TiB_{2P}/2024Al 复合材料高周疲劳损伤机制

巴 颖[1], 张 莉[1], 程 靳[1], 姜龙涛[2], 武高辉[2]

(1.哈尔滨工业大学 航天科学与力学系,150001 哈尔滨; 2.哈尔滨工业大学 金属基复合材料工程技术研究所,150001 哈尔滨)

摘 要: 为了研究颗粒增强金属基复合材料的高周疲劳损伤机制,对压力浸渗法制备的 TiB_{2P}/2024Al 复合材料进行了轴向疲劳实验,采用扫描电子显微镜观察了疲劳断口.结果表明:裂纹多萌生于材料的内部缺陷处;损伤模式主要为基体微孔聚集型损伤和颗粒-基体之间界面脱黏,颗粒开裂现象极少;裂纹的主要扩展区呈现韧窝和细小疲劳辉纹共存的特征.较小的增强颗粒降低了材料内部局部应力集中,弥散化了损伤的萌生位置的空间分布,增加了微裂纹的偏折和分岔的可能性,充分发挥了基体的塑性,进而提高了材料的疲劳性能.

关键词: 金属基复合材料;颗粒;疲劳;断口;损伤;SEM

中图分类号: O346; TB331 **文献标志码**: A **文章编号**: 0367-6234(2014)03-0037-06

Damage mechanism of TiB_{2P}/2024Al composite in high-cyclic fatigue

BA Ying[1], ZHANG Li[1], CHENG Jin[1], JIANG Longtao[2], WU Gaohui[2]

(1. Dept. of Astronautic Science and Mechanics, Harbin Institute of Technology, 150001 Harbin, China;
2. Center for Metal Matrix Composites Engineering Technology, Harbin Institute of Technology, 150001 Harbin, China)

Abstract: To investigate the damage mechanism of TiB_{2P}/2024Al composites in high-cyclic fatigue, axial fatigue experiments were carried out. SEM micrographs of fracture surfaces indicated that fatigue cracks mostly initiated at interior defects of the composites. The dominate damage modes were porous assembling type damage in matrix and interface debonding, scarcely any particle cracking. And coexistences of dimples and fatigue striations were observed in main propagation zone. The intrinsic mechanism governing the enhanced fatigue fracture characteristics are that, since the enforced particulate dimension is between sub-micron and micron level, lesser particles decrease stress concentration, disperse damage initiation sites, and increase the probability of crack deflection and bifurcation, then, the matrix plasticity exerts adequately. Therefore, the composites exhibit high fatigue resistance.

Keywords: particle reinforced; metal-matrix composites; fatigue; fracture surface; damage; SEM

金属基复合材料(MMC)具有高比强度、高比刚度、高抗蠕变能力、耐磨损、耐疲劳等一系列优点,并且可利用标准的冶金工艺进行生产和二次成型,尤其颗粒增强金属基复合材料(PMMC)宏观上表现为各向同性,这些特点都让金属基复合材料显示出广阔的应用前景和巨大的发展潜力,目前已在航空、航天、汽车工业等领域得到了应用.由于疲劳是结构材料失效的首要原因,因此对PMMC疲劳的研究也得到了广泛重视[1-3].现有的研究[4-6]表明,由于PMMC中形成驻留滑移带(PSB)的难度很大,因此PMMC与未增强金属的疲劳裂纹萌生机理有显著区别.现有的研究表明PMMC疲劳损伤的萌生位置有:大尺寸增强颗粒开裂处[7]、增强颗粒团聚区域内颗粒与基体结合不良的界面处[8-10]、基体富集区域强度较低处[9]、大尺寸金属间化合物中间相[11-12]和材料制备过程中的内部缺陷处[13-14]等等.

颗粒增强金属基复合材料的疲劳性能不但与弹塑性模量有关,还与微观结构有关.研究指

收稿日期: 2013-05-18.
基金项目: 国家自然科学基金资助项目(10872056).
作者简介: 巴 颖(1983—),女,博士;
张 莉(1968—),女,教授,博士生导师;
程 靳(1945—),男,教授,博士生导师;
姜龙涛(1972—),女,教授,博士生导师;
武高辉(1955—),男,教授,博士生导师.
通信作者: 巴 颖,baying000@163.com.

