

铸造镁合金疲劳研究现状

安如爽^{1,2} 苏 鑫^{1,2} 冯志军^{1,2} 李宇飞^{1,2}
(1.沈阳铸造研究所有限公司; 2.高端装备轻合金铸造技术国家重点实验室)

摘 要 归纳了典型铸造镁合金的疲劳强度和疲劳寿命研究现状,介绍了铸造镁合金疲劳裂纹的萌生及扩展机制,以及基体组织、晶粒尺寸、第二相、铸造缺陷和工作环境等多种因素对镁合金疲劳性能的影响规律,总结了提高镁合金疲劳性能的方法,最后对铸造镁合金疲劳方面的研究进行了展望。

关键词 铸造镁合金;疲劳性能;疲劳裂纹;强化方法

中图分类号 TG146.22 文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.02.026

开放科学(资源服务)标识码(OSID):

Research Progress in Fatigue Behavior of Cast Magnesium Alloy

An Rushuang^{1,2}, Su Xin^{1,2}, Feng Zhijun^{1,2}, Li Yufei^{1,2}
(1.Shenyang Foundry Research Institute Co., Ltd.;
2.State Key Laboratory of Light Alloy Casting Technology for High-end Equipment)

Abstract: The fatigue strength and fatigue life of typical cast magnesium alloys were reviewed, and the initiation and propagation mechanism of fatigue cracks in cast magnesium alloys were described. The effects of the matrix microstructure, grain size, the second phase, the casting defects and working environment on the fatigue properties of magnesium alloys were expounded, and the methods to improving the fatigue properties of magnesium alloys were pointed out. Finally, the future tendency on magnesium alloy fatigue was put forward.

Key Words: Casting Magnesium Alloy, Fatigue Properties, Fatigue Crack, Strengthening Methods

根据加工工艺不同,可将镁合金分为铸造镁合金和变形镁合金;根据应用领域不同,将镁合金分为通用镁合金和特殊镁合金。本课题主要将现有铸造通用镁合金和铸造特殊镁合金的高周、低周疲劳性能及拟合参数进行总结,为铸造镁合金的工程应用以及后续的铸造镁合金疲劳性能的进一步研究提供参考。

1 常用铸造镁合金的疲劳性能

1.1 铸造通用镁合金

目前,对于铸造通用镁合金,关于其常温下、空气中的高、低周疲劳性能研究较多。后续研究应该侧重于在高温和低温下、腐蚀介质中的疲劳,同时研究添加不同稀土元素后合金的疲劳性能,从而获得各种工况下疲劳性能更加优良的通用铸造镁合金^[1,2]。

1.1.1 Mg-Al-Zn(AZ)系镁合金

AZ系合金以AZ91镁合金为代表,具有优良的铸造性能和力学性能,工程上主要用于铸造形状复杂的薄

壁压铸件,但主要是关于常温、空气中的疲劳研究,而对低周疲劳性能的研究报道较少,高周疲劳性能研究相对较多。

常超^[3]获得了铸态AZ91-0.15Y镁合金疲劳性能曲线(见图1)。刘晓莹等^[4]获得了重力铸造AZ91镁合金的疲劳强度(循环次数为10⁷时)为58 MPa。杨友等^[5]研究了铸态AZ91D镁合金的高周疲劳行为,确定AZ91D、AZ91D-T4、AZ91D-T6镁合金的条件疲劳强度(循环基数为10⁷)分别为54.5、71.5、65.2 MPa。刘晓

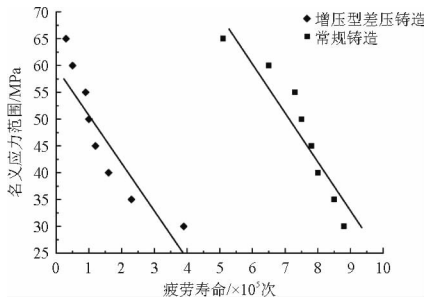


图1 AZ91-0.15Y 镁合金铸态试样的疲劳性能^[3]
Fig.1 Fatigue performance of the AZ91-0.15Y alloy

收稿日期:2020-08-14;修改稿收到日期:2020-09-27

第一作者简介:安如爽,男,1994 年出生,工程师,沈阳(110022),E-mail:549582292@qq.com

引用格式:安如爽,苏鑫,冯志军,等. 铸造镁合金疲劳研究现状[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(2):251-257.
AN R S, SU X, FENG Z J, et al. Research progress in fatigue behavior of cast magnesium alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(2):251-257.

莹^[6]获得了压铸 AZ91、AZ91-1.0Ce-0.4Ca、AZ91-1.0Si-0.4Ca 镁合金的疲劳强度(循环次数为 10⁷ 时)分别为 68.1、90.2、78.9 MPa。

1.1.2 Mg-Al-Mn(AM)系镁合金

AM50 镁合金是 AM 系代表合金,常在抗冲击载荷及安全设置高的环境应用,如座椅、汽车轮毂、车轮等,有时在要求塑性高且要求耐蚀性的环境来代替 AZ91D。刘马宝等^[7]研究发现,在大气环境中,压铸态 AZ91HP 和 AM50HP 镁合金的疲劳强度分别为 90 MPa、100~110 MPa;两种铸造镁合金在 3.5% 的 NaCl 溶液中均无疲劳极限,而且两者的腐蚀疲劳寿命显著低于大气环境中的疲劳寿命^[8]。李红^[9]研究了不同状态 Mg-Al-Mn-Gd 和 Mg-Al-Mn-Ce 镁合金的疲劳性能,并拟合得到不同状态两种镁合金的应变疲劳参数分别见表 1 和表 2。

