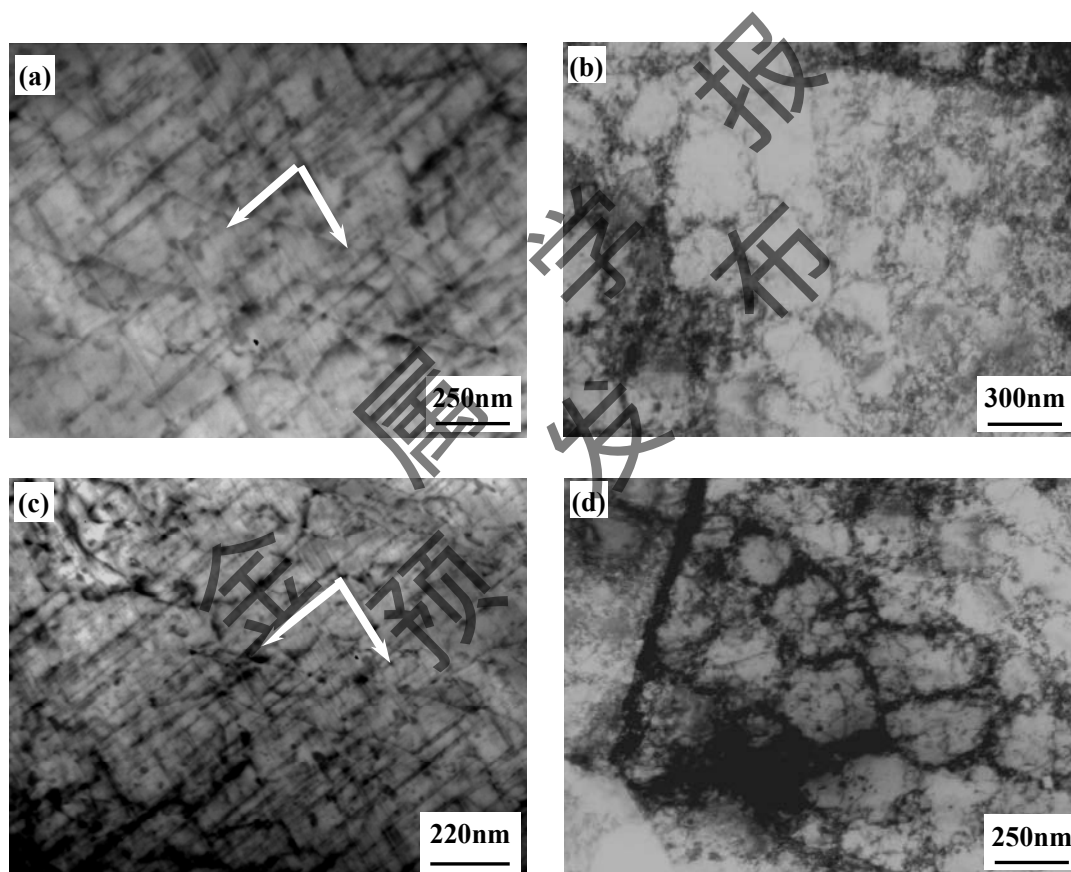


图 8 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金疲劳断裂后的位错组态

Fig. 8 Dislocation configurations in Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg alloy after fatigue failure deformation for 14000 cycles under $\Delta\varepsilon_t/2=0.25\%$ (a), 78 cycles at $\Delta\varepsilon_t/2=0.45\%$ (b) and Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc alloy 15876 cycles under $\Delta\varepsilon_t/2=0.25\%$ (c), 127 cycles under $\Delta\varepsilon_t/2=0.45\%$ (d) subjected to T6 treatment (arrow indicating the direction of slip bands)

3 分析与讨论

关于加入稀土元素 Sc 后可细化 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金组织的现象可作如下解释: (1) 对于铸造态合金, 在合金的凝固过程中, Sc 倾向于在固-液界面前沿的液相中富集, 导致成分过冷度增大, 有效地促进 α -Al 晶核的形成^[13]; 同时, 由于 Sc 在固-液界面的富集导致局部稀土浓度增加亦有利于 Al₃Sc 相的析出. 由于 Al₃Sc 相为 fcc 结构, 且与 α -Al 的点阵错配度仅为 1.5%, 与 α -Al 基体相具有良好的界面共格性. 因此, 这些先析出的 Al₃Sc 相在合金的凝固过程中可作为 α -Al 相的有效基底, 促进非均质形核, 起到