出[15-16]复合材料疲劳强度随增强颗粒的体积分数的增加和颗粒尺寸的减小而增加.往往大尺寸的颗粒因其本身可能存在的缺陷较多,在应力循环过程中更容易发生断裂,加速局部裂纹扩展速率,促进疲劳裂纹的形核与扩展,从而降低材料疲劳寿命.但是也有研究[17]表明,当遇到尺寸较大的增强相,并且裂纹尖端与增强相相遇的部位距该粒子的端部较远时,裂纹将停止长大.增强颗粒的粒径较小时,颗粒破裂需要的能量较大,很难破坏;同时,相同体积分数下,颗粒之间的间距也较小,裂纹扩展过程中裂纹尖端遇到颗粒的几率增大[18],形成了疲劳裂纹闭合和疲劳裂纹偏折,有效提高了复合材料疲劳强度并降低了疲劳裂纹扩展速率.

此外,颗粒的大小不同可能使得疲劳损伤机制也有显著区别.以往的研究中,颗粒的尺寸一般为 5~60 μm,对于更小尺寸的增强颗粒的金属基复合材料的疲劳损伤机制的研究相对较少.文献[19]对原位自生 TiB_2/Al 复合材料的疲劳断裂行为的研究表明:80~500 nm 的亚微米级的颗粒对疲劳性能的提高的贡献更为显著,相对微米级颗粒增强的金属基复合材料,其疲劳性能相对较高.然而文中对于亚微米级颗粒增强金属基复合材料的疲劳损伤机制的讨论不足.并且,目前其他成型方法制备的相应材料的报道仍空缺.

为此,本文对利用压力浸渗法制备的颗粒粒径尺寸在 1~5μm 范围内的 TiB_2 颗粒增强的 2024Al 合金复合材料进行一系列疲劳实验,利用扫描电子显微镜观察疲劳断口,拟研究此材料的疲劳损伤机制,探讨较小颗粒在疲劳行为中的作用和影响,以便为颗粒增强金属基复合材料的制造和应用提供依据.

1 材料与试样

1.1 材料的制备

本实验材料的基体原料为 2024 铝粉,增强相 TiB_2 粉的粒度范围为 1~5 μm,名义尺寸为 1.6 μm.实验所用材料为采用压力浸渗法制备的 TiB_2 颗粒增强的 2024 铝合金基复合材料(TiB_{2p}/2024Al),颗粒体积分数为 20%.为便于利用压力浸渗方法成功制备低体积分数 TiB_2 颗粒增强铝基复合材料,首先采用行星式球磨机将增强体 TiB_2 颗粒与 2024 铝粉混合,将混合后的粉体制作成预制块,然后进行压力浸渗,从而制备出体积分数较低的颗粒增强铝基复合材料.复合材料经过 T6 热处理工艺,即在 495 ℃ KNO_3 盐浴中固溶处理 1 h,淬水后,在 190 ℃ 恒温烘干箱中人工时效 10 h,烘干箱的标称控温精度为±0.1 ℃,最后在空气中冷却.制得的复合材料组织致密,颗粒分布均匀,界面结合良好,无明显的气孔、夹铝层和颗粒团聚或贫化区等缺陷[20].

1.2 试样

复合材料的疲劳试样尺寸参考金属材料轴向疲劳实验标准 GB-T 3075—2008.试样从热处理之后的直径为 130 mm、高度为 55 mm 的圆柱形坯料上获得,通过线切割工艺切出试样形状,之后对材料进行逐级打磨和抛光,最后表面脱脂.试样加工尺寸如图 1 所示.

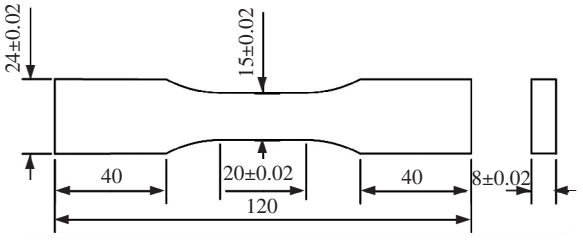

图 1 颗粒增强金属基复合材料拉伸与疲劳实验试样尺寸

2 疲劳实验

本文疲劳实验于室温空气中进行,实验设备为电液伺服 MTS-809-250kN 拉扭组合疲劳实验机.疲劳实验的加载频率为 10 Hz,应力比为 0.1,正弦波加载,试样完全断裂时设备自动停机,此时的循环次数记录为材料的疲劳寿命.为保证测试结果的可靠性,每种载荷条件下试验 2~3 个样品,各项指标取平均值.采用 TITACHI S-3400N EDX 进行扫描电镜观察疲劳断口的宏微观形貌,分析讨论复合材料的疲劳损伤机制.