表 1 不同状态 Mg-Al-Mn-Gd 镁合金的应变疲劳参数^[9]

Tab.1 Strain fatigue parameters of Mg-Al-Mn-Gd alloy in different treatment states

条件	$\epsilon'_f/\%$	c	σ'_f/MPa	b	K'/MPa	n'
压铸态	2.11	-0.375	622.53	-0.167	1 227.97	0.353
时效态	3.53	-0.407	512.95	-0.140	425.92	0.180

注: c 为疲劳性指数; b 为疲劳强度指数; ϵ'_f 为疲劳塑性系数; σ'_f 为疲劳强度系数; K' 为循环强度系数; n' 为循环应变硬化指数

表 2 不同状态 Mg-Al-Mn-Ce 镁合金的应变疲劳参数^[9]

Tab.2 Strain fatigue parameters of Mg-Al-Mn-Ce alloy in different treatment states

条件	$\epsilon'_f/\%$	c	σ'_f/MPa	b	K'/MPa	n'
压铸态	7.93	-0.503	1 424.36	-0.250	687.60	0.260
时效态	5.26	-0.550	551.42	-0.172	387.61	0.153

1.1.3 Mg-Al-Si (AS)镁合金

AS 系合金具有良好的强度、塑性以及抗高温蠕变性能。李峰等^[10]研究了 AS41 压铸镁合金的低周疲劳行为,不同状态下 AS41 压铸镁合金的应变疲劳拟合参数见表 3。

表 3 压铸态和固溶态 AS41 镁合金的应变疲劳参数^[10]

Tab.3 Strain fatigue parameters of AS41 magnesium alloy in die casting and solid solution state

条件	$\epsilon'_f/\%$	c	σ'_f/MPa	b	K'/MPa	n'
压铸态	1.320	-0.325 01	408.000	-0.127 03	1 003.70	0.338 97
固溶态	0.501	-0.163 87	417.388	-0.117 94	5 955.25	0.605 12

1.1.4 Mg-Al-RE (AE)镁合金

AE42 耐热镁合金是 AE 系合金的代表,目前发展比较成熟并有潜力代替结构材料,所以系统研究该系列镁合金的疲劳性能具有重要意义。吴伟等^[11]研究了 AE42 压铸镁合金低周疲劳行为,并通过拟合运算得到不同状态 AE42 铸造镁合金的低周疲劳应变参数见表

4。

表 4 不同状态 AE42 镁合金的应变疲劳参数^[11]

Tab.4 Strain fatigue parameters of AE42 magnesium alloy at different treatment states

条件	$\epsilon'_f/\%$	c	σ'_f/MPa	b
压铸态	1.561	-0.339	2 725.6	-0.218
固溶+时效态	1.402	-0.319	928.3	-0.232

1.2 铸造特殊镁合金

铸造特殊镁合金一般含有稀土元素,由于在高温下,稀土原子扩散速度缓慢,所以镁稀土化合物的耐热性非常优良,可在 200 ℃ 以上的高温环境下使用。含稀土镁合金可通过在基体中析出弥散相的方式强化基体,所以铸造特殊镁合金是一种高强耐热镁合金,未来有望在航空航天领域得到广泛应用。

Mg-Nd-Zn-Zr 合金具有较高的强度、低的稀土含量和良好的成形性能,与常规商用 AZ91D 合金相比,该合金具有优良的室温与高温力学性能和耐腐蚀性能。

李智峰等^[12]研究了铸造 Mg-3Nd-0.2Zn-Zr (NZ30K)镁合金的高周疲劳行为,得到循环次数为 10⁷ 时 GSC-NZ30K-T6 镁合金和 GPC-NZ30K 镁合金的条件疲劳强度分别为 75.27 MPa 和 76.39 MPa。刘洪汇^[13]使用成组试验法确定 Mg-Nd-Zn-Zr 镁合金的 S-N 曲线,得到循环次数为 10⁷ 时晶粒尺寸分别为 596 μm 和 94 μm 时合金的条件疲劳强度分别为 60 MPa 和 70 MPa。不同晶粒尺寸对应的疲劳强度见表 5。

表 5 Mg-Nd-Zn-Zr 合金在不同晶粒尺寸下的疲劳强度^[13]

Tab.5 Fatigue strength of the Mg-Nd-Zn-Zr alloy with different grain size

晶粒尺寸/ μm	疲劳强度/MPa			
	10 ⁴	10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷
94	—	98.4	76.8	70
596	111.2	80.8	63.6	60

Mg-Gd-Y-Zr 系合金在轻量化需求极大的航空航天工业,拥有广阔的应用前景。江龙康^[14]研究发现,当循环次数为 10⁷ 时,砂型低压铸造和金属型重力铸造的 GW103K 铸态合金的条件疲劳强度均为 90 MPa,两者 S-N 曲线基本相同;T6 热处理后,循环次数为 10⁷ 时砂型低压铸造和金属型重力铸造的 GW103K 镁合金的条件疲劳强度分别为 110 MPa 和 100 MPa。

Mg-Gd-Zn-Zr 镁合金是新开发的新型稀土镁合金,具有良好的室温力学性能和高温蠕变性能,非常适合用于制备汽车结构件。HE Z L 等^[15]研究得到半连续铸造 Mg-2.5Gd-1Zn-0.16Zr 镁合金在循环次数为 10⁷ 时,条件疲劳强度为 105±8 MPa。

