

SiC_w/MB15 复合材料断裂行为研究

Study on the Fracture Behavior of SiC_w/MB15 Composites

严 峰, 吴 昆, 赵 敏 (哈尔滨工业大学, 哈尔滨 150001)

YAN Feng, WU Kun, ZHAO Min (Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

摘要: 扫描电镜下采用动态拉伸法, 原位观察 SiC_w/MB15 复合材料在动态 加载条件下裂纹形成、扩展至断裂的全过程, 并对断口进行了分析。结果表明, 裂纹主要在折断的晶须处萌生, 在主裂纹前端应力集中区内长大、连结, 在与主应力垂直方向上形成宏观裂纹。

关键词: 断裂; 形核; 扩展; 碳化硅晶须

中图分类号: TB331 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2001) 01-0034-02

Abstract: The nucleation, propagation of cracks to fracture of SiC_w/MB15 composites were observed with tensile loading under SEM. It is discovered that cracks mainly nucleate at clearance between broken whiskers. The whole process of crack formation is that micro-cracks propagated and linked each other in the stress concentration zone of the main crack tip, then combined in the perpendicular direction of main stress to form a macro-crack.

Key words: crack; nucleation; propagation; SiC whisker

金属基复合材料具有高比强度、高比模量、耐高温、热膨胀系数小、尺寸稳定性好等优异的综合性能, 在航天、航空、先进武器系统、汽车工业等领域有广阔的应用前景^[1,2]。镁基复合材料是继铝基复合材料之后的又一具有竞争力的轻金属基复合材料, 在某些方面, 其性能甚至超过了铝基复合材料。近年来, 对不连续增强镁基复合材料的研究亦加快了步伐, 部分产品已经进入实用阶段。

金属基复合材料因其组织和性能与传统材料相比有很大变化, 目前已经建立的传统材料的断裂失效方式对金属基复合材料并不适合。传统的断口分析等手段无法解析复合材料在承载过程中裂纹形核、长大直至材料失效的全过程, 因而难以考察增强相的分布、形状、尺寸等特性对复合材料失效行为的影响。本实验采用扫描电镜下的动态拉伸, 原位观察挤压态 SiC_w/MB15 复合材料在平行于挤压方向承载条件下裂纹形成、扩展至断裂的全过程, 结合断口形貌, 对观察到的现象进行了分析, 并对影响 SiC_w/MB15 复合材料断裂行为的因素进行了研究。

1 试验材料与试验方法

采用挤压铸造法制备 19.7vol% SiC_w/MB15 复合材料, 经热挤压成板材后 (具体工艺见参考文献 [3]), 用线切割方法制备试样, 使试样轴向平行于挤压方向, 试样尺寸见图1, 试样中部的一边预制一个深

约 0.2mm、宽约 0.1mm 的缺口, 用来确定拉伸过程中裂纹的启裂点, 然后对试样进行了磨制与机械抛光。

动态拉伸试验利用 S-570 扫描电镜在室温下进行, 观察试样的裂纹形成、扩展至断裂的全过程, 并对拉伸断口进行了分析。

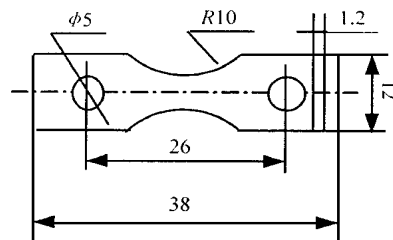


图1 拉伸试样尺寸 (mm)

Fig. 1 Geometry of the tensile specimens

2 试验结果

首先对试样预制缺口处的组织进行观察, 图2是拉伸前预制缺口根部的组织形貌, 可以观察到晶须轴向大致平行于拉伸方向, 晶须大多发生了折断, 折断的晶须间存在着缝隙 (图2中 a, b 两点), 缝隙的间距有大有小。

