

Available online at www.sciencedirect.com**SciVerse ScienceDirect**

Procedia Engineering 27 (2012) 1808 – 1816

**Procedia
Engineering**www.elsevier.com/locate/procedia

2011 Chinese Materials Conference

Effects of the grain refiner Mg-Al-C master alloy on the low cycle fatigue life of AZ91D magnesium alloy

Yesheng Li^{*}, Xianliang Huang, Qunqiang Fu, Ganwei Liu, Hong Li, Yang Liu*School of Materials and Chemical Engineering, Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, China*

Abstract

Adding various amounts of Mg-Al-C (Mg:Al:C=1:3:1, in weight ratio) grain refiner in AZ91D as-cast magnesium alloy can not only effectively refine the alloy grain but also substantially enhance the mechanical properties (including low cycle fatigue life). As the addition of Mg-Al-C grain refiner reaches 1.2%(wt), which is the most proper in ratio, the average grain size of the alloy is reduced from the maximum 162 μ m with no addition of grain refiner to the minimum 57 μ m, and the alloy can offer the best comprehensive mechanical properties. At the same strain amplitudes, the low cycle fatigue life of the magnesium alloy is proportional to the grain degree refined. When total strain amplitude, $\Delta\epsilon/2$ is 0.2%, the fatigue life of AZ91D + 1.2%Mg-Al-C alloy can reach 13615 cycles, compared with 7694 cycles of AZ91D with no refiner added; when $\Delta\epsilon/2$ reaches to 1.2%, the fatigue life of AZ91D alloy is improved from 21 cycles up to 113 cycles after adding 1.2%(wt) Mg-Al-C. Summarily, in the low-cycle fatigue experiments, both the initiation and propagation life of the fatigue crack can be prolonged with the addition of the grain refiner, so the whole fatigue life is increased.

© 2011 Published by Elsevier Ltd. Selection and/or peer-review under responsibility of Chinese Materials Research Society. Open access under [CC BY-NC-ND license](http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/3.0/).

Keywords: AZ91D magnesium alloy; grain refiners; microstructure; mechanical properties; low-cycle fatigue

晶粒细化剂 Mg-Al-C 中间合金对 AZ91D 镁合金低周疲劳寿命的影响

黎业生^{*}, 黄先亮, 付群强, 刘赣伟, 李洪, 刘洋*江西理工大学材料与化学工程学院, 江西赣州 341000*

^{*} Corresponding author. Tel:+86-797-8313334; fax: +86-797-8312471.
E-mail address: nfylyiesheng@tom.com.

摘要

在 AZ91D 合金中加入不等量的晶粒细化剂 Mg-Al-C(质量比 Mg:Al:C=1:3:1)中间合金,发现该合金可以有效地细化 AZ91D 合金的铸态晶粒,使合金的综合力学性能(包括低周疲劳寿命)得到大幅度提高。当添加 1.2 (wt.%)Mg-Al-C 时,合金的平均晶粒尺寸由原始的 162 μm 细化到 57 μm ,达到最小化,此时合金的综合力学性能最佳。在相同应变幅下,镁合金低周疲劳寿命的大小与晶粒细化程度成正比;当总应变幅 $\Delta\epsilon_r/2$ 为 0.2%时,未添加细化剂的 AZ91D 合金疲劳寿命为 7694 周次,添加了 1.2%Mg-Al-C 的合金疲劳寿命提高到 13615 周次;当 $\Delta\epsilon_r/2$ 为 1.2%时,合金的疲劳寿命也从 21 周次升高到 113 周次。分析认为,在低周疲劳实验中,晶粒细化剂的添加同时提高了合金疲劳裂纹的萌生寿命和扩展寿命,从而延长了整个疲劳寿命。

