

单晶颗粒增强 $WC_p/Ti-6Al-4V$ 梯度复合材料层 微观断裂行为

刘德健, 李俐群, 李福泉, 陈彦宾

(哈尔滨工业大学 现代焊接生产技术国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: 采用激光熔注技术在Ti-6Al-4V表面制备了单晶颗粒增强的 $WC_p/Ti-6Al-4V$ 梯度复合材料层。利用扫描电镜原位拉伸试验, 观察复合材料层裂纹形成、扩展的动态过程, 研究其微观断裂行为。结果表明, $WC_p/Ti-6Al-4V$ 复合材料层的失效机制主要有两种: WC 颗粒开裂和 WC_p/Ti 界面开裂。 WC 颗粒开裂是主要失效形式, WC_p/Ti 界面开裂的比例相对较少, 而且主要发生在较高的应变情况下。激光熔注条件下形成的规则胞状反应层有利于应力由基体传向增强颗粒。在拉伸过程中, WC 颗粒内部应力由最初的压应力逐渐变为拉应力。 WC 颗粒内部拉应力的极大值可达2000 MPa, 高于单晶 WC 陶瓷的抗拉强度。

关键词: 激光熔注; 梯度复合材料; 断裂行为; 原位拉伸

中图分类号: TG 174.45; TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2010)08-1431-04

颗粒增强钛基复合材料具有比强度高、尺寸稳定性好以及耐磨性高等优点, 广泛应用于航天、航空工业等领域^[1]。但是, 较差的塑韧性以及较低的断裂强度使其在很多领域的应用受到限制。因此, 研究颗粒增强钛基复合材料的断裂行为, 进而优化其抗断裂性能就显得十分重要。

目前, 对颗粒增强复合材料断裂行为的研究主要集中在增强颗粒与基体之间的界面反应层。大量研究表明, 增强颗粒与基体之间的界面反应对复合材料的断裂性能具有重要影响, 控制反应层的尺寸是改善复合材料抗断裂性能的有效手段^[2-4]。然而, 关于增强颗粒自身强度对复合材料抗断裂性能影响的研究相对较少。Ocelik等人发现, 若增强颗粒自身强度低, 增强颗粒在较低外加应力作用下就会发生内部断裂, 这将显著恶化复合材料的抗断裂性能^[5]。他们认为, 选择高强度的单晶陶瓷作为增强颗粒是提高复合材料抗断裂性能的关键。在Ocelik等人研究的基础上, 本文作者选用单晶 WC 颗粒作为增强相, 采用激光熔注技术^[6,7], 在Ti-6Al-4V表面制备了 $WC_p/Ti-6Al-4V$ 梯度复合材料层^[8,9], 并且对梯度复合材料层的断裂行为进行了初步分析^[10]。

为了深入研究 $WC_p/Ti-6Al-4V$ 梯度复合材料层的微观断裂行为, 本研究采用原位拉伸(in situ tensile test)

的方法, 在扫描电镜下进行拉伸试验, 观察复合材料层裂纹形成、扩展的动态过程。

1 实 验

$WC_p/Ti-6Al-4V$ 梯度复合材料层的详细制备过程见文献[8]。激光熔注实验采用DL-HL-T5000型5 kW横流 CO_2 激光器作为热源, 采用平均尺寸为100 μm 的单晶 WC 陶瓷粉末作为注入材料, 基体材料为Ti-6Al-4V, 尺寸为5 mm×33 mm×67 mm。

激光熔注过程如下: 高功率密度激光束辐照Ti-6Al-4V表面并产生熔池, 送粉器将 WC 粉末由熔池后部“拖尾”注入到熔池中。在熔池的快速凝固过程中, WC 颗粒来不及熔化就被“冻结”起来, 进而形成颗粒增强的复合材料层。 WC 颗粒注入方向与激光扫描方向相同。实验采用负离焦, 激光束光斑直径为3 mm, 采用同轴氩气保护。熔注实验的优化参数为: 激光功率密度 $P=209 W/mm^2$, 扫描速度 $v=0.5 m/min$, 送粉率 $m=125 mg/s$ 。

原位拉伸试样制备过程如下: 将制备的复合材料层沿着平行于试样表面方向切下, 将表面磨平, 按照制备金相试样标准进行抛光、腐蚀。原位拉伸试验在HITACHI S570 扫描电镜下进行, 试验采用位移控制模式, 加载速度为1.67 $\mu m/s$ 。