图3是同一位置在初步加载后的情况, 折断的晶须间的缝隙 (a 点、b 点) 变宽了, 成为潜在的裂纹源, 随着进一步的加载, 如图4所示, 裂纹在折断的晶须

处形成, 并沿上表面向下扩展, 形成“人”字型宏观裂纹。这一现象说明 SiCw/MB15 复合材料的裂纹扩展是通过微裂纹相互连接而进行的。

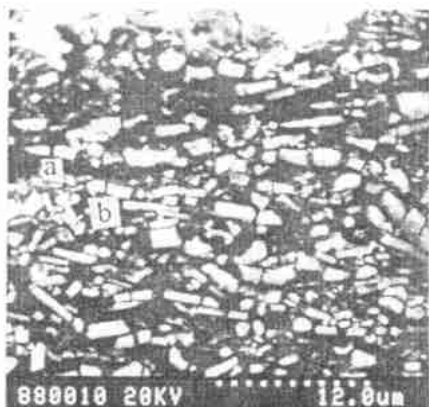


图 2 加载前试样缺口根部的组织形貌

Fig. 2 SEM micrograph of the notch tip before loading

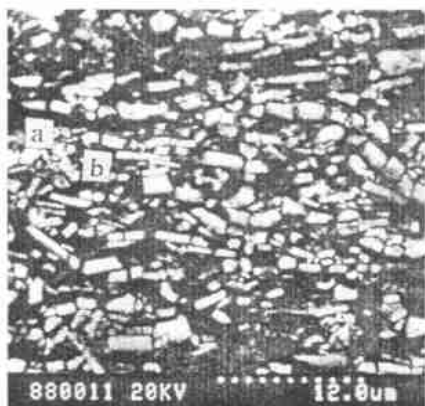


图 3 初步加载后缺口附近的组织形貌

Fig. 3 SEM micrograph of the notch tip after the first loading

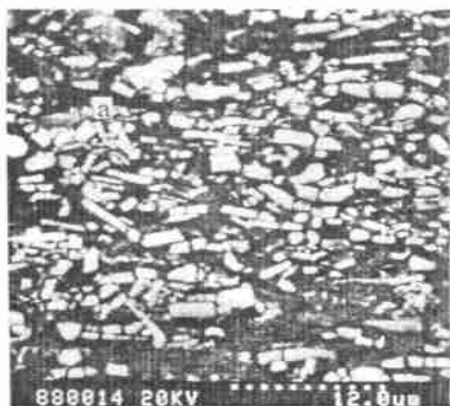


图 4 继续加载后出现的“人”字形裂纹

Fig. 4 The crack in the berring bone shape after continued loading

图 5 为断口照片, 在断口上有很多晶须露头 and 晶须拔出后留下的孔洞, 基体上有少量的韧窝和大量的撕裂棱。

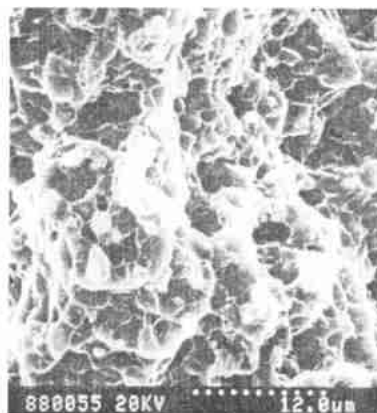


图 5 试样断口形貌 (SEM)

Fig. 5 The fracture surface of specimen (SEM)

3 分析与讨论

由上述的观察结果可知, 裂纹源主要产生在预制裂纹前端折断的晶须缝隙处。

晶须折断有可能产生在复合材料的挤压铸造过程或热挤压成板材的过程中。对于在挤压铸造过程中产生的晶须折断现象, 有可能在热挤压过程中由于大的挤压变形而使折断晶须的缝隙进一步扩大, 并填充入基体合金, 同时折断的晶须随挤压的进行而转动, 最终形成独立的晶须; 而在挤压过程中由于晶须与基体合金的不协调变形在某一时刻产生的晶须折断现象具有缝隙小、折断的晶须基本在同一轴线的特征。与前者相比, 在这个过程中晶须折断产生的缝隙很小, 端部相对, 此处由于基体与增强相之间热胀系数和弹、塑性变形能力的差异而产生的应力集中较其它部位的晶须与基体界面处的应力集中更为严重, 容易在拉伸过程中率先开裂。尤其是在挤压变形的后期产生的缝隙, 因无法在外力作用下填充入基体合金, 已构成微裂纹。

图 2、图 3、图 4 中的 a, b 两点处折断的晶须有两个特点, 一是在同一轴线上, 说明折断现象发生在热挤压阶段。二是与挤压方向平行, 因为只有长径比较大的晶须才能在热挤压处理后表现出轴线平行于挤压方向的特点, 说明这两处的晶须在挤压后期才折断。在图 2~图 4 中的其他部位还有一定数量类似的晶须折断现象, 说明在拉伸之前, 试样中已经存在分散的显微缺陷, 这些显微缺陷随拉伸的进行逐渐长大, 进而相互连接, 形成图 4 中的“人”字形裂纹。断

(下转第 14 页)

氧化过程中, 由于 TiAlN 涂层与 HSS 基体的热膨胀系数相差比较悬殊, 热应力也就相应较大。已知高速钢的热膨胀系数 $\alpha_s = 2 \times 10^{-5} \text{K}^{-1}$, $\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}\text{N}$ 的膨胀系数 α_f 虽然目前还未见报道, 但 TiN 和 AlN 的分

别为 $9.4 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ 和 $5.7 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$, α_f 应该在该范围内^[5], 即 $\alpha_f < \alpha_s$, 高温氧化时, 涂层中产生拉应力。在 $T_{\text{ox}} = 900$ 时, 这种拉应力的已足够抵消 TiAlN 涂层氧化过程中产生的压应力, 使涂层开裂。