细化铸造态合金晶粒的作用^[14]。同时, Al_3Sc 相的熔点为 1320°C ^[15], 远高于固溶温度, 其形成后不会在固溶处理过程中发生溶解, 可有效抑制合金在固溶处理过程中 $\alpha\text{-Al}$ 基体相的长大。(2) 在合金的凝固过程中, 先期凝固的共晶 Si 相的表面存在一些与 $\alpha\text{-Al}$ 基体相具有孪晶关系的固有台阶, 这些固有台阶可为共晶 Si 相的生长提供有利的位置, 此时共晶 Si 相发生择优生长, 因此铸态 Al-Si 系列合金中的共晶 Si 相呈长针状^[16]。而加入 Sc 后, Sc 会吸附在共晶 Si 相表面的固有台阶上, 抑制共晶 Si 相的择优生长^[17]。在固溶处理过程中, 共晶 Si 相相貌的变化则是通过 Si 的扩散来实现的, 首先发生的是长针状共晶 Si 相的熔断, 同时 Si 相的棱角部位将发生钝化, 共晶 Si 相则由长针状演变成几段独立的短条状, 进而 Si 从条状共晶 Si 相的两端向中部扩散, 完成圆整化过程, 形成球状或卵状的 Si 相。一般来说, 在相同的固溶工艺下, 铸态组织中的针状共晶 Si 相越短, 发生熔断后条状共晶 Si 相的长度也相对较短, Si 原子扩散迁移距离亦随之减小, 最终共晶 Si 相的圆整化程度越高尺寸也越小。

Sc 对 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金 θ' 相时效析出行为的影响可以基于溶质原子与空位之间的相互作用加以分析^[18, 19]。Sc 与空位的结合能较高, Sc 与空位之间有很强的交互作用。在固溶处理过程中, 空位逐渐在 Sc 原子周围聚集, 经急冷处理后, Sc 周围聚集的空位坍塌形成位错环, Cu 原子在扩散过程中被吸附到位错的压应力场边缘, Cu 的大量偏聚可为 θ' 相的形核提供良好的基础, 加快了 θ' 相的时效析出过程。

在疲劳变形过程中出现的循环应变硬化现象与位错之间的交互作用以及位错与析出相之间的交互作用相关。图 9 a~c 所示为 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc 合金在 $\Delta\epsilon_f/2=0.25\%$ 下, 经过不同循环变形后疲劳变形区的位错组态(图中箭头所示为滑移带方向)。从图 9a 可以看出, 在疲劳变形区可以观察到杂乱分布的位错以及位错缠结现象。可以认为, 合金内部位错的迅速增殖以及位错缠结的形成是合金在疲劳变形初期硬化率较高的主要原因。从图 9b 可以看出, 经过 400cyc 循环变形后, 疲劳变形区的位错组态由疲劳变形初期杂乱分布的位错网逐渐演化成了沿单一方向相互平行的滑移带, 且滑移带之间存在一些自由运动的位错以及少量位错缠结。滑移带的形成, 可使原来杂乱分布的位错网重新排列, 产生了一定的软化效应, 因此, 合金在疲劳变形的这一阶段虽然也呈现循环硬化现象, 但硬化率要低于疲劳变形初期。从图 9c 可以看出, 经 1000cyc 循环变形后, 随着循环应力幅的增加, 当外加载荷达到了新滑移系开动所需的临界分切应力时, 新滑移系将开动, 在疲劳变形区出现了沿着不同滑移方向的交叉滑移带。与图 8c 比较, 在持续的变形过程中疲劳变形区的位错组态及位错密度并未发生显著变化, 此时, 虽然合金的循环应力幅仍处于较高水平, 但其硬化率则明显降低, 甚至在疲劳变形后期出现稳定的循环应力响应行为。图 9d 所示为 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc 合金在 $\Delta\epsilon_f/2=0.45\%$ 时, 经过 3 cyc 循环变形后疲劳变形区的位错组态。可见, 在疲劳变形区出现了大量杂乱分布的位错。随着循环周次的增加, 在疲劳变形区形成了大量的胞状亚结构(图 8d)。在循环变形过程中, 位错主要在未形成胞状亚结构的区域以及位错胞内部运动, 合金的硬化率会产生一定程度的降低; 但如果胞状亚结构在大部分区域快速形成, 且位错胞内部位错密度较高甚至出现位错缠结, 将会强烈的阻碍位错的运动, 此时合金的硬化率也会保持了较高的水平^[20]。合金宏观的循环应力响应行为是其变形抗力变化的直接体现, 因此, 位错的增殖以及位错在运动过程中形成位错缠结将使位错可动性降低, 导致位错运动阻力升高; 反之, 具有复杂组态的位错亚结构发生重构并演化成具有较小位错滑移阻力的位错组态, 则会产生软化效应。合金的循环应力响应行为则是上述硬化-软化机制共同作用的结果, 当两者相互竞争并最终平衡时则发生循环稳定的现象。