3 结果分析

3.1 疲劳断口宏观形貌

从断口形貌来看,通常疲劳断口附近无明显的宏观塑性变形,属脆性断裂.典型的疲劳断口由疲劳源区(initiation site, IS)、疲劳裂纹扩展区(propagation zone)和瞬断区(instant fracture zone)3 部分组成.图 2 所示为 TiB_{2p}/2024Al 复合材料在应力幅值为 65%屈服应力时的疲劳断口的宏观形貌.从图 2 中可以看出其疲劳断裂具有典型疲劳断口形貌,具有 3 个典型区域,其中:A 区为疲劳源区(包括疲劳源点);B 区为疲劳裂纹扩展区;C 区为瞬断区.疲劳源区是最早生成的断口,而且该区裂纹扩展速率缓慢,裂纹反复张开闭合引起匹配断口表面的摩擦,因此这一区域比较平整光滑.此试样的疲劳源位于试样次表面,为单个

疲劳源，如图 2 中所示.在 A 区的局部低倍放大图图 3 中可以看到，疲劳源点为材料内部的大颗粒，从成分分析可知，其为铝合金基体金属，因此可以判断该试样的疲劳裂纹萌生于材料内部的铸造缺陷.在稳定扩展区没有出现金属材料疲劳断口常出现的疲劳条带，但是出现了疲劳台阶，与宏观裂纹扩展方向一致.从疲劳源区发展过来的疲劳台阶，在扩展区越发展台阶，宽度越宽，高度越高，成为从裂纹源发出的放射状的条纹.当疲劳裂纹达到临界尺寸时，试样发生瞬时断裂，瞬断区的断口宏观形貌与静载断裂的断口形貌基本一致，呈现暗灰粗糙的纤维状.

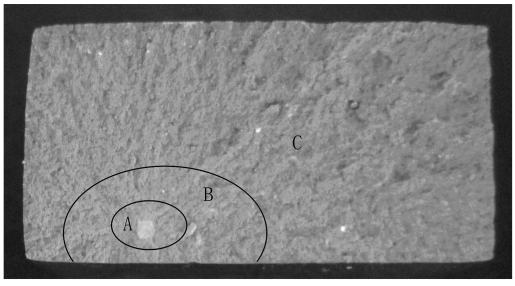

图 2　疲劳宏观断口

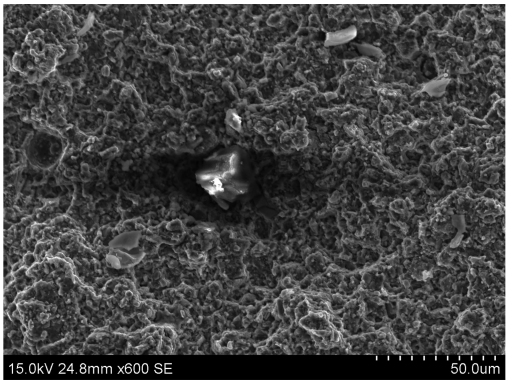

图 3　裂纹源局部低倍放大

3.2　疲劳断口微观形貌

通过对断口的 3 个宏观分区进行扫描电镜观察，考察断口微观形貌和损伤机制.首先对裂纹源区进行了完整观察，极少发现破裂的颗粒，主要呈现韧窝形貌，韧窝之间通过撕裂脊连接.图 4 和图 5为距离裂纹源约 50 μm 处的微观形貌.

从图 4 中可以看到位向各异的微裂纹，这说明，从空间上来说，TiB_{2P}/2024Al 复合材料疲劳损伤的萌发弥散程度很大，从时间上来说，微裂纹反复并随机地发生偏折和分岔，使得疲劳损伤发展地十分缓慢.另外从图 5 中可以看出，一些 TiB_2 颗粒暴露在断口表面，这表明 TiB_2 颗粒与 2024Al 基体之间的界面是复合材料疲劳损伤的优先形核位置.