关键词: AZ91D 镁合金; 晶粒细化剂; 组织; 力学性能; 低周疲劳

镁合金作为一种轻质结构材料,在工程中的应用越来越广泛,如何安全使用镁合金开始受到人们的广泛关注。然而,目前无论在国外或国内,对镁合金疲劳性能的研究尚处于初级阶段,主要表现在:关于密排六方结构镁合金的疲劳性能与显微组织之间关系的研究远没有对体心立方结构材料(如钢铁材料)和面心立方结构材料(如铝、铜及其合金)研究的深入;绝大多数研究工作主要集中在镁合金的高周疲劳行为和疲劳裂纹扩展行为方面,而对较复杂的低周疲劳行为则研究得很少,相关研究成果尚未系统化^[1, 2]。因此,研究显微组织对镁合金低周疲劳寿命的影响对于扩大镁合金在工程中的应用具有非常重要的意义。本实验以广泛使用的 AZ91D 为基体合金,在其基础上加入不同含量晶粒细化剂 Mg-Al-C,研究其对镁合金低周疲劳寿命的影响。

1. 实验方法

本实验采用 AZ91D+x Mg-Al-C (x 的取值为 0, 0.3%, 0.6%, 0.9%, 1.2%) 合金为研究对象,所用原料为纯镁、纯铝、纯锌以及 Mg-Al-C (质量比 Mg:Al:C=1:3:1)中间合金。其中, AZ91D 合金的化学成分(wt%)为 8.7~9.2%Al、0.78~0.94%Zn 及少量杂质 Fe、Si(均 $\leq 0.5\%$)等。

合金的熔炼工艺为:实验材料在 150 $^{\circ}\text{C}$ 下预热;坩埚预热至暗红色后装入镁锭、铝锭,再适量撒上一层自制覆盖剂(MgCl₂-KCl-NaCl-BaCl₂ 等氯盐)保护熔体,调温至 710~730 $^{\circ}\text{C}$ 使之完全熔化;按炉次分别加入不同含量 Mg-Al-C 中间合金后(考虑烧损量),升温至 820 $^{\circ}\text{C}$ ~840 $^{\circ}\text{C}$,并进行适当搅拌,精炼 3~5 分钟后,再将温度升高到 730~750 $^{\circ}\text{C}$,保温 3 分钟左右,浇注试样。取出后在空气中冷却,最后精加工成标准金相试样、拉伸试样和疲劳试样。

低周疲劳试验参照 GB/T15248-94 在 MTS858 液压伺服疲劳试验机上进行。采用对称拉压循环 ($R_e = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = -1$),三角波形加载,室温,应变幅范围为 $2 \times 10^{-3} \sim 1.2 \times 10^{-2}$,样品加载至断裂或应力幅下降 70%为止,采用的循环频率为 1HZ。在高倍 AXIOSKOP2 型金相显微镜配合数字图像采集系统+MIAPS 图像分析软件观察、分析合金组织及晶粒度。在 WdW3200 微机控制电子万能材料试验机上进行室温拉伸性能测试。

2. 实验结果及分析

2.1. 晶粒细化剂 Mg-Al-C 对 AZ91D 镁合金显微组织的影响

图 1 所示为 AZ91D 镁合金试样铸态时的金相显微组织。从图中可观察到, AZ91D 合金铸态组织由尺寸较大的树枝状基体 α -Mg 和在晶界上不连续网状分布的黑色 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成。

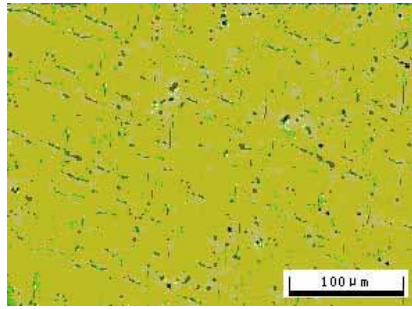


图1 AZ91D 镁合金铸态金相显微组织

Fig.1 Microstructure of as casting AZ91D alloy

图 2 为 AZ91D+Mg-Al-C 镁合金的显微组织。对比图 1 中 AZ91D 镁合金试样的显微组织，加入 0.3% 的 Mg-Al-C 合金后， α -Mg 基体明显变细，沿晶界的析出物明显变少，有颗粒状化合物出现，如图 2(a)所示。加入 0.6% 的 Mg-Al-C 合金后， α -Mg 细化程度提高且均匀性较好，黑色析出相变得弥散，原先的大块状聚集变小，粒状化合物数量增多，如图 2(b)所示。当添加 Mg-Al-C 含量至 0.9% 时， α -Mg 进一步细化， β 相断网破碎，细化，分布均匀，粒状化合物继续增加，如图 2(c)所示。当 Mg-Al-C 含量加至 1.2% 则使得 α -Mg 更显著细化， β 相分布更趋均匀，粒状化合物呈弥散分布，如图 2(d)所示。