如前所述, 加入 Sc 后可显著地提高 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金的循环应力幅。产生这一现象主要有以下几点原因: (1) 加入 Sc 可以有效细化铸态合金的 $\alpha\text{-Al}$ 基体相晶粒, 并抑制其在 T6 处理过程中的长大, 加强了晶界强化作用; (2) 加入 Sc 后, 部分 Sc 固溶于 $\alpha\text{-Al}$ 基体中, 另外还有部分 Sc 以 Al_3Sc 相的形式析出(图 2), 从而产生固溶强化和第二相强化作用; (3) Sc 可以促进 θ' 相在时效阶段弥散析出, 增强了第二相强化的效果。

一般地, 合金的显微组织会对疲劳加载条件下裂纹的扩展过程产生影响^[21]。对于 Al-Si 系列铸造铝合金, 由于 $\alpha\text{-Al}$ 基体相和共晶 Si 相的塑性、弹性等力学性能存在较大差异, 在疲劳变形过程中, 合金中的 Si 相往往优先发生破坏。其具体过程为: 在外加载荷作用下, 位错主要是在 $\alpha\text{-Al}$ 基体相内部运动。当位错运动至 $\alpha\text{-Al}$ 基体相与共晶 Si 相的相界处时会在相界附近区域发生塞积, 并产生应力集中。共晶 Si 相尺寸越大, 就越容易在相界附近发生位错塞积, 产生应力集中的部位也就越多。当应力集中