收稿日期: 2009-08-31

基金项目: 哈尔滨工业大学现代焊接生产技术国家重点实验室资金资助

作者简介: 刘德健, 男, 1978年生, 博士生, 哈尔滨工业大学现代焊接生产技术国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86415506, E-mail: liudjmse@gmail.com

2 结果与分析

图1是制备的WC_p/Ti-6Al-4V梯度复合材料层横截面照片。复合材料层的宽度为2.3 mm, 厚度为0.75 mm, WC颗粒的体积分数为18%~30%。图中方框区域即为原位拉伸试样横截面所包含的区域。

原位拉伸试样如图2所示。复合材料层位于试样的中部。此外, 为了捕捉到裂纹产生的瞬间, 必须保证裂纹在某一指定区域内产生。因此, 在试样的中部预先制作了一个缺口, 缺口的前端刚好接触到复合材料层的边缘。缺口在拉伸过程中将起到应力集中的作用, 使得裂纹优先在这一区域产生。

图3是加载前复合材料层中WC颗粒的SEM照片。由于原始WC粉末存在缺陷, 所以在WC颗粒内部可以看到个别孔洞, 但在WC颗粒内部从未发现裂纹。

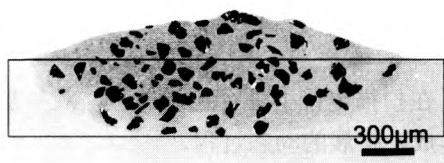


图1 复合材料层横截面形貌

Fig.1 Cross section of a composite layer produced by LMI



图2 原位拉伸试样

Fig.2 Specimen for the in situ tensile test

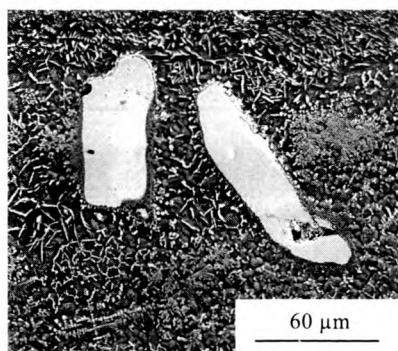


图3 加载前复合材料层中 WC 颗粒的 SEM 照片

Fig.3 SEM micrograph of WC_p in the composite layer before loading

2.1 裂纹形成

在加载初期, 复合材料层的组织未发生明显改变, 也未发现裂纹。当位移量达到0.33 mm时, 裂纹首先在WC颗粒内部形成, 裂纹的方向大致与拉伸方向垂直, 如图4所示。

随着位移量的进一步增加, 在复合材料层中出现了另外一种开裂机制。当位移量增加到0.94 mm时, 在少数WC颗粒的界面产生了裂纹, 如图5所示。界面开裂的几率远小于WC颗粒内部开裂。

2.2 裂纹扩展

2.2.1 裂纹在 WC 颗粒内部扩展

随着变形量增加, 在复合材料层中将形成新的裂纹。与此同时, 原有的裂纹将不断扩展。图6是WC颗粒随着变形量增加内部裂纹的扩展情况。当位移量达到0.33 mm时, 在WC颗粒内部形成裂纹(图6a); 当位移量增加至1.7 mm时, 裂纹长度、宽度明显增加, 同时在WC颗粒内部形成新的裂纹(图6b)。

2.2.2 裂纹在界面扩展

除了WC颗粒内部裂纹发生扩展外, 界面处的裂纹也发生扩展。当位移量从0.94 mm增加至1.82 mm时, 裂纹沿着界面不断扩展, 而且裂纹宽度变大。同时, 又会在WC颗粒内部激发新的裂纹, 如图7所示。