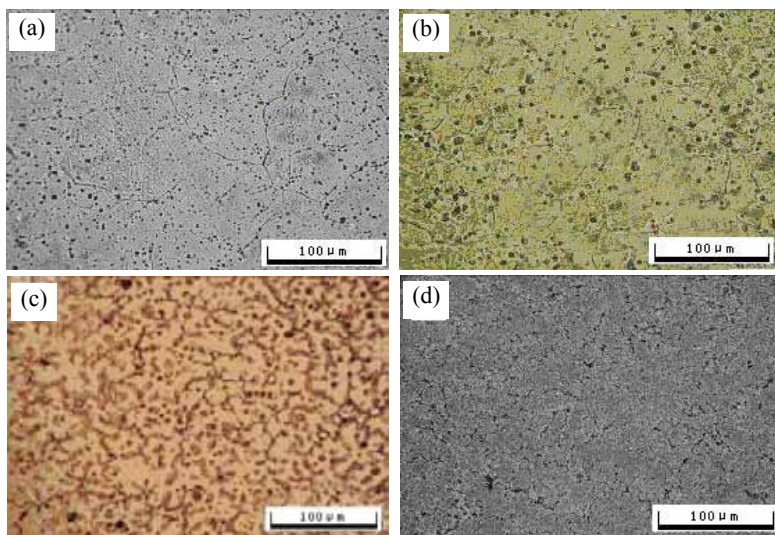


图 2 AZ91D+Mg-Al-C 镁合金铸态金相显微组织

Fig.2 Microstructure of as cast AZ91D+Mg-Al-C alloys. (a) AZ91D+0.3%Mg-Al-C, (b) AZ91D +0.6%Mg-Al-C, (c) AZ91D+0.9%Mg-Al-C, (d) AZ91D +1.2%Mg-Al-C

图 3 给出了晶粒细化剂 Mg-Al-C 的添加量与 AZ91D 镁合金平均晶粒尺寸的关系。可见，合金晶粒尺寸随着 Mg-Al-C 添加量的增加呈持续下降的趋势。当 Mg-Al-C 含量为 0.3%、0.6%、0.9%、1.2% 逐步增加时时，合金的平均晶粒尺寸由未添加细化剂的 162 μ m 分别降为 112 μ m、

88 μm 、76 μm 和 57 μm ，降低幅度分别为 30.9%、45.7%、53.1%和 64.8%。由此可见，晶粒细化剂 Mg-Al-C 对 AZ91D 镁合金具有明显的晶粒细化作用。当 Mg-Al-C 添加量为 1.2%时，晶粒尺寸达到最细化。

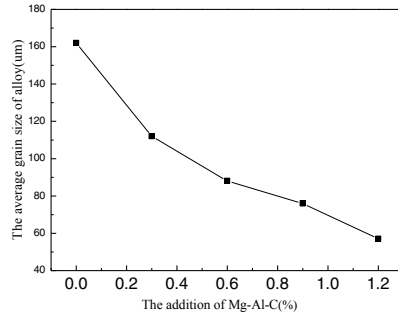


图 3 Mg-Al-C 的含量与合金平均晶粒尺寸的关系

Fig.3 Relation of Mg-Al-C content with average grain size of the alloys

图 4、图 5 分别为 AZ91D、AZ91D+1.2%Mg-Al-C 镁合金的 XRD 衍射图谱。由图可知，AZ91D 合金组织由 α -Mg 和 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成，而 AZ91D+1.2%Mg-Al-C 合金组织由 α -Mg、 β -Mg₁₇Al₁₂ 和 Al₄C₃ 相组成。由此可推断，加入一定量 Mg-Al-C 后，AZ91D 合金组织中出现的粒状化合物应为 Al₄C₃，这与文献^[3, 4]的研究结果相一致。