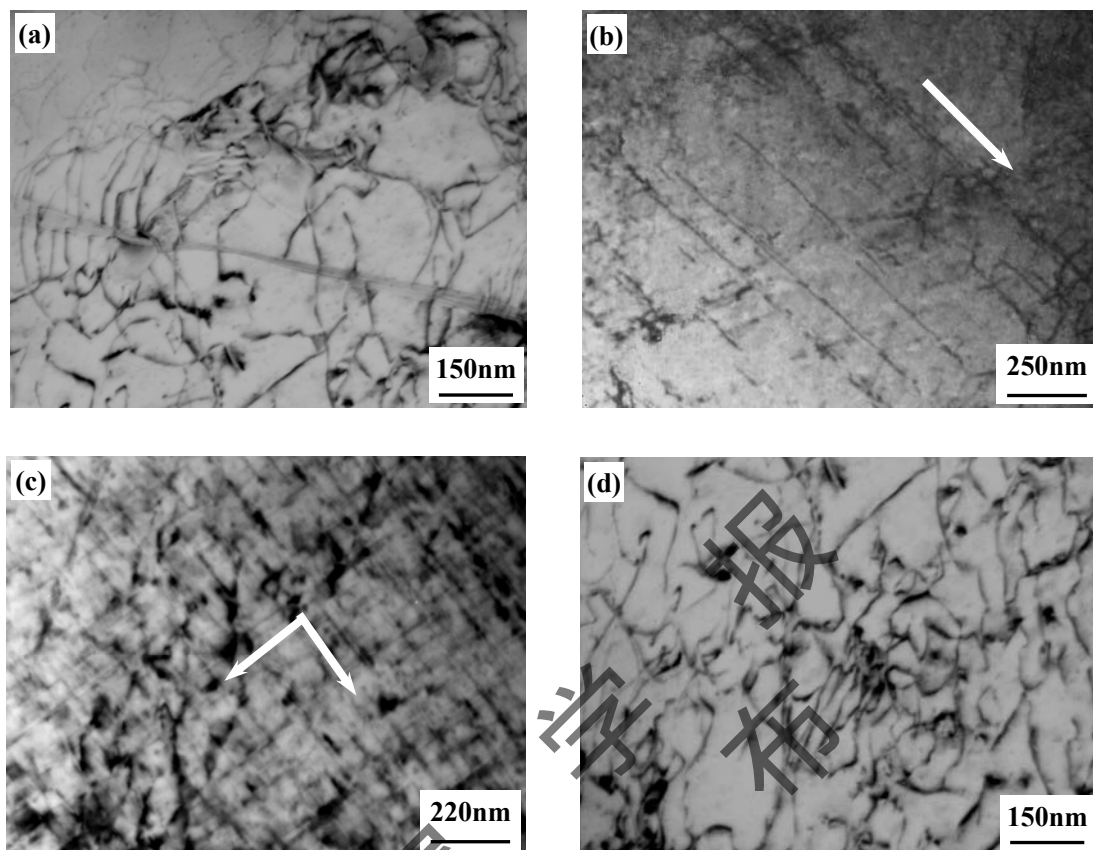


图9 T6态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc合金在 $\Delta\epsilon_i/2=0.25\%$ 和的外加总应变幅下经过不同循环周次的疲劳变形后的位错组态

Fig. 9 Dislocation configurations in Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg-0.3%Sc alloy after fatigue deformation for 10 (a), 400(b), and 1000(c) cycles at $\Delta\epsilon_i/2=0.25\%$ and 3 cycles at $\Delta\epsilon_i/2=0.45\%$ (d) subjected to T6 treatment after fatigue failure (arrow indicating the direction of slip bands)

超过共晶 Si 相本身的断裂强度或与其与基体的结合强度时, 就会导致共晶 Si 相开裂或沿界面脱黏, 最终导致微裂纹的形成^[22]. 添加 Sc 可以减小 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金中共晶 Si 相的尺寸, 故可降低在相界处产生的应力集中, 提高合金的低周疲劳寿命. 此外晶粒尺寸也会对疲劳裂纹的扩展行为产生影响^[23]. 晶界会对裂纹扩展直接起到阻碍作用, 对于 Al-Si 系铸造铝合金, 当 α -Al 基体相尺寸较小时, 其晶界数量增多, 疲劳裂纹在扩展过程中遇到晶界的频率也将增加, 其对裂纹扩展的阻碍作用亦会随之增大, 导致裂纹扩展速率降低并最终提高合金的疲劳寿命.

T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金的塑性应变幅-载荷反向周次呈双线性关系. 研究者^[24-27]已在其它材料中发现了类似的双线性行为, 并从滑移机制差异、晶界转动、微孪晶的形成、滑移系数量的改变等方面对其进行了解释. 对于 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金, 出现这一现象的原因可由高应变区和低应变区不同的塑性变形机制来进行理论解释^[25]: 在较低的应变幅下, 材料将发生不均匀的塑性变形, 位错的滑移主要集中于某些特定的滑移带, 这将导致滑移带在晶界附近发生堆积, 并在晶界处产生集中; 而在较高应变幅下, 位错的滑移较为均匀, 晶粒在较高的外加载荷作用下能够协调变形. 因此, 随着应变幅的增加合金的塑性变形机制的改变导致了塑性应变幅-载荷反向周次曲线斜率的变化.

4 结论

(1) 在较低的外加总应变幅下, T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金在疲劳变形前期表现为循环应变硬化, 且随着循环周次的增加, 合金的硬化率呈降低的趋势, 甚至出现稳定的循环应力响应行为; 而当外加总应变幅较高时, 2 种合金在整个疲劳变形过程中均呈现循环应变硬化现象.

(2) 加入稀土元素 Sc 后, 可在提高 T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg 合金的循环变形抗力的同时延

长合金的低周疲劳寿命.

(3) 低周疲劳加载条件下, T6 态 Al-9.0%Si-4.0%Cu-0.4%Mg(-0.3%Sc)合金塑性变形机制与外加应变速率密切相关: 当外加总应变幅较低时, 合金的塑性变形机制为平面滑移; 而当外加总应变幅较高时, 合金的塑性变形机制为波状滑移.