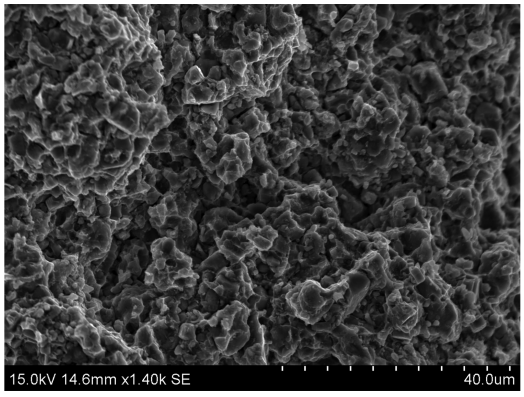

图 4　疲劳源区微裂纹偏折与分岔

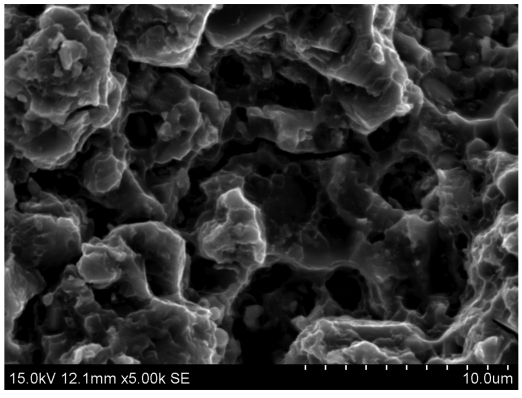

图 5　疲劳源区形貌——韧窝与微裂纹

图 6 是疲劳裂纹扩展区出现的短裂纹，从图 6中可以看出，这条短裂纹是由大量微裂纹汇合而成，并不断发生着偏折.图 7 显示了扩展区的典型微观形貌，以韧窝形貌为主，同时伴有弥散分布地微裂纹，仍未发现颗粒开裂，但与疲劳源区相比，韧窝溅浅.另外，韧窝之间除通过撕裂脊相连之外，还在基体中发现了细小的疲劳辉纹，如图 8 所示.这些细纹局部几乎平行、略带弯曲呈波浪形、并与裂纹局部扩展方向垂直，辉纹外凸方向与局部裂纹扩展方向一致.

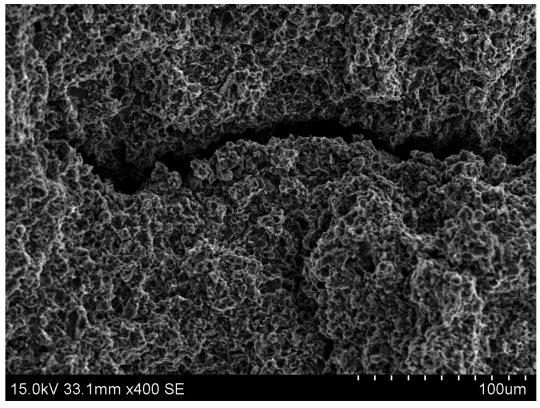

图 6　扩展区微观形貌——短裂纹

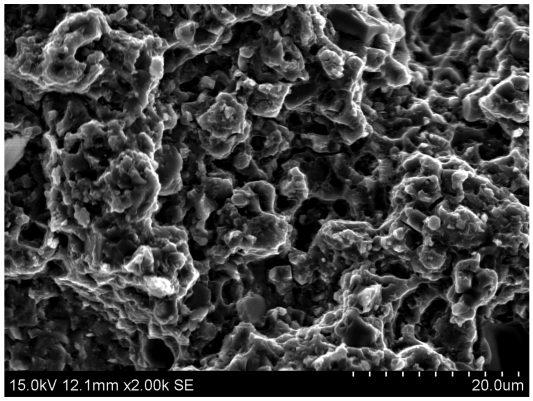

图7　扩展区微观形貌——韧窝与微裂纹

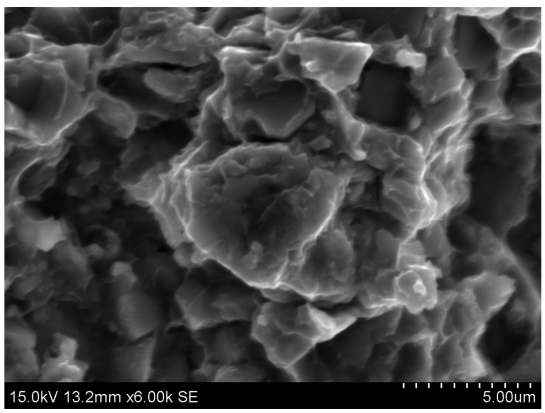

图8　扩展区微观形貌——疲劳辉纹

图9和图10是疲劳断口的瞬断区的微观形貌,与拉伸断裂纤维区的微观形貌相似,主要呈现韧窝特征,疲劳辉纹在这一区已经看不到了,并且此区韧窝更加浅了,并出现了大量的界面开裂现象和颗粒开裂的解理形貌.