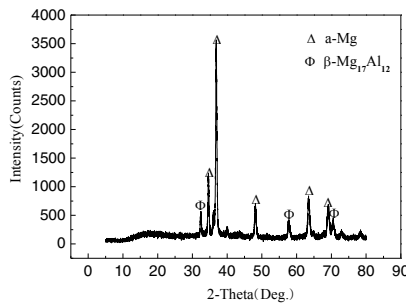


图 4 AZ91D 镁合金的 XRD 谱

Fig.4 XRD spectra of AZ91D alloy

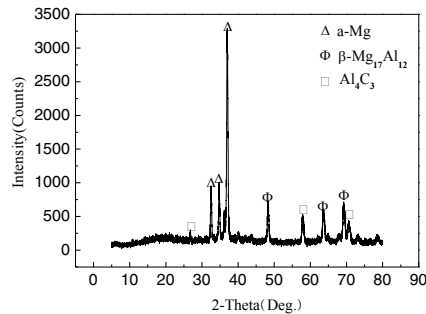


图 5 AZ91D+1.2%Mg-Al-C 镁合金的 XRD 谱

Fig.5 XRD spectra of AZ91D+1.2%Mg-Al-C alloy

2.2. 晶粒细化剂 Mg-Al-C 对 AZ91D 镁合金拉伸性能的影响

AZ91D+ x Mg-Al-C 镁合金的力学性能如表 1 所示。由表 1 数据得出，晶粒细化剂 Mg-Al-C 的添加使 AZ91D 基体合金的 σ_b 、 σ_s 、 ψ 和 E 弹性模量都得到较大提高。当晶粒细化剂 Mg-Al-C 的添加量 1.2%时，合金的 σ_b 、 σ_s 分别由为添加细化剂的 152.13MPa、103.09MPa 升高到 255.63MPa、140.34MPa，升高幅度分别达到 68.2%、36.1%， ψ 也从 1.3%升高到了 8.6%， E 从 0.85GPa 升高到 1.42GPa，上升幅度明显。此时合金的综合力学性能最佳。

表 1 AZ91D+ x Mg-Al-C 合金的拉伸性能

Table1 Tensile properties of the AZ91D+ x Mg-Al-C alloys

Alloy	Tensile strength	Yield strength	Reduction of area	yield ratio	Elastic modulus
	σ_b (MPa)	σ_s (MPa)	ψ (%)	σ_s/σ_b	E (GPa)
AZ91D	152.13	103.09	1.30	0.68	0.85
AZ91D+0.3%Mg-Al-C	186.68	118.62	3.90	0.64	1.10
AZ91D+0.6%Mg-Al-C	207.31	123.44	4.60	0.60	1.18
AZ91D+0.9%Mg-Al-C	223.44	129.79	5.90	0.58	1.32
AZ91D+1.2%Mg-Al-C	255.63	140.34	8.60	0.55	1.42

2.3. 晶粒细化剂 Mg-Al-C 对 AZ91D 镁合金低周疲劳寿命的影响及其机制

2.3.1. Mg-Al-C 对 AZ91D 镁合金低周疲劳寿命的影响

在不同外加总应变幅 ($\Delta\epsilon_t/2$) 下 AZ91D+ x Mg-Al-C 合金的低周疲劳寿命具体值如表 2 所示。由表 2 可以看出, 随着外加总应变幅的升高, AZ91D+ x Mg-Al-C 合金的低周疲劳寿命均明显减小; 在相同的外加总应变幅下, 加入了晶粒细化剂 Mg-Al-C 的 AZ91D 合金的低周疲劳寿命均明显高于 AZ91D 基体合金。在 $\Delta\epsilon_t/2$ 为 0.2% 时, AZ91D+Mg-Al-C 合金使 AZ91D 基体合金的疲劳寿命从 7694 周提高到了 13615 周, 在 $\Delta\epsilon_t/2$ 为 1.2% 时, AZ91D+Mg-Al-C 合金使基体合金的疲劳寿命从 21 周上升到 113 周; 且对于加入 Mg-Al-C 的四种合金而言, 随着晶粒细化剂添加量的增加, 在相同外加应变幅下, 合金的低周疲劳寿命呈现不断增大的趋势, 直到 Mg-Al-C 添加量为 1.2%, 晶粒相对最细化时, AZ91D+1.2%Mg-Al-C 合金的低周疲劳寿命最长。

表 2 AZ91D+ x Mg-Al-C 镁合金在不同外加总应变幅下的低周疲劳寿命 (周次)