Mg-Gd-Y-Nd-Zr 镁合金是一种可广泛应用于制造飞行器结构件的高强耐热镁合金。目前关于该系列铸

造镁合金的低周疲劳数据很少。许道奎^[8]研究了铸态 Mg-7Gd-5Y-1Nd-0.5Zr 镁合金的高周疲劳行为,得到循环次数为 10^6 时合金在空气和不同加载频率下的条件疲劳强度均为 120 MPa,而在盐水中加载频率为 20 Hz 和 5 Hz 时合金的条件疲劳强度分别为 80 MPa 和 60 MPa。

WE43 镁合金是一种高强耐热稀土镁合金,具有良好的室温强度和高温强度。LI H Z 等^[16]研究了两种热处理条件下铸造 Mg-3.5Y-2.4Nd-0.5Zr (WE43) 镁合金的低周疲劳行为,疲劳寿命曲线见图 2,不同 T6 热处理条件下,总应变、弹性应变和塑性应变幅值与合金失效时循环次数的关系见图 3。EIFER A J 等^[17]获得了 WE43A-T6 的 S-N 曲线,见图 4。

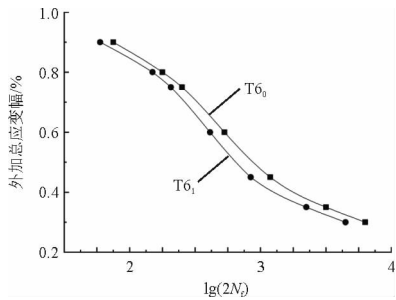


图 2 T6₀ 与 T6₁ 态 Mg-3.5Y-2.4Nd-0.5Zr 镁合金的疲劳寿命的比较^[16]

Fig.2 Comparison of fatigue life of the Mg-3.5Y-2.4Nd-0.5Zr alloy under T6₀ heat treatment and T6₁ heat treatment

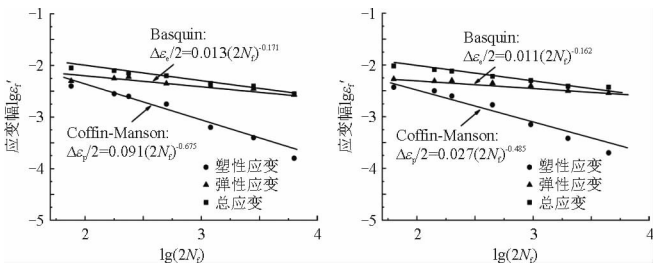


图 3 不同 T6 热处理条件下,总应变、弹性应变和塑性应变幅值与合金失效时循环次数的关系^[16]

Fig.3 Relation between the amplitude of total strain, elastic strain and plastic strain and the number of cycles with failure of the alloy under different T6 heat treatment conditions

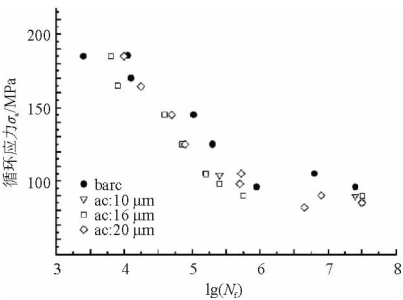


图 4 疲劳数据与非线性拟合曲线, $N \geq 3 \times 10^7$ ^[17]

Fig.4 Fatigue data and nonlinear fitting curve, $N \geq 3 \times 10^7$

2 镁合金疲劳裂纹的萌生和扩展机制

2.1 铸造镁合金疲劳裂纹萌生机制

微观裂纹形成之后,扩展、长大为宏观裂纹,一般将微观裂纹长大到 0.05~0.1 mm 长的所用时间定义为裂纹萌生期^[18]。目前,可以确定的是当铸造镁合金表面或内部含有较多铸造缺陷时,这些铸造缺陷会引起应力集中,进而诱发疲劳裂纹萌生。研究发现,诱发铸造镁合金疲劳裂纹形核的主要因素是其表面或者亚表面的气孔、夹杂和缩松等铸造缺陷^[4~6,19~22];也有研究表明,当试样内部的冶金缺陷比较严重时,由于缺陷处存在严重的应力集中,进而会在试样内部的缺陷处萌生裂纹^[23]。

HE Z L 等^[15]发现,半连续铸造 Mg-2.5Gd-1Zn-0.16Zr 镁合金的疲劳裂纹源是试棒表面的氧化物,但疲劳试验之前检测到试棒表面并无氧化膜,进而推测这些氧化膜是疲劳试验过程中裂纹萌生部位的单滑移与环境相互作用而产生的。ZHANG P 等^[24]发现,金属型重力铸造 AZ91D 和 Mg-2.99Nd-0.18Zn-0.38Zr 两种镁合金的表面和亚表面无铸造缺陷,T6 处理后的两种试样的疲劳裂纹主要是由表面滑移带开裂引起的。LI H Z 等^[16]发现,经 T6₀ (525 °C 保温 4 h,之后 225 °C 保温 34 h) 处理的合金的疲劳裂纹萌生于位错在析出相中的堆积,而经过 T6₁ (520 °C 保温 8 h,之后 225 °C 保温 16 h) 处理的合金的疲劳裂纹萌生于晶界处。原因是经过 T6₀ 处理的合金的析出相较经 T6₁ 处理的析出相更细小、致密,对位错运动的阻碍能力更强,而经过 T6₁ 处理的合金的析出相体积分数较低,位错将绕过析出相而堆积在晶界处。因此,对于表面和亚表面不含任何铸造缺陷的镁合金中,表面滑移带的开裂,晶界或亚晶界处的开裂以及第二相、夹杂物或其晶界处的开裂是疲劳裂纹萌生的 3 种主要形式。后续需要通过采用更多先进铸造技术以及更先进的表面处理方法,减少或消除铸造镁合金表面或亚表面的铸造缺陷,进而提高其疲劳性能。

