

# 金属基陶瓷复合材料的激光热冲击破坏效应<sup>\*</sup>

周益春<sup>1,2</sup> 袁辉球<sup>1</sup> 段祝平<sup>2</sup> 杨奇斌<sup>1</sup>

(<sup>1</sup>湘潭大学物理系, 湖南 411105)

(<sup>2</sup>中国科学院力学研究所, 材料动力学及激光与物质相互作用实验室, 北京 100080)

**摘 要** 研究了激光热冲击条件下静态受拉 SiC 颗粒增强 6061 铝合金材料的热断裂行为。热冲击用的激光束的脉宽分别为 1.0ms 和 250 $\mu$ s, 激光束辐照在缺口的根部附近。对于热冲击下裂纹的产生及扩展进行细致的宏、微观观察, 发现裂纹的产生和扩展的机制是不相同的。

**关键词** 金属基陶瓷 激光热冲击 热失配

**ABSTRACT** Thermal failure of SiC particulate reinforced 6061 aluminum alloy composites induced by the coupled loading with both laser thermal shocking and mechanical loading has been investigated. In the test, a pulsed Nd: glass laser beam is used with duration 1.0ms and 250 $\mu$ s. The notched-tip region of the specimen is subjected to laser beam rapid heating. The crack-tip process zone development and the microcracks formation are macroscopically and microscopically observed. It is found that the mechanisms for the cracks formation are different from those for the crack expansion.

**KEY WORDS** ceramic particulate reinforced metal matrix composites, laser thermal shocking, thermal expansion mismatch.

陶瓷颗粒增强铝基复合材料具有高的比强度, 比模量及优越的抗蠕变性能, 并由于这些优良的机械性能和物理性能而受到广泛关注<sup>[1,2]</sup>, 已开始在一些精密器件上投入使用<sup>[3]</sup>。广泛存在的瞬时加热和突然冷却等热冲击现象, 对复合材料热破坏效应的研究已成为材料科学中的一个重要课题<sup>[3~7]</sup>。金属和陶瓷的热物理性能和力学性能的极大差别将造成金属和陶瓷的严重热失配; 使得这种材料的抗热冲击性能较差。因此, 研究这种材料在热冲击下的力学性能和热物理性能对改善它的抗热冲击性能具有重要意义。

通常的热冲击实验是淬火<sup>[3,9~11]</sup>, 聚光灯加热<sup>[5]</sup>或电子束加热等方法。这些传统的加热方法都具有一定的局限性, 如要求真空条件, 或者加热效率低, 或者要求样品为导体, 或者不能实时观察等。本文采用激光加热方法, 可以根据需要对激光束进行调节, 如能量、功率、光斑大小等, 实验过程中还可能对变形与断裂过程进行实时观察等。

## 1 实验方法

### 1.1 实验条件

热冲击实验所用的激光热源是由“力光”可调式千兆瓦级高功率钕玻璃激光装置输出的长脉冲激光束<sup>[12]</sup>。其实验装置由激光器、激光束时空分布的诊断系统、多点快速红外测温仪及同步控制器等部分组成。激光束的时间分布是由响应时间小于 1ns 的硅 PN 光电二极管测试, 激光束的空间分布采用面阵 512 × 512 元高灵敏度的 CCD 探测器图象分析系统测试, 为了使

\* 国家 863 激光技术领域, 国家自然科学基金, 湖南省教委资助项目。  
1997年3月12日收到原稿, 1997年6月7日收到修改稿。  
周益春, 男, 1963年3月生, 博士, 教授。

CCD 探测器处于线性工作状态,使软件模块控制 CCD 探测器上的激光功率密度的最大值与最小值之比  $I_{\max}/I_{\min} < 50$ , 这样保证测得的相对误差小于 2%。该图象分析仪的帧率为 25 帧/秒。激光器输出的能量由有峰值数字显示的 PT-1C 型高功率激光能量计测得。