Table 2 Low cycle fatigue life for AZ91D+ x Mg-Al-C alloys under different strain conditions (cycles)

Alloy	Total strain amplitude					
	0.2%	0.4%	0.6%	0.8%	1.0%	1.2%
AZ91D	7694	2619	627	158	54	21
AZ91D+0.3%Mg-Al-C	8992	3354	852	296	113	48
AZ91D+0.6%Mg-Al-C	9800	4000	1000	460	170	65
AZ91D+0.9%Mg-Al-C	11260	4862	1453	503	259	95
AZ91D+1.2%Mg-Al-C	13615	6014	2097	658	342	113

Raske 和 Morrow^[5]指出, 对于总应变控制的低周疲劳实验, 总应变幅 $\Delta\epsilon_t/2$ 可以改写成弹性应变幅 $\Delta\epsilon_e/2$ 和塑性应变幅 $\Delta\epsilon_p/2$ 之和, 即^[6]:

$$\Delta\epsilon_t/2 = \Delta\epsilon_p/2 + \Delta\epsilon_e/2 \quad (1)$$

利用 Coffin-Manson 公式:

$$\Delta\epsilon_p/2 = \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (2)$$

以及 Basqin 公式:

$$\Delta \varepsilon_e / 2 = \sigma_f' (2N_f)^b / E \tag{3}$$

式中: 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; $2N_f$ 为发生疲劳破坏时的载荷反向次数; E 为杨氏模量

在双对数坐标上建立 $\Delta \varepsilon_e / 2 - 2N_f$ 关系曲线, 曲线可以分解为两条直线: 塑性线 $\Delta \varepsilon_p / 2 - 2N_f$ 与弹性线 $\Delta \varepsilon_e / 2 - 2N_f$, 它们交点对应的寿命称做转变寿命, 又称过渡寿命 $2N_T$, 它表明塑性分量和弹性分量对寿命在此点的贡献相同。在短寿命一侧, 即当 $2N_f \ll 2N_T$ 时, 塑性应变幅比弹性应变幅作用更大, 材料的疲劳由延性控制。在长疲劳寿命一侧, 即当 $2N_f \gg 2N_T$ 时, 弹性应变幅比塑性应变幅作用更大, 疲劳寿命由断裂强度来决定。

将公式 2 和公式 3 代入公式 1 中, 得到总应变幅与低周疲劳寿命之间的关系为

$$\Delta \varepsilon_t / 2 = \varepsilon_f' (2N_f)^c + \sigma_f' (2N_f)^b / E \tag{4}$$

显然, 如果通过一系列低周疲劳试验确定出式(3)和 (4)中的各个应变疲劳参数的具体数值, 即可得到 $\Delta \varepsilon_t / 2 - 2N_f$ 关系式的具体表达形式, 并进而以外加总应变幅为参数对合金的低周疲劳寿命进行预测。

图 6、图 7 分别为 AZ91D、AZ91D+ Mg-Al-C 镁合金的总应变幅 $\Delta \varepsilon_t / 2$ 、塑性应变幅 $\Delta \varepsilon_p / 2$ 和弹性应变幅 $\Delta \varepsilon_e / 2$ 与载荷反向次数 $2N_f$ 之间的双对数关系曲线, 其中 $\Delta \varepsilon_p / 2$ 和 $\Delta \varepsilon_e / 2$ 均由半寿命时的循环滞后回线(即应力—应变曲线)求得。

可见, 对于 AZ91D、AZ91D+ Mg-Al-C 合金而言, 其 $\Delta \varepsilon_p / 2 - 2N_f$ 、 $\Delta \varepsilon_e / 2 - 2N_f$ 之间的关系均可分别用公式 2、公式 3 来描述。利用图 6、图 7 中的试验数据, 采用线性回归分析方法, 即可确定出 AZ91D+ x Mg-Al-C 合金的各个应变疲劳参数值。具体的计算结果列于表 3 中。