2.2 铸造镁合金疲劳裂纹扩展机制

疲劳裂纹萌生所用时间和裂纹扩展至瞬时断裂所用时间共同构成了铸件的疲劳寿命,但对于表面或亚表面存在较多铸造缺陷的铸造镁合金来说,缺陷处严重的应力集中促进疲劳裂纹的快速萌生,因此铸件疲劳寿命的长短主要取决于铸件疲劳裂纹扩展至断裂所耗时间的长短。所以,为了准确预测和提高铸件疲劳寿命,关于铸造镁合金疲劳裂纹扩展机制的研究得到关注。

当受到垂直于长度方向的拉伸载荷时,裂纹张开,

当受到垂直于长度方向的压缩载荷后,疲劳裂纹闭合,随着拉压载荷的循环加载,裂纹在反复的张开与闭合过程中变长。LAIRD C 模型^[25]是较为经典的疲劳裂纹扩展机制,见图 5,在初始无载荷作用时,裂纹尖端非常尖锐而且保持闭合(见图 5a)。当开始受到拉应力作用时,裂纹尖端会被逐渐拉开,尖锐程度开始下降,尖端曲率半径逐渐增大(见图 5b)。当受到拉应力继续增大至最大值时,裂纹尖端张开程度增大至完全张开(见图 5c)。而当最大拉应力逐渐转为压应力时,裂纹尖端由最大张口逐渐闭合(见图 5d)。当受到的压应力继续增大至最大值时,裂纹尖端张口程度逐渐减小至完全闭合(见图 5e)。如此,在循环载荷的作用下,裂纹发生反复张开与闭合,长度变长,并形成与长度方向垂直的裂纹条带。裂纹扩展可分为两个阶段^[26]:第一阶段时,剪应力分量控制裂纹扩展,此时微裂纹数量较多,但是大多数裂纹不会发生扩展,只有少数几个裂纹会发生扩展,扩展方向为沿着最大剪应力的滑移平面,扩展速率一般比较缓慢;随着裂纹长度增加,只存在一个裂纹会继续扩展,其扩展方向与拉应力方向垂直,该阶段称为裂纹扩展的第二阶段。研究发现,长裂纹可由许多小裂纹通过合并与扩展形成,而环境温度和铸件的显微组织状态显著影响裂纹的扩展路径,室温下,裂纹容易沿着枝晶间区域向前扩展,而高温下,疲劳裂纹会穿过枝晶区域向前扩展^[27]。

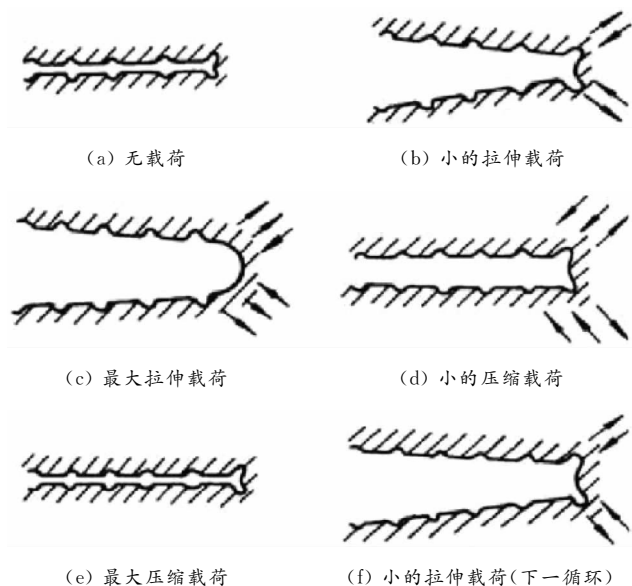


图 5 Laird 疲劳裂纹塑性钝化扩展机制^[25]

Fig.5 Plasticity passivation propagation mechanism of fatigue crack in Laird

铸造镁合金的低周疲劳裂纹扩展行为和高周疲劳扩展行为的影响因素不尽相同。研究表明,在低应变幅下,铸造镁合金疲劳裂纹呈现典型的多阶段扩展特征,随着循环次数增加,一旦微裂纹萌生,多阶段疲劳裂纹