对于脉宽为 1ms 和 250 $\mu$ s 的两种脉宽激光束对复合材料的破坏效应,它们的时间分布波形分别如图 1(a)(b) 所示。我们把由脉宽为 1ms 和 250 $\mu$ s 的激光束对材料的破坏效应实验分别称为第 I 组和第 II 组实验,图 ab 分别对应 1ms 和 250 $\mu$ s 脉宽。

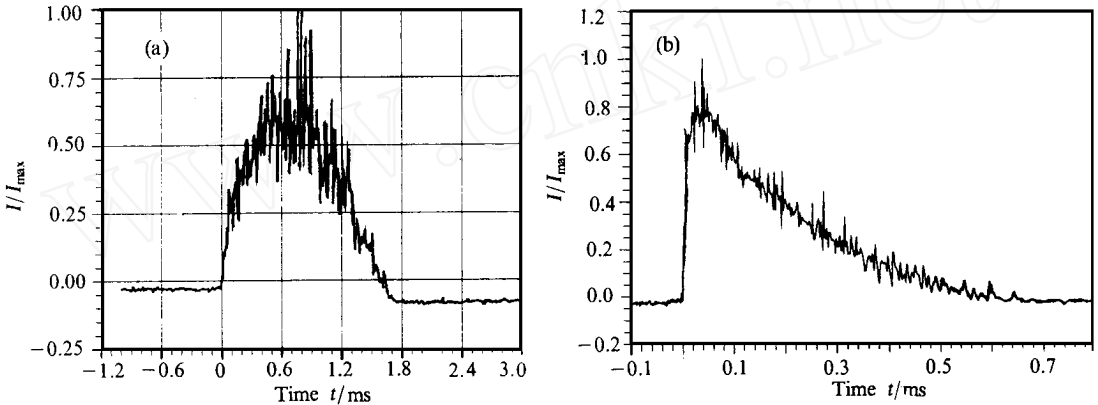


Fig. 1 Temporal shape of N: glass pulsed laser intensity: (a) the full width at half maximum of the laser is 1ms, (b) the full width at half maximum of the laser is 250 $\mu$ s

图1 激光束的时间分布波形

## 1.2 试样及问题的描述

本实验采用的复合材料是热压成形的 SiC 颗粒增强的 6061 铝合金, SiC 颗粒的重量百分比是 15%, 各元素的重量百分比是 Al 为 77.64%, Si 为 10.42%, C 为 4.68%, S 为 0.022%, 另外还有少量的 Ti, Mn, Mg 元素及微量的 Pb, Sn, Ni, Ni r, Cr, Cu 等元素。

将试样加工成 8mm  $\times$  0.25mm 的若干薄片,并在单边切割成 2mm  $\times$  0.125mm 的缺口。加载前试样的一面(称为前表面)只预磨而不抛光,试件的另一表面(称为背面)不仅预磨而且抛光,以便使前表面在激光辐照后,在金相显微镜和扫描电镜下观察背面由激光加载后所产生的裂纹。将试件的两端固定在机械加载装置上,使其前表面对准激光束。调整激光束使其垂直入射到试件圆缺口的根部,光斑直径为 5mm。

## 2 实验结果

### 2.1 宏观现象及破坏阈值

表 1 列出了机械拉伸载荷  $p = 36 \text{ MPa}$  和激光热冲击载荷共用作用下的宏观破坏现象及相应的破坏阈值。当只有机械外载荷  $p$  作用而无激光辐照时,无任何可观察到的破坏现象。对于第 I 组实验,当入射激光的能量密度  $E_L < 10 \text{ J/cm}^2$  时,也无明显的破坏现象,而当  $E_L$  逐渐增加时,破坏越来越严重,当  $E_L > 17.2 \text{ J/cm}^2$  时,试件完全断裂。对于第 II 组实验,当  $E_L < 14 \text{ J/cm}^2$  时,无明显的破坏现象,而当  $E_L > 22.3 \text{ J/cm}^2$  时,试件完全断裂。对两组实验只有在入射激光束的时间脉宽不一样而机构外载荷和试件厚度等其它条件完全相同的情况下,第 I 组实验的激光能量密度破坏阈值  $E_L^i$  比第 II 组的  $E_L^i$  小。