σ_f' 、 b 、 ε_f' 、 c 为应变疲劳参量, 它们是综合评定材料疲劳性能的指标。 σ_f' 、 b 两参量反映材料的应力疲劳性能, 若 σ_f' 高、 b 低, 材料就具有高的循环应力阻力。 ε_f' 、 c 两参量反映材料的应变疲劳性能, 若 ε_f' 高、 c 低, 则材料具有高的循环应变阻力。由表 3 可知, AZ91D+Mg-Al-C 合金比 AZ91D 合金具有更高的循环应力阻力和循环应变阻力, 合金的疲劳性能得到较大幅度的提高。AZ91D+Mg-Al-C 合金的具体应变疲劳参数与 Mg-Al-C 的添加量密切相关: 随着 Mg-Al-C 含量的增加, 疲劳延性系数 ε_f' 和疲劳强度系数 σ_f' 均呈现不断增大的趋势, 而疲劳延性指数 c 和疲劳强度指数 b 则呈相反的变化规律, 不断减小。

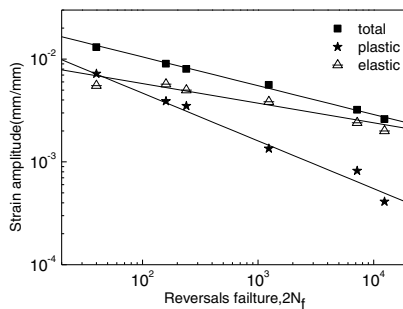


图 6 AZ91D 镁合金的应变幅-载荷反向周次关系曲线

Fig.6 Strain amplitude versus to failure curves of AZ91D alloy

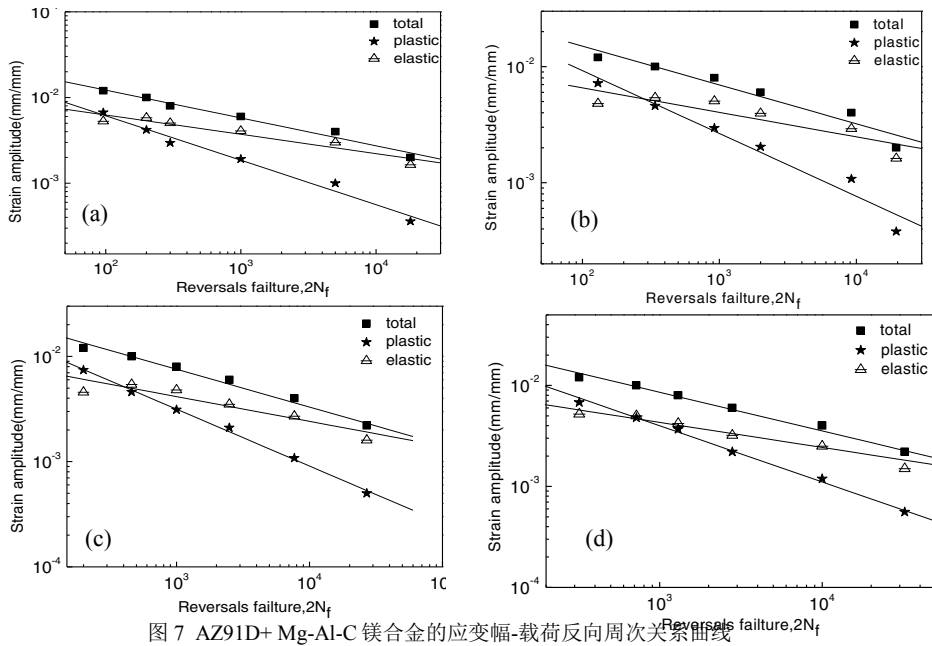


图 7 AZ91D+ Mg-Al-C 镁合金的应变幅-载荷反向周次关系曲线

Fig.7 Strain amplitude versus to failure curves of AZ91D+ Mg-Al-C alloys. (a) AZ91D+0.3%Mg-Al-C, (b) AZ91D+0.6%Mg-Al-C, (c) AZ91D+0.9%Mg-Al-C, (d) AZ91D+1.2%Mg-Al-C

表 3 AZ91D+ x Mg-Al-C 镁合金的应变疲劳参数

Table 3 Strain fatigue parameters for AZ91D+ x Mg-Al-C alloys

Alloy	ϵ'_f (%)	c	σ'_f (MPa)	b	$2N_f$ (cycles)
AZ91D	3.3	-0.465	118	-0.191	40
AZ91D+0.3%Mg-Al-C	6.7	-0.526	175	-0.211	83
AZ91D+0.6%Mg-Al-C	11.2	-0.539	196	-0.225	280
AZ91D+0.9%Mg-Al-C	13.4	-0.541	256	-0.228	418
AZ91D+1.2%Mg-Al-C	14.3	-0.546	277	-0.234	720