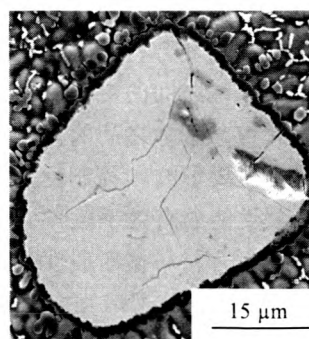


图4 WC颗粒开裂

Fig.4 WC particle cracking

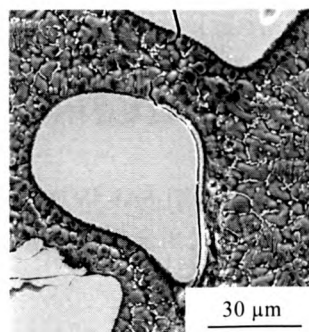


图5 WC_p/Ti界面开裂

Fig.5 Decohesion of the WC_p/Ti interface

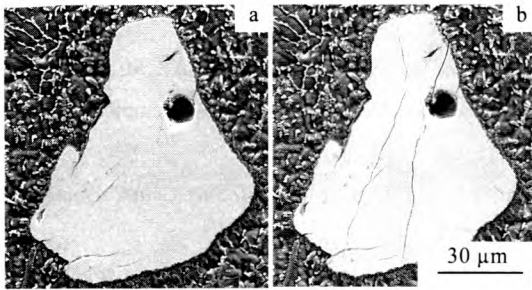


图6 裂纹在WC颗粒内部扩展

Fig.6 Crack propagation in the WC particle: (a) upon displacement with 0.33 mm and (b) upon displacement with 1.7 mm

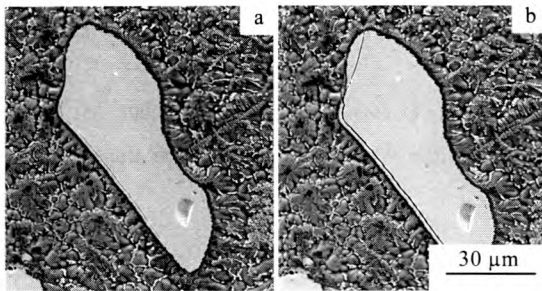


图7 裂纹在界面扩展

Fig.7 Crack propagation along the interface: (a) displacement with 0.94 mm and (b) displacement with 1.82 mm

2.2.3 裂纹在基体中扩展

当位移量增加至1.35 mm时, WC颗粒内部的裂纹贯穿了整个WC颗粒, 并且向颗粒周围的基体扩展。但是, 当裂纹前沿遇到基体时, 并未立即向前扩展, 而是出现了延迟现象, 裂纹的宽度明显变大。裂纹这种延迟现象主要是由于基体的塑性变形引起的。由于Ti基体具有较好的塑性变形能力, 可以使得WC颗粒裂纹在基体露头处发生塑性松弛, 导致裂纹前端的应力集中得到释放, 所以裂纹扩展被暂时终止。当位移量达到某一临界值时, 裂纹开始在基体中扩展。裂纹在基体中扩展路径主要沿着基体中TiC枝晶。除了沿着TiC扩展外, 有时会在 β -Ti晶界处扩展。

2.3 断裂

当WC颗粒间基体中的裂纹相互汇合后, 复合材料层断裂。图8是复合材料层断裂前瞬间的SEM照片。一般来讲, 断裂路径通常沿着WC颗粒密度最大的方向, 而且近似垂直于拉应力方向。

通过原位拉伸试验观察到, WC_p/Ti-6Al-4V复合材料层的失效机制主要有两种: WC颗粒开裂和界面开裂。其中, 以WC颗粒开裂为主, 界面开裂的比例相

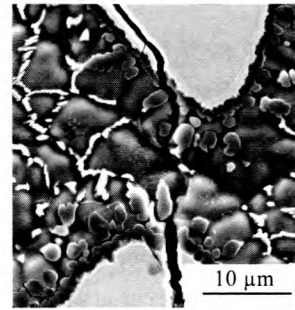


图8 复合材料层断裂前SEM照片

Fig.8 SEM image of the composite layer just before fracture

对较少, 而且主要发生在较高的应变情况下。这一研究结果与Ocelik等人的前期研究结果相矛盾^[5]。他们认为, 单晶WC陶瓷具有很高的强度(理论断裂强度为1550 MPa), 在拉应力作用下不会发生开裂。

由于WC和Ti-6Al-4V之间热膨胀系数相差较大, 在激光熔池快速冷却过程中, 会产生较大残余应力。Ocelik等计算结果表明, 熔池凝固后, WC颗粒要承受300 MPa左右的压应力^[5]。

但是, 在拉伸过程中, 当外加拉应力作用于复合材料层时, WC颗粒的受力状态将发生改变。根据Ramamurty的研究结果, 在外加拉应力的作用下, 载荷将通过界面由基体向增强颗粒传播^[11]。应该指出的是, 本研究所获得的反应层厚度较薄, 而且呈规则的胞状, 如图5和图8所示。这种胞状结构反应层界面结合强度高, 有利于应力传播, 这一结论已经被Xia等人的研究结果所证实^[12]。这样, 在外加拉应力作用下, 界面反应层可以把应力从基体传向颗粒。WC颗粒的受力状态也由原来的压应力转变为拉应力。如果WC_p/Ti界面结合强度足够高, 那么WC颗粒内部的应力与变形量成正比, 变形量越大, WC颗粒内部应力值也越大。但是, 如果考虑界面失效对应力传播效率的影响时, WC颗粒内部的应力将不再随应变变量线性变化。此时, WC颗粒内部应力随着应变变量的增加而增加, 达到某一最大值后, WC颗粒内部应力随着应变变量的增加而减小。本研究计算结果表明, WC颗粒在拉伸过程中内部受到拉应力的最大值可达2000 MPa。这一应力值远大于单晶WC陶瓷的抗拉强度, 这就是WC颗粒在拉伸过程中会发生开裂的原因。