参考文献

- [1] Wang X, Chen G Q, Li B, Wu L M, Jiang D M. *Rare Metals*, 2010, 29(1): 66
- [2] Mo D F, He G Q, Hu Z F, Zhang W H. *J Mater Eng*, 2010 (7): 92
(莫德峰, 何国球, 胡正飞, 张卫华. 材料工程, 2010 (7): 92)
- [3] Wang G Q, Bian X F, Wang W M, Zhang J Y. *Mater Lett*, 2003, 57(24~25): 4083
- [4] Sjölander E, Seifeddine S. *J Mater Process Technol*, 2010, 210(10), 1249
- [5] Caceres C H, Griffiths J R, Reiner P. *Acta Mater*, 1996, 44(1): 25
- [6] Wang Q G, Caceres C H, Griffiths J R. *Metall Mater Trans A*, 2003, 34(12): 2901
- [7] Cheng Z Z, Xie C H, Zhu C X. *Light Met*, 2010 (7): 58
(陈振中, 解传浩, 朱成香. 轻金属, 2010 (7): 58)
- [8] Bray G H, Glazov M, Rioja R J, Li D, Gangloff R P. *Int J Fatigue*, 2001, 23: 265
- [9] Raske D T, Morrow J. *ASTM STP 465*, 1969: 1
- [10] Coffin L F. *ASTM STP 520*, 1973: 5
- [11] Miura Y, Joh C H, Katsube T. *Mater Sci Forum*, 2000, 331~337: 1031
- [12] Zhou K, Li Y Q. *Chin J Nonferrous Met*, 1997, 7(4): 97
(周昆, 李云卿. 中国有色金属学报, 1997, 7(4): 97)
- [13] Kendig K L, Miracle D B. *Acta Mater*, 2002, 50(16): 4165
- [14] Li F, Wang Y, Chen L J, Zheng L, Zhou J Y. *J Mater Sci*, 2005, 40(6): 1529
- [15] Kendig K L, Miracle D B. *Acta Mater*, 2004, 50(16): 4165
- [16] Sjölander E, Seifeddine S. *J Mater Process Technol*, 2010, 210(10): 1249
- [17] Kim M, Hong Y, Cho H. *Met Mater Int*, 2004, 10(6): 513
- [18] Zhou M Z. *PhD Thesis*, Chang Sha: Central South University, 2010.
(周明哲. 长沙: 中南大学博士学位论文, 2010.)
- [19] Dvydov V G, Rostova T D, Zakharov V V, Filatov Y A, Yelagin V I. *Mater Sci Eng A*, 2000, 280(1): 30
- [20] Watanabe C, Jin C Y, Monzen R, Kitagawa K. *Mater Sci Eng A*, 2004, 387~389: 552
- [21] Lados D A, Apelian D. *Mater Sci Eng A*, 2004, 385(1~2): 200
- [22] Lee F T, Major J F, Samuel F H. *Metall Mater Trans A*, 1995, 26(6): 1553
- [23] Li M J, Hu H Y, Xing X S. *Acta Phys Sinica*, 2003, 52(8): 2092
(李眉娟, 胡海云, 邢修三. 物理学报, 2003, 52(8): 2092)
- [24] Yin Z M, Pan Q L, Zhang Y H, Jiang F. *Mater Sci Eng A*, 2000, 280: 151
- [25] Saisrinadh K V, Singh V. *Metall Mater Trans A*, 2007, 38(8): 1868
- [26] Chen L J, Wu W, Liaw P K. *Acta Metall Sin*, 2006, 42(9): 952
(陈立佳, 吴崑, Liaw P K. 金属学报, 2006, 42(9): 952)
- [27] Singh V, Sundararaman M, Chen W, Wahi R P. *Metall Trans A*, 1991, 22(2): 499

*辽宁省教育厅科学技术研究项目 (L2013056), 沈阳市科技局科学技术
研究项目 (F13-076-2-00)

收到初稿日期: 200*—**—**, 收到修改稿日期: 200*—**—**

作者简介: 车欣, 男, 朝鲜族, 1981年生, 讲师