由表 3 还可看出, AZ91D+ Mg-Al-C 合金均表现出比 AZ91D 基体合金更高的过渡疲劳寿命, 说明晶粒细化剂 Mg-Al-C 的加入可有效地提高合金过渡疲劳寿命, 且随着 Mg-Al-C 含量的增加, AZ91D+ Mg-Al-C 合金的过渡疲劳寿命呈现不断增大的趋势, 直到晶粒达到最细化的 AZ91D+1.2%Mg-Al-C 合金表现出最高的过渡疲劳寿命。

2.3.2. 晶粒细化剂对镁合金低周疲劳寿命的影响机制

疲劳研究的目的是定寿和延寿。工程应用中, 将结构件的疲劳寿命分成裂纹形成寿命和裂纹扩展寿命分别进行估算, 然后求和即得疲劳总寿命。本节将分别从疲劳裂纹萌生和扩展两方面着手, 探讨晶粒细化剂对 AZ91 镁合金疲劳裂纹萌生和扩展寿命的影响机制。

2.3.2.1. 晶粒细化剂的添加提高了镁合金的疲劳裂纹萌生寿命

疲劳微观裂纹主要是由不均匀的局部滑移和显微开裂引起，晶粒细化剂 Mg-Al-C 的加入改善了引起裂纹形成的方式，使合金的形成寿命得到了延长。

(1) 提高了材料的滑移抗力。金属在循环应力的长期作用下，会在某些局部薄弱区域形成驻留滑移带引起疲劳裂纹的萌生。由表 1 可见，在 AZ91D 基体中加入晶粒细化剂 Mg-Al-C 后，合金的屈服强度大幅度提高，表明合金抵抗起始塑性变形的能力增大，导致材料滑移抗力增大。

(2) 降低了相界面和夹杂物的脆性，提高了相界面强度等因素。从图 1~3 中可以看出，在 AZ91D 基体合金中随着 Mg-Al-C 添加量 (0~1.2%) 的增加，合金平均晶粒尺寸不断减小，微观组织也发生明显变化，树枝晶消失，存在于晶界的网状 β 相逐渐碎断呈颗粒状弥散分布于晶体中，减少了第二相或夹杂物的数量，降低其脆性，提高了相界面强度，从而抑制或延缓了疲劳裂纹在第二相或夹杂附近萌生，提高合金疲劳抗力，延长其裂纹萌生寿命。(3) 抑制了晶界裂纹的形成。加入晶粒细化剂后的合金，晶粒变得细小，位错源到晶界的距离中所塞积的位错数目变少，因位错塞积引起的应力集中变小，则产生驻留滑移带的机会减少。且晶界有阻碍微裂纹的长大和连接的作用，由于相邻晶粒内滑移系的取向不同，微裂纹只有穿过晶界，才能与相邻晶粒内的微裂纹连接，或向相邻晶粒内扩展，才能形成宏观尺度的疲劳裂纹。因而晶粒细化有利于延长疲劳裂纹形成寿命。

2.3.2.2. 晶粒细化剂的添加提高了镁合金的疲劳裂纹扩展寿命

疲劳裂纹扩展可分为三个阶段，其中第一和第三阶段寿命较短，第二阶段即疲劳稳态扩展区在疲劳裂纹扩展寿命中占据主导地位，其寿命的长短决定了整个疲劳扩展阶段的寿命。

文献^[7]根据裂尖材料元的断裂模型，并考虑到裂纹尖端的钝化和门槛值的存在，导出了疲劳裂纹扩展速率表达式^[7-9]为：

$$da/dN = B(\Delta K - \Delta K_{th})^2 \quad (5)$$

式中 B 是疲劳裂纹扩展系数，是与拉伸性能和裂纹扩展机制有关的常数。由式 (5) 可知， $\Delta K \leq \Delta K_{th}$ 时， $da/dN = 0$ 。在这一阶段，裂纹扩展速率主要取决于裂纹扩展系数 B。而 B 的值取决于材料性能和裂纹在第二阶段的扩展机制。由于 AZ91D 加入晶粒细化剂后疲劳裂纹主要以沿晶机制扩展，故 B 值可按式计算^[7-9]：