将通过 α -Mg 基体扩展和生长^[24],对于疲劳裂纹的各个阶段,位错都会在裂纹尖端区处发生交叉滑移、堆积和纠缠,经过高次循环后合金会发生断裂,断口上可以清楚地观察到疲劳平台和条纹,甚至可以观察到疲劳滑移带;而在高应变幅下,微裂纹主要从晶界萌生,之后会沿晶界和共晶相边界扩展,由于晶界处局部变形不相容性非常明显,裂纹扩展阻力比较低,所以,微裂纹一旦形成,就会迅速扩展,表现出单裂纹扩展特征,因此低周疲劳寿命较低,疲劳断口与拉伸断口相似,很难检测到疲劳条纹。杨友等^[5]发现脆性的 β 相对铸造 AZ91D 镁合金的裂纹扩展有显著地影响,铸态 AZ91D 镁合金组织包括 α -Mg 基体和晶界处脆性的 β 相,裂纹主要沿着 β 相与 α -Mg 基体界面或穿过 β 相扩展,扩展速度很快;固溶处理后,脆性的 β 相溶解消失,过饱和的 α -Mg 基体的优良塑性和固溶强化使疲劳裂纹的扩展速率大大降低;时效处理后,脆性的 β 相重新析出,促进了疲劳裂纹扩展。刘晓莹^[6]发现由于铸造镁合金的疲劳试验载荷较低,所以在混合添加 Ce、Si 和 Ca 的压铸镁合金 AZ91 的裂纹扩展区内均未观察到疲劳辉纹存在,观察到疲劳裂纹扩展区由平面状断面组成,这是由于裂纹萌生后严格沿 $\{0001\}$ 滑移面扩展。经过固溶处理后, β 相溶解于基体中,合金组织由单相固溶体组成,并且晶粒发生长大,所以疲劳裂纹扩展区内平面状断面面积扩大,而且平面状断面上还能观察到滑移线的痕迹;经过固溶+时效处理后,由于 β 相重新析出,裂纹扩展速度增大,平面状断面的层次感降低。与其他铸造镁合金高周疲劳行为不同,半连续铸造 Mg-2.5Gd-1Zn-0.16Zr 镁合金在疲劳扩展区域存在两种独特的疲劳形态,它们由细小的台阶组成^[5]。同时,从 S-N 曲线上可看出,在 10^5 和 10^7 疲劳寿命之间存在一个空隙,可能是因为 Mg-2.5Gd-1Zn-0.16Zr 镁合金相对较高的疲劳裂纹扩展速率,一旦疲劳裂纹形成,试样在循环 10^5 之前就会发生断裂失效。

所以,铸造镁合金疲劳裂纹扩展行为很复杂,目前虽然已有很多关于疲劳裂纹扩展的模型和机制,但都不大完善,后续需要开发先进的检测技术和工具来实时观测疲劳裂纹的扩展行为,进而完善铸造镁合金的疲劳裂纹扩展机制。

3 镁合金疲劳性能的影响因素

3.1 镁合金基体组织与晶粒度及其疲劳性能的影响

目前,有研究表明,在裂纹未萌生之前,疲劳变形时裂纹萌生所用时间和循环应力响应行为受铸件显微组织的影响较大。常超^[3]发现,与常规铸造合金相比,采

用增压型差压铸造法制备的 AZ91-0.15Y 镁合金的晶粒度明显细化,同时改善了显微组织中树枝晶的形状和尺寸,所以在相同应力幅下,差压铸造镁合金的疲劳寿命显著高于常规铸造合金,在 65 MPa 的名义应力下,疲劳寿命提高幅度最大可达 1 912.23%。刘洪汇^[13]发现,铸造 Mg-Nd-Zn-Zr 镁合金的低周疲劳强度随晶粒度的减小而显著提高。HORSTEMEYER M F 等^[28]发现压铸 AZ91E 镁合金的疲劳裂纹扩展速率受晶粒尺寸和平均二次枝晶间距的影响较大,而且影响程度随疲劳裂纹尺寸的减小而增大。但也有研究证明,铸造镁合金的室温拉压疲劳强度与晶粒尺寸无明显相关性^[29]。从目前的研究结果来看,一般来说,晶界可阻碍裂纹扩展,所以细化晶粒可提高材料的疲劳性能,而对于细小均匀的晶粒对镁合金室温拉压疲劳强度提高作用不明显的原因应做进一步分析,进而完善晶粒大小对铸造镁合金疲劳性能的影响机理。

3.2 镁合金中第二相对疲劳性能的影响

镁合金中第二相的类型、大小及分布既会对其循环应力响应行为产生影响,也会对其疲劳裂纹的萌生和扩展产生重要影响。首先,第二相可成为疲劳裂纹优先萌生的位置,其次,疲劳裂纹可沿着第二相与基体的边界或穿过第二相扩展。WANG X S 等^[30]发现,铸态 AM50 镁合金中 α -Mg 晶界是疲劳裂纹萌生的初始位置, α -Mg 相与共晶体之间的界面是裂纹萌生之后的扩展路径。杨友等^[5]发现,不同状态 AZ91D 镁合金的疲劳裂纹扩展速率不同的主要原因是显微组织中脆性 β 相的含量,铸态合金中晶界处含有较多的脆性 β 相,微观裂纹形成后可穿过断裂的 β 相或沿着 α 和 β 相的界面向前快速扩展。经固溶处理后,脆性的 β 相含量为 0,疲劳裂纹扩展速率显著降低;铸态合金经过固溶+时效处理后,大量的脆性 β 相重新析出,大大提高了疲劳裂纹的扩展速率。HORSTEMEYER M F 等^[28]研究发现,在经过固溶处理后的压铸 AZ91E 镁合金组织中,第二相 β -Mg₁₇Al₁₂ 及其界面可以阻碍高周疲劳裂纹的扩展。刘晓莹^[6]通过研究发现,加入 Ce、Ca 的压铸 AZ91 镁合金疲劳强度最高,原因是 Ce、Ca 的加入可以细化合金晶粒,同时析出的细小 Al₄Ce 相可有效阻碍位错运动,使得疲劳裂纹扩展速率降低。从上述研究结果可看出,镁合金疲劳行为与第二相密切相关,尤其是裂纹的萌生和扩展以及循环应力响应行为。