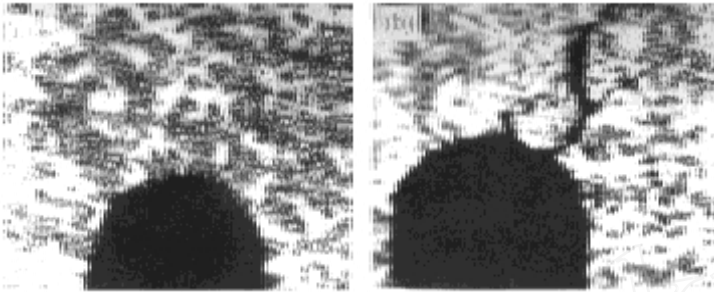


Fig 2 Metallograph of composites: (a) original profiles of the notched-tip region, (b) the front surface of the notched-tip region subjected to laser beam heating  
图2 复合材料的金相照片



Fig 3 The photo of micro-voids in the notched-tip region  
图3 缺口根部的微孔洞

表1 宏观现象及破坏阈值

Table 1 Macro-phenomena and Energy Threshold to Produce Damage

No	series	FWHM	laser energy /J	laser intensity /kW cm <sup>-2</sup>	laser energy density /Jcm <sup>-2</sup>	static tensile stress /MPa	macro-phenomena
5	I	1.0ms	2.13	10.8	10.8	36.7	No observable macro-damage
7	I	1.0ms	2.63	13.4	13.4	36.7	In the notched-tip region the voids are appeared which occur in the form of interfacial debonding between the particles and the matrix, as shown in Fig 3
6	I	1.0ms	3.13	15.9	15.9	36.7	Macro-crack is observed in the notched-tip region and the macro-crack is 0.13mm in the length as shown in Fig 4(a)
8	I	1.0ms	3.38	17.2	17.2	36.7	The sample is totally fractured
9	II	250μs	2.75	56.0	14.0	36.7	No observable macro-damage
10	II	250μs	2.88	58.6	14.6	36.7	The laser radiating region is deviated from the notched-tip region. The radial cracks are observed around the periphery of the laser beam as shown in Fig 8
11	II	250μs	3.50	71.3	17.8	36.7	Macro-crack is observed in the notched-tip region and the macrocrack is 0.1mm in the length as shown in Fig 4(b)
12	II	250μs	4.40	89.1	22.3	36.7	The sample is totally fractured

2.2 变形及微断裂区的形成

(1) 金相组织。图2(a)为激光辐照前缺口根部的原始形貌,图2(b)为试件前表面缺口根部处受激光辐照后的金相图,可以看出这种复合材料的陶瓷颗粒均匀分布于基体材料中,陶瓷颗粒的大小约为10μm。比较图2(a)和2(b)发现,激光辐照后,陶瓷颗粒周围出现了许多不平坦的毛刺。

(2) 缺口根部的空穴。图3是能量密度为13.4J/cm<sup>2</sup>,脉宽为1.0ms的激光束辐照下缺口根部的SEM照片。从这里明显可以看到,在缺口根部出现了一些微孔洞和微裂纹,而这些孔洞和微裂纹发生在颗粒和基体的界面上,基体内也开始有孔洞出现。

(3) 宏观裂纹的特征。当激光能量逐渐增加时, 对第 I 组实验  $E_L = 15.9 \text{ J/cm}^2$ , 第 II 组实验  $E_L = 17.8 \text{ J/cm}^2$ , 缺口前的微裂纹逐渐长大而成为可见的宏观裂纹, 如图 4(a)、4(b) 所示。图 4(a) 的入射激光能量为  $3.13 \text{ J}$ , 脉宽为  $1.0 \text{ ms}$ , 图 4(b) 入射激光能量为  $3.5 \text{ J}$ , 脉宽为  $250 \mu\text{s}$ 。图 5 是图 4(a) 的放大照片。图 5 显示出, 主裂纹周围的增强相 SiC 颗粒发生严重的破碎现象, 尤其是在裂纹的尖端, 陶瓷颗粒的破碎现象更严重, 如图 6 所示。这时也伴随有部分的陶瓷颗粒与基体剥离的现象, 如图 7 的箭头 A 所示。