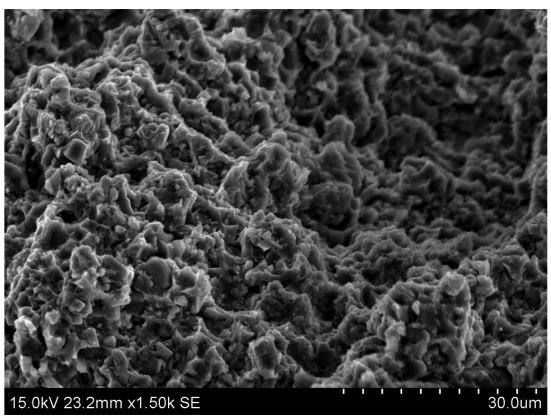

图9　瞬断区微观形貌

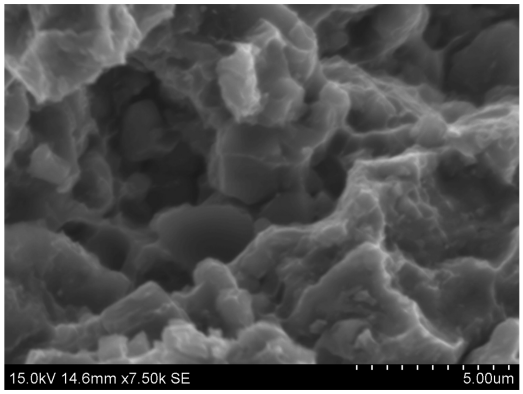

图10　瞬断区微观形貌——韧窝、颗粒开裂与界面脱粘

4　讨　论

4.1　TiB_{2p}/2024Al复合材料疲劳损伤机制

与基体合金材料的疲劳现象不同,由于增强颗粒的存在,复杂的显微组织在很大程度上抑制了滑移的产生,不易产生驻留滑移.对于PMMCs来说,由于颗粒与基体材料的热膨胀系数相差10倍以上,致使在颗粒/基体的界面附近有很强的热错配应力,引起界面附近的基体中应力高度集中,此处容易形成位错塞积并围绕增强相粒子形成位错环.由位错理论可知,在不受外力作用时,来自TiB_2颗粒的排斥力与位错堆积应力的共同作用使得位错环保持平衡状态.而受到外力作用并且外力足够大时,这种平衡遭到破坏,增强颗粒周围塞积的位错会重新运动起来,位错环向增强颗粒逼近,当其前沿累积的弹性应变能足以克服颗粒/基体之间的界面黏结力而形成新表面时,便会形成微孔洞.由于微孔洞的形成,释放了大量集中应力,使得位错环受到增强颗粒的排斥了大大降低,从而又会促进大量的位错在外力作用下向刚刚形成的微孔洞运动,使微孔洞长大.这就是颗粒增强金属基复合材料的损伤萌生机制.

随着微孔洞不稳定扩展和聚合,在复合材料中形成了大量的微裂纹,当载荷卸载或反向加载时,孔洞停止长大,或裂纹出现闭合现象.再次加载时,可能出现原先已形成的孔洞继续长大,或者在新的应力集中位置萌生新的微孔洞,或者微裂纹继续向前扩展,或者由于粗糙度引起的裂纹闭合,微裂纹在当前循环下暂停扩展,局部裂纹在基体中的扩展将形成疲劳辉纹形貌,这就导致了在最终的断口出现了韧窝和疲劳辉纹共存的特征.基体中疲劳辉纹形成的机理可以概括为微裂纹的

尖端在一次循环中钝化及锐化的过程，使裂纹扩展一定的距离 Δl，这时形成了一个间距为 Δl 的疲劳辉纹形貌.