$$B = 1/2\pi E \sigma_f \varepsilon_f \quad (6)$$

且

$$\varepsilon_f = -\ln(4 - \varphi_k) \quad (7)$$

$$\sigma_f = \sigma_b(1 + \varphi_k) \quad (8)$$

式中：E 为材料的杨氏弹性模量； σ_f 为材料的断裂强度；

ε_f 为材料的断裂延性； φ_k 为材料的断面收缩率；

由式 (5) ~ (8) 可知，材料的弹性模量、断面收缩率对疲劳裂纹扩展速率起决定作用。

由表 2 可知，在 AZ91D 合金中加入晶粒细化剂后，材料的弹性模量和断面收缩率都得到较大幅度升高。利用式 (6) ~ (8) 求出的疲劳裂纹扩展系数 B 随着晶粒细化剂的添加而变小，导致合金在第二阶段疲劳裂纹扩展速率降低。由于第二阶段的扩展寿命在整个疲劳扩展寿命中处于主导地位，故晶粒细化延长了疲劳裂纹的整体扩展寿命。

3. 结论

1. 晶粒细化剂 Mg-Al-C 的添加可以有效地细化 AZ91D 基体合金的晶粒,改善 β -Mg17Al12 相的大小和分布。当 AZ91D 基体中加入 1.2%Mg-Al-C 后，合金的平均晶粒尺寸从 162 μm 降到 57 μm ，达到最小化。

2. 晶粒细化剂 Mg-Al-C 的添加使 AZ91D 基体合金的弹性模量、抗拉强度、屈服强度和断面收缩率均得到较大提高；当 Mg-Al-C 的添加量为 1.2% 时，合金的屈服强度由未加细化剂的 103MPa 升高到 140MPa，断面收缩率也提高到了 8.6%，此时合金的综合力学性能最佳。
3. 加入晶粒细化剂使 AZ91D 基体合金的低周疲劳寿命得到大幅度提高。在相同外加应变幅下，镁合金低周疲劳寿命的大小与晶粒细化程度成正比；在添加量为 0~1.2% 范围内，添加 1.2% Mg-Al-C 时，同时延长了 AZ91D 合金疲劳裂纹的萌生寿命和扩展寿命，从而使其低周疲劳寿命最长。故可认为，晶粒越细化，镁合金的低周疲劳寿命越长。

Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge the financial supports from the science and technology foundation of education department and industrial plan program of science and technology bureau of Jiang Xi Province, P.R.China under the contract of No.18, 2004 and No.188,2006, respectively.

References

- [1] Gao HT, Wu GH, Ding WJ. Review on the fatigue behavior of magnesium alloys. *Foundry Technology* 2003;**23(4)**:266-268.
- [2] Chen LJ, Liu Zh, Hu ZQ. Present and development of research on fatigue behavior of magnesium alloys. *Journal of Shenyang University of Technology* 2005;**27(3)**:253-257.
- [3] Wang ZQ, Liu XF, Bian XF, Zhang JY. Analysis of DSC and XRD on Al-C reaction. *Foundry* 2003;**52(17)**: 80-83.
- [4] Gao YB, Zhang JS, Pei LX. Grain refinement of Al-C and Al-Ti-C master alloy on AZ91 alloy. *Research Studies On Foundry Equipment* 2004;**6**: 20-22.
- [5] Raske DT, Morrow J. Mechanics of materials in low-cycle fatigue testing. *American Society for Testing and Materials* 1969;**15(2)**: 22-26
- [6] Suresh, S. Fatigue of materials (Translated by Wang zhongguang). Beijing: Defence industry press, 1993. 361-373.
- [7] Tomkins B. Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids. *Philosophical Magazine* 1968;**12(8)**:122-128.
- [8] Zheng X, Hirt M. Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels. *International Journal of Fracture* 1982;**18(2)**: 965-974.
- [9] Zheng XL. A simple formula for fatigue crack propagation and a new method for the determination of ΔK . *Engineering Fracture Mechanics* 1987;**27(3)**: 465-475.