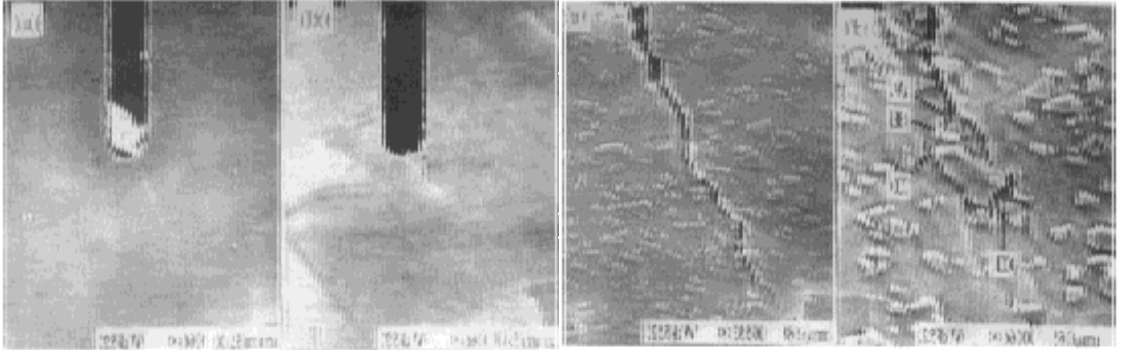


Fig. 4 Macro-cracks in the notched-tip region:

- (a) laser energy is  $3.13 \text{ J}$  and FWHM is  $1.0 \text{ ms}$ ,  
 (b) laser energy is  $3.5 \text{ J}$  and FWHM is  $250 \mu\text{s}$

图4 缺口顶端的宏观裂纹

Fig. 5 Enlargement of Fig. 4(a)

showing the SiC particles cracking

图5 图4(a)的进一步放大

## 2.3 裂纹的扩展

裂纹的扩展主要受到微裂纹前端微结构的影响。从裂纹扩展的路径分析, 一般有三种情况, 它们是裂纹直接穿过已断裂的粒子, 穿过基体和粒子的界面, 直接穿过基体。图 5(b) 给出典型的主裂纹向前扩展的三种可能途径。A 点是在金属基体内形成的空穴, 该空穴的发展有成核、长大和连接三个阶段, 表现为韧性的特征, 但由于受到附近粒子的约束, 空穴的长大和连接两个阶段非常小。B 点是裂纹前端的一小块 SiC 颗粒已破碎, 裂纹直接穿过 SiC 颗粒, 这个过程表现为脆性断裂。C 点是 SiC 颗粒与基体发生分离。从图 5(b) 还可观察到, 在主裂纹前端还出现派生裂纹的分叉, 如果分叉的派生裂纹扩展速度高于主裂纹的扩展速度, 则裂纹向另一端偏转。实际上裂纹的扩展将按照最易扩展的路径前进。随着裂纹的进一步扩展, 裂纹最终沿着 D 点的方向扩展, 这是因为 A 点处的派生裂纹在此已偏离主裂纹方向, 离开了最大主应力方向, 在 D 点又偏转回来, 以致在宏观上观察到的断裂面是近似平坦的。但是微观上裂纹的扩展是和裂纹前端的微结构紧密相连的。

## 2.4 径向裂纹

当入射激光束偏离缺口根部, 在激光光斑边缘出现了径向裂纹, 见图 8(a)、(b)。可观察到径向裂纹的特征与图 5 的特征有很大的差别。这里在基体内出现了许多孔洞, 这些孔洞开始连接形成微裂纹, 同时增强相陶瓷颗粒与基体发生脱离, 很少出现颗粒破碎现象。当未破碎的陶瓷颗粒出现在裂尖时, 陶瓷颗粒阻碍裂纹扩展。