当金属材料中杂质和第二相颗粒的体积分数很低时，颗粒在局部区域相当于孤立存在，这时颗粒对疲劳辉纹几乎没有影响，疲劳辉纹始终保持相互平行，且几乎为直线.但在颗粒增强的金属基复合材料中，由于增强颗粒分布密度较高，颗粒之间距离较近，使得疲劳辉纹族（一族平行的疲劳辉纹）的宽度与颗粒尺寸相近，裂纹的扩展在遇到颗粒时方向会发生变化，而疲劳辉纹的方向和弧度也会随着颗粒的形状发生变化.因此在图 8 中看到的是分布在颗粒附近的不同位向的几条为一族的疲劳辉纹，同时，局部裂纹扩展有可能从一个平面转移到另一个平面，因此从图 8 中可以看到疲劳辉纹族分布在不同高度和方向的平面上，这也是疲劳裂纹扩展过程中分岔的证明.在理想情况下，每一条疲劳辉纹代表着一次相对应的循环载荷，即疲劳条带的数目应该与载荷循环数相等.但是由于裂纹闭合效应等因素的影响，循环载荷数远大于微观可见的疲劳辉纹数目.疲劳辉纹的存在说明裂纹扩展是在疲劳载荷作用下缓慢进行的，而不是突发性的快速扩展.虽然在宏观上呈脆性，但在微观上仍显示出韧性.

另外，从 3 个区域的微观形貌的比较来看，韧窝的深度逐渐变浅，这说明，基体塑性在疲劳裂纹萌生过程中得到了充分的发挥，在疲劳裂纹扩展和突然断裂阶段逐渐降低.这说明对于 TiB_{2P}/2024Al 复合材料高周疲劳来说，疲劳裂纹萌生阶段占据了主要疲劳寿命.

4.2　微观结构对疲劳损伤的影响

在本实验所用的 TiB_{2P}/2024Al 复合材料中，由于颗粒 TiB_2 尺寸较小，介于微米级与亚微米级之间，这使得此种 TiB_{2P}/2024Al 复合材料的疲劳裂纹萌生与一般大颗粒增强金属复合材料的疲劳损伤机制相比有所不同，首先由于颗粒较小，根据 Griffth 理论，颗粒破裂需要大量的能量，而在疲劳裂纹萌生和小裂纹扩展阶段，裂纹尖端应力强度因子不高，不足以破坏颗粒，因此在此区域内极少见到破裂的颗粒；而在宏观疲劳裂纹扩展后期和瞬断阶段，由于裂纹强度因子足够高，因此能够看到少量颗粒的开裂.

另外，相同体积分数下更小的颗粒在基体中更加弥散地分布，增加了材料的均匀性，降低了局部应力集中，使得材料潜在的损伤也被弥散化，降低了疲劳损伤发生的局部化程度，有效地抑制了疲劳裂纹的萌生，增加了裂纹发生偏折和分岔地可能性，从而提高了复合材料的抗疲劳能力.

5　结　论

1）TiB_{2P}/2024Al 复合材料高周疲劳断裂宏观表现为脆性，微观呈现韧性失效特征，韧窝和类疲劳辉纹共存形貌.损伤首先发生于颗粒与基体的界面应力高度集中处，之后在基体中发展，形成微孔洞，微裂纹，裂纹尖端前缘的一次或多次锐化钝化周期在基体中形成一条细小的疲劳辉纹.

2）介于微米级和亚微米级尺度之间的增强颗粒使得损伤机制发生了变化，该材料主要以集体循环塑性损伤为主，伴有少量颗粒/基体界面脱粘，但极少出现颗粒开裂.在一定程度上增加了裂纹分岔的可能性和路径，因此增加了疲劳裂纹萌生寿命.

3）较小的颗粒使得增强相的分布更加弥散化，使得可能发生的损伤被均匀化，增加了裂纹偏折和分岔的几率，提高了疲劳性能.

参考文献

[1] LLOYD D J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites [J]. International Materials Reviews, 1994, 39(1): 1-23.

[2] 崔岩. 碳化硅颗粒增强铝基复合材料的航空航天应用[J]. 材料工程,2002(6): 3-6.

[3] HUNT H W, HERING D R. Aluminium matrix composites [J]. Advanced Materials Processe,2004, 162(2): 39-42.