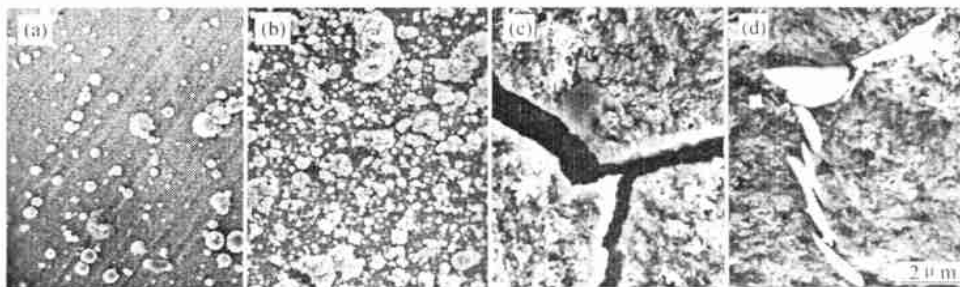


图4 不同温度下 $\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}\text{N}$ 涂层氧化层的 SEM 形貌

Fig. 4 The SEM morphology of the oxide layer of $\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}\text{N}$ coating at different T_{ox}
(a) 700 $\times 3\text{h}$; (b) 800 $\times 3\text{h}$; (c) and (d) 900 $\times 3\text{h}$

3 结论

$\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}\text{N}$ 涂层的最高抗氧化温度为 800 $^{\circ}\text{C}$ 。低于此温度下, 涂层的氧化主要是 O 原子向涂层内部扩散的过程, 涂层氧化程度很小。800 $^{\circ}\text{C}$ 时, 虽然 O 的扩散系数增大, 但由于此时 Al 原子向氧化层表面的扩散速率也加剧, 并在氧化层外部形成富 Al 层, 有效阻止了 O 的扩散, 涂层的氧化仍比较轻微。直至氧化温度达到 900 $^{\circ}\text{C}$ 时, 由于热应力的强烈作用, 涂层产生裂纹, 氧化沿裂纹深及基体, 涂层基本上已经失效。

参考文献

- [1] S B Sant, K S Gill. Growth and Characterization of Cathodic Arc Evaporated CrN, (Ti, Al) N and (Ti, Zr) N Films Surf & Coat Technol, 1994, 68/69: 152-156.
- [2] Y K Wang, L F Xia, T Q Lei, et al. A Research on Microstructure and Properties of (Ti, Al) N Coating[J]. Surf & Coat Technol, 1995, 72: 71-75.
- [3] B F Coll, P Sathrum, et al. Optimization of Arc Evaporated (Ti, Al) N Film Composition for Cutting Tool Applications Surf & Coat Technol, 1992, 52: 57-64.
- [4] J Palmers, M V Stappen. Deposition of (Ti, Al) N Coatings by Means of Electron Beam Ion Plating with Evaporation of Ti and Al from Two Separate Crucibles. Surf & Coat Technol, 1995, 76/77: 363-366.
- [5] E Lugscheider, O Knotek. Deposition of Arc TiAlN Coating with Pulsed Bias[J]. Surf & Coat Technol, 1995, 76/77: 700-705.

收稿日期: 2000-12-04

作者简介: 王永康 (1963-), 男, 研究员, 在职博士。主要从事材料表面改性和表面涂层研究。联系地址: 宁波市 303 信箱, 宁波 (315041)。

本文编辑: 孙常青

* * * * *

(上接第 35 页)

口观察是对动态观察有益的补充。基体部分的断口上存在大量的撕裂棱, 是明显的准解理断裂。这是由于镁是六方晶系金属, 滑移系较少, 同时晶须的存在进一步限制了基体镁合金的变形能力造成的。在本试验条件下, 挤压后晶须的轴向大致平行于拉伸方向, 晶须在折断处的缝隙则与拉伸方向垂直, 裂纹萌生后靠塑性撕开的机制相互连接而最终导致材料的失效, 并在断口上保留了大量的晶须断头。

4 结论

- (1) 在拉伸载荷下, SiCw/MB15 复合材料的裂纹主要在折断的晶须间缝处产生。
- (2) 折断晶须间裂纹的宽窄与晶须折断产生的早晚有关, 裂纹前端窄小缝隙对主裂纹扩展阻力最小。
- (3) SiCw/MB15 复合材料裂纹扩展方式是在主裂纹前端应力集中区中, 微裂纹长大并相互连接, 最终在与拉伸轴向垂直的方向上形成宏观裂纹。

参考文献

- [1] Pekguleryuz M O. Proceedings of 1st Canadian International Composite Conference and Exhibition, Montreal, 1991: 278
- [2] Duffy L. Materials World, 1996, 3: 127
- [3] 吴昆, 严峰等. SiCw/MB15 复合材料挤压板材的力学性能和断口分析[J]. 物理测试, 1999. 2

收稿日期: 2000-01-24

作者简介: 严峰 (1974-), 男, 博士。联系地址: 哈尔滨工业大学 433 信箱 (150001)

本文编辑: 杨雪