### 3 讨论

#### 3.1 热失配引起的变形

对于金属基陶瓷复合材料,金属与陶瓷的热物理性能相差很大。6061铝合金的热膨胀系数为  $\alpha_m = 23.6 \times 10^{-6} / \text{K}$ , 热传导系数  $k_m = 1.8 \text{ W} / \text{cm} \cdot \text{K}$ , SiC 颗粒的热膨胀系数  $\alpha_c = 4.7 \times 10^{-6} / \text{K}$ , 热传导系数  $k_c = 0.42 \text{ W} / \text{cm} \cdot \text{K}$ 。可见基体的热膨胀量比 SiC 颗粒大得多。由于二者热失配造成陶瓷颗粒的变形与基体变形相差5倍多。在激光辐照前,背面是抛光的,陶瓷颗粒与基体材料都是平坦的。激光辐照后,二者的残余变形相差很多,基体材料比陶瓷颗粒要大得多,因而在金相显微镜下观察,出现如图2(b)所示的非平坦的毛刺。



Fig 6 SiC particles cracking in the crack-tip region

图6 裂尖处的颗粒破碎现象

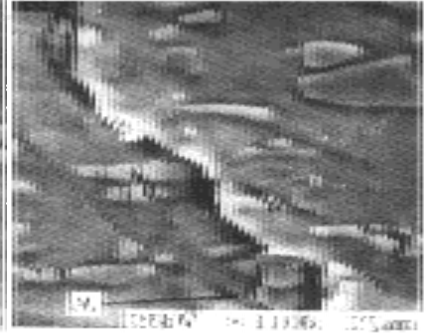


Fig 7 Separation of the particle-matrix

interface along with the macro-crack

图7 宏观裂纹附近的颗粒与基体分离

#### 3.2 裂纹的形成与扩展机制

(1) 缺口端部的微空洞。当试件受到激光辐照后,被辐照区的材料温度迅速升高,存在较高的温度梯度,在材料内部产生一定的热应力,在光斑内的热应力是压应力,而在光斑边缘的是拉应力。同时由于温升,基体材料软化而造成基体材料承载能力下降。机械拉伸载荷和热应力共同作用,在缺口处出现应力集中。由于基体强度较低,通过基体传递给 SiC 颗粒的应力不足以使 SiC 颗粒破裂,这样在缺口处出现如图3所示的基体内产生空穴以及基体和颗粒出现分离。在空穴形成和连接过程中,在缺口根部的试件表面上,能同时观察到明显的塑性应力集中区。随着激光热载荷的进一步增加,在基体内形成的空穴开始长大,并在它的前端,基体与颗粒形成的空穴也逐渐长大,二者的连接就可能形成微裂纹,微裂纹的连接形成宏观裂纹。

(2) 裂纹尖端的微结构和裂纹的扩展。当宏观裂纹形成以后,在机械外载荷及激光热载荷的共同作用下,宏观裂纹有可能扩展。在激光辐照的前表面,由于温度较高,基体材料的强度大大下降,从而造成基体材料不能有效地将载荷传递给增强相 SiC 颗粒。背表面材料的温度明显比前表面的温度低得多,因而基体材料的强度较高。并且当裂纹扩展时,应变率较高,从而基体材料被强化。在增强相和基体材料界面结合良好的情况下,界面剪切应力与基体强度成正比,较高强度的基体材料能通过界面的剪切应力将载荷传递给 SiC 颗粒,使颗粒承载而最终导致其破裂。因而在主裂纹附近和裂尖处观察到较多的颗粒破碎现象,如图5和图6所示。

#### 3.3 径向裂纹及热断裂阈值

在快速加热的情况下,由于基体材料与 SiC 颗粒的热膨胀系数相差很大,这种严重的热失配在材料内部引起较大的热应力,这种热应力破坏了基体与陶瓷 SiC 颗粒界面的良好结合,基