[4] LLORCA J. Fatigue of particle-and whisker-reinforced metal-matrix composites [J]. Progress in Materials Science, 2002, 47(3): 283-353.

[5] 刘钧，王德尊，姚忠凯. SiC_W/Al 及 SiC_P/Al 复合材料疲劳研究进展[J]. 兵器材料科学与工程, 1992, 4(5): 1-11.

[6] 邹利华，樊建中. 颗粒增强金属基复合材料疲劳研究进展[J]. 材料导报:综述篇, 2010,24(1): 19-24.

[7] LLORCA J, MARTIN A. Mechanical behavior and failure mechanisms of a binary Mg-6% Zn alloy reinforced with SiC particulates [J]. Material Science and Engineering: A, 1995, 201(1/2): 77-87.

[8] NIEH T G, LESUER D R, SYN C K. Tensile and fatigue properties of a 25 vol% SiC particulate reinforced 6090 Al composite at 300 ℃[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1995, 32(5): 707-712.

[9] OCHI Y, MASAKI K, MATSUMURA T, et al. Effects of volume fraction of alumina short fibers on high cycle fatigue properties of Al and Mg alloy composites [J]. Material Science and Engineering: A, The McEvily

Symposium: Fatigue and Fracture of Traditional and Advanced Materials, TMS 2006, 2007(468/469/470): 230-236.

[10] SRIVATSAN T S, AL-HAJRI M, PETRAOLI M, et al. Influence of silicon carbide particulate reinforcement on the quasi-static and cyclic fatigue fracture behavior of 6061 aluminum alloy composites[J]. Material Science and Engineering: A, 2002, 325(1/2): 202-214.

[11] CHAWLA N, WILLIAMS J J, SAHA R. Mechanical behavior and microstructure characterization of sinter-forged SiC particle reinforced aluminum matrix composites[J]. Journal of Light Metals, 2002, 2(4): 215-227.

[12] CHAWLA N, HABEL U, SHEN Y L, et al. The effect of matrix microstructure on the tensile and fatigue behavior of SiC particle-reinforced 2080Al matrix composite[J]. Metallurgical and Materials Transactons: A, 2000, 31(2): 531-540.

[13] LI C, ELLYIN F, KOH S, et al. Influence of porosity on fatigue resistance of cast SiC particulate-reinforced Al-Si alloy composite [J]. Material Science and Engineering: A, 2000, 276(1/2): 218-225.

[14] KOH S K, OH S J, LI C, et al. Low-cycle fatigue life of SiC-particulate-reinforced Al-Si cast alloy composite with tensile mean strain effects[J]. International Journal of Fatigue, 1999, 21(10): 1019-1032.

[15] CHAWLA N, ANDRES C, JONES J W, et al. Effect of SiC volume fraction and particle size on the fatigue resistance of a 2028Al/SiC_P composites [J]. Metallurgical and Materials Transactons: A, 1998, 29: 2843-2854.

[16] 陈振中,高金贺. 颗粒尺寸对 SiC_P/Al 复合材料疲劳裂纹扩展速率的影响[J]. 飞机设计, 2006,1: 8-10.

[17] WANG Dezun, LIU Jun, YAO Zhongkai, et al. Cyclic deformation behavior of SiC_W/Al composite [C]// Proceedings of the 2nd Japan International SAMPE Symposium. Chiba, Japan: Society for the Advancedment of Material and Process Engingeering, 1991: 766-772.

[18] 黎常浩. SiC_P/Al-20Si 复合材料及其基体合金疲劳性能的研究[D]. 长沙:湖南大学,2012: 30-34.

[19] 徐建明. 原位自生 TiB_2/Al 复合材料的疲劳与断裂研究[D]. 上海:上海交通大学,2012: 41-49.

[20] 孙晓光. TiB_{2P}/Al 复合材料的显微组织及室温拉伸性能的研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2008: 30-33.

[21] 邹利华, 樊建中, 左涛, 等. 粉末冶金 15% SiC_P/2009Al 复合材料的高周疲劳性能[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(10): 1955-1961.

[22] BONNEN J J, ALLISON J E, JONES J W. Fatigue behavior of 2xxx series aluminium alloy reinforced with 15 vol Pct SiC_P [J]. Metallurgical and Materials Transactons: A, 1991, 22(5): 1007-1019.

(编辑 张 红)