应该指出的是, 对于颗粒增强复合材料而言, 颗粒开裂是一种比较理想的失效机制。这意味着增强相与基体之间的结合良好, 可以把应力从基体传向颗粒, 充分发挥了颗粒增强的作用。

3 结 论

1) WC_p/Ti-6Al-4V 复合材料层的失效机制主要有两种: WC 颗粒开裂和 WC_p/Ti 界面开裂。其中, 以 WC 颗粒开裂为主, 界面开裂的比例相对较少, 而且主要发生在较高的应变情况下。

2) WC_p/Ti 界面反应层结构对复合材料层的断裂性能有很大影响, 激光熔注条件下形成的规则胞状反应层有利于应力由基体传向增强颗粒。

3) 在拉伸过程中, WC 颗粒内部应力随着应变量的增加而增加, 达到某一最大值后, WC 颗粒内部应力随着应变量的增加而减小。WC 颗粒受到拉应力的最大值可达 2000 MPa, 高于单晶 WC 陶瓷的抗拉强度。

参考文献 References

- [1] Jin Yunxue (金云学), Li Jungang (李俊刚). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2007, 36(5): 764
- [2] Ganguly P, Poole W J, Lloyd D J. *Scripta Mater*[J], 2001, 44: 1099
- [3] Oh J C, Lee S. *Surf Coat Technol*[J], 2004, 179: 340
- [4] Kenesei P, Biermann H, Borbely A. *Scripta Mater*[J], 2005, 53: 787
- [5] Ocelik V, Vreeling J A, De Hosson J T M. In: Brebbia C A eds. *Surface Treatment V[C]*. Southampton: WIT Press, 2001: 151
- [6] Liu D J, Li L Q, Li F Q *et al.* *Surf Coat Technol*[J], 2008, 202: 1771
- [7] Ayers J D, Tucker T R. *Thin Solid Films*[J], 1980, 73: 201
- [8] Liu Dejian(刘德健), Li Fuquan(李福泉), Chen Yanbin(陈彦宾) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2008, 37(10): 1790
- [9] Chen Y B, Liu D J, Li F Q *et al.* *Surf Coat Technol*[J], 2008, 202: 4780
- [10] Liu D J, Chen Y B, Li L Q *et al.* *Scripta Mater*[J], 2008, 59: 91
- [11] Ramamurty U. *Compos Sci Technol*[J], 2005, 65: 1815
- [12] Xia Z, Curtin W A, Peters P W M. *Acta Mater*[J], 2001, 49: 273

Micro Fracture Behavior of Single Crystal Particle Reinforced WC_p/Ti-6Al-4V Functionally Graded Materials Layer

Liu Dejian, Li Liqun, Li Fuquan, Chen Yanbin

(State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Laser melt injection (LMI) was used to prepare single crystal particle reinforced WC_p/Ti-6Al-4V functionally graded materials (FGMs) layer on Ti-6Al-4V. In situ tensile test in scanning electron microscope (SEM) was employed to study the crack formation and propagation of the FGMs layer. The micro fracture behavior was also studied. The results show that there are mainly two failure mechanisms: WC particle cracking and WC_p/Ti interface decohesion. WC particle cracking forms the majority of the crack nucleation. In contrast, WC_p/Ti interface decohesion is a rarely observed phenomenon, which usually occurs at higher strains. In addition, the regular cellular reaction layer formed in LMI plays a positive role in the load transfer from the matrix to the particle. During the tensile test, the stress state of WC_p gradually changes from initial compressive stress to tensile stress. Furthermore, the maximum tensile stress inside the WC particle is about 2000 MPa, which is much higher than the critical fracture strength of single crystal WC_p.

Key words: laser melt injection; functionally graded materials; fracture behavior; in situ tension

Corresponding author: Liu Dejian, Candidate for Ph. D., State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86415506, E-mail: liudjmse@gmail.com