3.3 镁合金缺陷对其疲劳的影响

由于镁具有很高的化学活性,在冶炼和铸造中常会产生较多的夹杂物和铸造缺陷,而铸造镁合金中的夹杂物以及缺陷会促进裂纹形核,降低疲劳强度和疲劳寿

命。而且不同缺陷和夹杂物的形状和分布情况,也会对铸造镁合金疲劳性能产生重要影响。如尖角形的夹杂物和缺陷对铸件疲劳性能的危害比光滑形的更大。另外,夹杂物和缺陷对铸件疲劳强度的影响随其分布均匀程度不同而不同,分布越不均匀,铸件疲劳性能降低越多。ISHIHARA S 等^[31]发现,在较低的外加应力作用下,不含铸造缺陷镁合金的疲劳裂纹扩展至断裂的时间显著短于裂纹萌生所用时间,疲劳裂纹萌生所用时间占疲劳寿命的比例甚至可达 90%;而对于压铸镁合金而言,疲劳过程中裂纹优先于试样内部的铸造缺陷处萌生,而且裂纹萌生周期远小于其扩展周期。所以,铸造缺陷对铸造镁合金疲劳性能的影响很大,会显著降低其疲劳强度和疲劳寿命。

3.4 工作环境对镁合金疲劳性能的影响

镁合金对环境介质非常敏感,如在腐蚀介质中,在交变载荷作用下,铸造镁合金铸件表面的腐蚀坑会诱发裂纹快速形核,所以铸造镁合金的疲劳寿命会明显缩短,而且腐蚀溶液的浓度不同,镁合金铸件的疲劳寿命不同,甚至在空气和蒸馏水等介质中,铸造镁合金疲劳性能也会受到影响。HILPERT M 等^[32]发现,在交变载荷作用下,铸件表面的滑移带会通过吸附空气中的 O₂、CO₂ 和 H₂O 等形成氧化膜,导致滑移不可逆,进而诱发裂纹。另外,压铸态 AZ91HP 和 AM50HP 镁合金在大气环境中的疲劳寿命显著高于在 3.5% 的 NaCl 溶液中的,而且随应力水平的降低,疲劳寿命下降程度增大^[7,33]。

4 提高镁合金疲劳性能的方法

4.1 添加稀土元素

近年来,稀土镁合金越来越被研究者所重视,关于添加稀土元素的铸造镁合金循环变形及疲劳性能的研究很多。陈炜^[34]研究发现,与压铸 Mg-Al 镁合金相比,压铸 Mg-Al-Nd 合金的低周疲劳寿命显著提高。刘晓莹^[6]系统研究了混合添加 Ce、Si 和 Ca 的压铸 AZ91 镁合金的高周疲劳行为,发现同压铸 AZ91 镁合金相比,加入 1.0% 的 Ce 和 0.4% 的 Ca 后合金的疲劳寿命获得明显提高,合金的疲劳强度最高达到 90.2 MPa,较未加稀土元素的合金提高了 32.5%,所以可通过加入稀土元素 Ce 和 Ca 来大幅提高压铸 AZ91D 镁合金的疲劳性能。

4.2 热处理

目前关于热处理对铸造镁合金的疲劳行为的研究很多,李峰等^[10]发现,在外加总应变幅相同的条件下,压铸 AS41 镁合金经固溶处理后的疲劳寿命均得到不

同程度的提高。吴伟等^[11]发现,在不同外加总应变幅下,固溶+时效处理均可提高压铸态 AE42 镁合金的疲劳寿命。BAG A 等^[35]发现,固溶处理以及固溶+时效热处理均会提高合金的疲劳裂纹扩展抗力,进而会提高合金的疲劳寿命。但也有研究发现,时效处理会促进裂纹的扩展,进而缩短合金的疲劳寿命,原因是时效处理后合金中析出的第二相有利于裂纹的扩展^[36]。杨友等^[5]发现,在相同应力条件下,铸态 AZ91D 镁合金经时效处理后,其高周疲劳强度显著提高,而经固溶+时效处理后的铸件的疲劳强度较时效态合金略微降低,但仍高于铸态试样的疲劳强度。刘正等^[36]发现,在相同的加载频率下,固溶+时效态、压铸态、固溶态 AZ91HP 镁合金的裂纹扩展速率依次降低。李红^[9]发现,外加总应变幅相同时,固溶+时效处理态压铸 Mg-Al-Mn-Gd 镁合金的低周疲劳寿命高于压铸态;而在外加总应变幅相同的前提条件下,经过固溶+时效态 Mg-Al-Mn-Ce 合金的低周疲劳寿命较压铸态降低。江龙康^[14]发现, T6 处理后的砂型低压铸造的 GW103K 镁合金的疲劳强度及疲劳寿命较铸态明显提高, T6 处理后的金属型重力铸造 GW103K 镁合金的疲劳强度和疲劳寿命较铸态提高不明显。综合上述,可以认为,时效处理会提高或降低铸造镁合金的疲劳强度或疲劳寿命,而固溶处理有利于铸造镁合金疲劳强度和疲劳寿命的提高,后期应系统研究固溶+时效处理对铸造镁合金疲劳性能的影响机理。

4.3 表面形变强化

因为铸造镁合金疲劳裂纹主要萌生于表面或亚表面的铸造缺陷,所以疲劳性能对铸件表面缺陷非常敏感,而通过机械变形引入表面残余压应力可提高表面的强度和硬度,从而有效提高疲劳寿命。当外力作用到铸件表面之后,表面会由于发生塑性变形而硬化,硬化的表面会抑制疲劳裂纹形核,并且当表面受到外加载荷作用时,由于表面残余压应力的存在,会抵消掉一部分外加拉应力,降低裂纹扩展的驱动力,有效提高铸造镁合金的疲劳强度和疲劳寿命。