体与颗粒的分离引起径向裂纹,如图8所示。这也就进一步说明是热失配造成材料内部容易产生裂纹,裂纹一旦出现也易扩展。因此,热冲击下金属基陶瓷复合材料的承载能力较差,这种材料的抗热冲击性能较差。



Fig 8 Radial crack showing the voids in matrix and separation of the particle-matrix interface

图8 径向裂纹,基体中出现孔洞和颗粒与基体的分离

本文研究了激光热冲击下金属基陶瓷复合材料的破坏效应。对宏观现象及破坏阈值进行了测量,并对微裂纹的形成和宏观裂纹的扩展机制进行了观察和分析。结果表明,金属基陶瓷复合材料的抗热冲击性能较差,主要是由于基体材料和增强相材料的热物理性能相差较大所引起。

致谢 力学所李端义和沈还及湘潭大学熊殊副教授参加了部分实验,还和白以龙院士进行了讨论,在此一并致谢。

## 参考文献

- 1 马综义等 金属学报, 1994, 30(B27); 1994, 30(B33).
- 2 Leggoe J W, Hu X Z, Bush M B. *Engng Frac Mech*, 1996, 53: 873
- 3 Mohn W R, Vukolratovich D. *J Mater Eng*, 1988, 10: 225
- 4 Gupta T K. *J Am Ceram Soc*, 1972, 55: 249
- 5 Schneider G A, Petzow G. *J Am Ceram Soc*, 1991, 74: 98
- 6 Nied H F. *Engng Frac Mech*, 1987, 26: 239
- 7 Kokini K. *Engng Frac Mech*, 1986, 25: 167
- 8 Noda N, Matsunaga Y, Tsuji T and Nyuko H. *J Thermal Stresses*, 1989, 12: 369
- 9 Kubouchi M et al. In Proc. of 10th Int Conf on Composite Materials Poursartip A ed Vol 1. Woodhead Publishing Limited, 1995: 479
- 10 林广涌, 周玉, 田磊, 雷廷权. 材料科学与工艺, 1994, 2: 21
- 11 Becher P F et al. *Am Ceram Soc Bull*, 1980, 59: 542
- 12 周益春, 王春奎, 段祝平. 强激光与粒子束, 1995, 7: 350

## FAILURE EFFECT OF SiC PARTICULATE REINFORCED METAL MATRIX COMPOSITES INDUCED BY LASER THERMAL SHOCKING

Zhou Yichun<sup>1,2</sup>, Yuan Huiqiu<sup>1</sup>, Duan Zhuping<sup>2</sup>, Yang Qibin<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Department of Physics, Xiangtan University, 411105, Hunan, P R China*

<sup>2</sup>*Laboratory for Laser and Dynamic Behaviors of Materials,*

*Institute of Mechanics, CAS, Beijing, 100080, P R China*

Thermal failure of SiC-particle-reinforced 6061-Al matrix is experimentally studied. The threshold intensity for the laser thermal shocking loading coupled with the far-field tensile stresses causing the MMCs fracture is measured. Also, the thermal shock behavior of MMCs has been determined via the macroscopical and microscopical observation of the crack-tip process zone development and the initial microcracks formation. It is shown that in these materials the initial crack is occurred in the notched-tip region, wherein the initial crack is induced by either the void nucleation, growth and subsequent coalescence of the matrix materials, or separation of the SiC particulate-matrix interface. It is further found that the process of the crack expansion occurs by the fracture of the SiC particulate. The difference about the damage mechanism between the crack formation and crack expansion is discussed. It is proposed that at the early stage of laser irradiating, the low yield stress of matrix leads the particle loading to be low and the voids to appear in the matrix or within the interface of particle-matrix. Once the microcracks grow into macroscopic cracks, the hardening of matrix due to the high strain rate in the course of macrocrack expansion leads the high particle loading to exceed the particle strength and the particle to fracture.