4.3.1 喷丸处理

喷丸处理的效果与合金的表面粗糙度和塑性密切相关,表面粗糙度越好的试样喷丸后疲劳性能提高较少,塑性较高的试样喷丸后疲劳性能提高较多。喷丸处理不仅可以显著提升铸造镁合金的表面品质,还可以显著提高铸件的疲劳强度,尤其对缺口试样疲劳强度的提高作用更明显,可提高 20% 以上^[37]。DEISEROTH D 等^[38]发现经喷丸处理后, AZ31 镁合金的疲劳强度和疲劳寿命得到明显提高,并且对于表面越粗糙的铸件,喷

丸效果越显著。室温条件下,由于镁合金塑性变形滑移系较少,造成镁合金优化喷丸强度过低、易过喷、操作窗口窄等问题,限制喷丸处理的工业使用^[39],但是温度超过 225 ℃ 时,镁合金附加滑移面启动,塑性得以改善,所以对铸造镁合金进行高温喷丸有望改善上述问题。

4.3.2 表面滚压处理

滚筒在一定压力下碾压金属表面,使铸件表面产生剧烈的塑性变形,可在铸件表面引入较喷丸处理更大的残余压应力。比起喷丸处理,表面滚压处理可更有效地提高镁合金铸件的疲劳性能^[39,40],原因是经过表面滚压处理的铸件,其表面的残余压应力更大、表面塑性变形区域的深度更深以及表面更光滑。WENDT J 等^[41]发现,表面滚压处理不但可以提高铸件在空气中的疲劳性能,而且可显著改善空气中 AZ31 和 AZ80 镁合金的疲劳寿命。因此,表面滚压相对于喷丸处理是更加优异的表面形变方法,可优化表面滚压相关参数,开发更灵活多样化的表面滚压工具,从而更好地提高铸造镁合金的疲劳性能。

5 结 语

综上所述,目前应该从 3 方面开展镁合金疲劳性能相关的研究。

(1) 补充和丰富不同系列铸造镁合金疲劳行为以及同种合金在不同载荷加载方式和外界环境下疲劳行为的相关数据。后期应较多研究高温、腐蚀环境下不同系列铸造镁合金的弯曲疲劳、扭曲疲劳和复合应力疲劳,并比较不同载荷加载方式下同种合金疲劳行为的差异,有利于对不同服役条件下铸造镁合金铸件的结构设计和寿命预测。

(2) 改进铸造技术,获得表面和次表面无铸造缺陷的铸造镁合金,并研究其疲劳变形行为,完善铸造镁合金疲劳裂纹萌生和扩展的机制。

(3) 引入新方法和新技术,目前,疲劳试验都是通过对比疲劳前和疲劳后的试样组织进行分析与评价,结合疲劳断口形貌,进而推断疲劳过程中的组织变化和疲劳裂纹的萌生和扩展机理。也有少数试验用光学显微镜或扫描电镜实时观察疲劳试验过程中试样组织变化和裂纹萌生以及扩展情况。镁合金的疲劳行为与显微组织密切相关,而循环加载过程是动态的受力过程,合金的显微组织在疲劳过程中也会不断改变,所以,未来通过引入更多新方法和新技术,实现对疲劳过程中合金的显微组织演化、疲劳裂纹萌生和扩展行为更好的实时跟踪观察,更真实地了解 and 掌握镁合金疲劳过程,完善镁合金疲劳裂纹萌生、扩展和铸件疲劳断裂的理论。

参 考 文 献

- [1] POLMEAR I J. Magnesium alloys and application[J]. Mater. Sci. Techn., 1994(1): 1-10.
- [2] BUSK R S. Magnesium product Design[M]. USA: Dekker, 1987.
- [3] 常超.铸造方法对体育器材用镁合金疲劳性能的影响[J].铸造技术, 2015, 36(3): 709-711.
- [4] 刘晓莹,刘勇兵.重力铸造镁合金 AZ91 高周疲劳性能研究[J].铸造, 2006, 55(12): 1 280-1 282.
- [5] 杨友,吴耀达.热处理对 AZ91D 铸造镁合金疲劳性能的影响[J].铸造, 2009, 58(4): 383-386.
- [6] 刘晓莹.不同成形工艺镁合金高周疲劳性能研究[D].长春:吉林大学, 2007.
- [7] 刘马宝,雷军,高玉侠,等.压铸镁合金腐蚀疲劳性能的研究[J].航空材料学报, 2007(1): 76-80.
- [8] 许道奎.铸态镁合金中的腐蚀破坏和铸造缺陷对疲劳行为竞争性作用性研究[A].第十八届全国疲劳与断裂学术会议论文摘要集[C].杭州, 2016.
- [9] 李红. Mg-Al-Mn(-RE)压铸镁合金低周疲劳行为研究[D].沈阳:沈阳工业大学, 2012.
- [10] 李锋,单飞虎,车欣,等.AS41 压铸镁合金的低周疲劳行为[J].沈阳工业大学学报, 2011, 33(5): 510-515.
- [11] 吴伟,李红,李锋,等.热处理对 AE42 压铸镁合金低周疲劳行为的影响[J].特种铸造及有色合金, 2012, 32(4): 377-380.
- [12] 李智峰,李贞明,付彭怀,等.重力铸造 Mg-3Nd-0.2Zn-Zr 镁合金高周疲劳行为的研究[J].稀有金属材料与工程, 2012, 41(9): 1 592-1 596.
- [13] 刘洪汇. Mg-Nd-Zn-Zr 合金晶粒细化及疲劳和高温力学性能[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2018.
- [14] 江龙康. Mg-Gd-Y-Zr 铸造镁合金断裂失效行为研究[D].上海:上海交通大学, 2015.
- [15] HE Z L, FU P H, WU Y J, et al. High cycle fatigue behavior of as-cast Mg_{96.34}Gd_{2.5}Zn₁Zr_{0.16} alloy fabricated by semi-continuous casting[J]. Materials Science and Engineering, 2013, A587: 72-78.
- [16] LI H Z, LV F, XIAO Z Y, et al. Low-cycle fatigue behavior of a cast Mg-Y-Nd-Zr alloy by T6 heat treatment[J]. Materials Science & Engineering, 2016, A676: 377-384.
- [17] EIFERT A J, THOMAS J P, RATEICK R G. Influence of anodization on the fatigue life of WE43A-T6 magnesium[J]. Scripta Materialia, 1999, 40(8): 929-935.
- [18] DONG Y, GARBATOV Y, GUEDES S C. A two-phase approach to estimate fatigue crack initiation and propagation lives of notched structural components[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 116: 523-534.
- [19] HORSTEMEYER M F, YANG N, GALL K, et al. High cycle fatigue of a die cast AZ91E-74 magnesium alloy[J]. Acta Mater., 2004, 52: 1 327-1 336.
- [20] XUE Y, HORSTEMEYER M, MCDOWELL D, et al. Microstructure based multistage fatigue modeling of a cast AE44 magnesium alloy[J]. Fatigue, 2007, 29: 666-676.
- [21] MAYER H, PAPAKYRIACOU M. Influence of porosity on fatigue limit of die-casting magnesium and aluminum alloys[J]. International Journal of Fatigue, 2003, 25: 245-256.
- [22] EISENMEIER G, HOLZWARTH B. Cyclic deformation and fatigue behavior of the AZ91 Magnesium alloy[J]. Material Science Engineering, 2001, A(319-321): 578-582.
- [23] 杨友,刘勇兵,杨晓红. AZ91 系列压铸镁合金高周疲劳断口形貌分析[J]. 铸造, 2006, 55(2): 135-139.
- [24] ZHANG P, LI Z, YUE H. Strain-controlled cyclic deformation behavior of cast Mg-2.99Nd-0.18Zn-0.38Zr and AZ91D magnesium alloys[J]. Journal of Materials Science, 2016, 51(11): 5 469-5 486.
- [25] LAIRD C. The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation[C]. In: Fatigue Crack Propagation, ASTM STP, 1967.
- [26] 傅祥炯.结构疲劳与断裂[M].西安:西北工业大学出版社, 1995.
- [27] 高洪涛,吴国华.镁合金疲劳性能的研究现状[J].铸造技术, 2003(4): 266-268.
- [28] HORSTEMEYER M F, YANG N, GALL K. High cycle fatigue of a die cast AZ91E-T4 magnesium and aluminium alloys[J]. Acta Mater., 2004, 52: 1 327-1 335.
- [29] KOBAYASHI Y, SHIBUSAWA T, ISHIKAWA K. Environmental effect of fatigue crack propagation of magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering, 1997, A(234-236): 220-222.
- [30] WANG X S, FAN J H. An evaluation on the growth rate of small fatigue cracks in cast AM50 magnesium alloy at different temperatures in vacuum conditions[J]. International Journal of Fatigue, 2006, 28(1): 79-86.
- [31] ISHIHARA S, NAN Z, GOSHIMA T. Effect of microstructure on fatigue behavior of AZ31 magnesium alloy[J]. Materials Science & Engineering, 2007, A468: 214-222.
- [32] HILPERT M, WAGNER L. Corrosion fatigue behavior of the high-strength magnesium alloy AZ80[J]. Materials Engineering and Performance, 2000, 9(4): 402-407.
- [33] ELIEZER A, GUTMAN E M, ABRAMOV E, et al. Corrosion fatigue of die-cast and extruded magnesium alloys[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1(3): 179-186.
- [34] 陈炜. Mg-8% Al-xNd 镁合金的压铸及其数值模拟[D].沈阳:沈阳工业大学, 2008.
- [35] BAG A, ZHOU W. Tensile and fatigue behavior of AZ91D magnesium alloy[J]. Journal of Materials Science Letters, 2001, 20: 457-459.
- [36] 刘正,李艳春,王中光,等.载荷频率和热处理对压铸镁合金 AZ91HP 疲劳裂纹扩展速率的影响[J].航空材料学报, 2000(1): 7-11.
- [37] WAGNER L. Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys[J]. Materials Science & Engineering, 1999, A263(2): 210-216.
- [38] DEISEROTH D, ZINN W, SCHOLTES B. Consequences of mechanical surface treatments on near surface properties of Mg-alloy AZ31[A]. Magnesium Alloys and their Applications[C]. Germany, Wolfsburg, 1998.
- [39] WAGNER L. Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys[J]. Mater. Sci. Eng., 1999, A263: 210-217.
- [40] ZHANG P, LINDEMANN J. Effect of roller burnishing on the high cycle fatigue performance of the high-strength wrought magnesium alloy AZ80[J]. Scripta Materialia, 2005, 52: 1 011-1 020.
- [41] WENDT J, HILPERT M, KOESE J, et al. Surface and environmental effects on the fatigue behavior of wrought and cast magnesium alloys[A]. Magnesium Technology 2001[C], 2001.

(编辑:张正贺)