

金属基复合材料的高速超塑性*

王桂松 张杰 耿林 王德尊 姚忠凯

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院 哈尔滨 150001)

文 摘 介绍了近几年国内外金属基复合材料(MMCs)高速超塑性的研究现状,包括拉伸超塑性、压缩超塑性。综述了各种基体和增强体复合材料的制备方法、获得高速超塑性的条件及高速超塑变形的特点。对于高速超塑性的变形机制,尤其是颗粒增强金属基复合材料的拉伸超塑变形机制进行了详细阐述。最后提出了 MMCs 高速超塑性存在的问题和今后研究的重点。

关键词 金属基复合材料,高速超塑性,变形行为,变形机制

High Strain Rate Superplasticity of MMCs

Wang Guisong Zhang Jie Geng Lin Wang Dezun Yao Zhongkai

(School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology Harbin 150001)

Abstract Present status of studies on High Strain Rate Superplasticity (HSRS) of Metal Matrix Composites (MMCs) is introduced, including tensile and compression superplastic deformation. The fabrications of different composites, the conditions for obtaining HSRS and the characteristics of superplastic deformation are summarized. The deformation mechanisms of MMCs, especially that reinforced by particles, are discussed in detail. Problems of current research and some suggestions are also presented in this paper.

Key words MMC, HSRS, Deformation behavior, Deformation mechanism

1 前言

金属基复合材料(MMCs)以其高比强度、耐热、耐磨、热膨胀系数小、尺寸稳定性好等优异的综合性能在航空、航天、先进武器系统、汽车领域有着广阔的应用前景,并已开始应用。然而具有高硬度的增强体分布于软的金属基体上,使得 MMCs 机械加工性能变差。另一方面,有些形状复杂的构件机械加工过程难以完成。这限制了 MMCs 的应用和发展。为了解决这一问题,近终成型技术用来生产金属基复合材料构件,不但可以节省原材料,还可以大幅度降低加工成本。近终成型技术的关键是超塑性变形。传统材料的超塑性应变速率很低,不利于批

量生产。高速超塑性可望提供一个有效的近终成型方法。

2 MMCs 高速超塑变形行为

2.1 MMCs 拉伸变形高速超塑性

1984年,Nieh et al^[1]发现了 SiC_w/Al 复合材料的类高速超塑性(superplastic-like)。20% SiC_w/2124Al (体积分数)复合材料在 525℃,应变速率为 $3.3 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 可以取得 300% 的延伸率。近些年许多文章报道了各种非连续增强体增强铝基复合材料的高速超塑性。采用的变形方式主要有拉伸变形和压缩变形。表 1 列出了近年来 MMCs 高速超塑性的一些研究成果,表中 MMCs 变形方式均为高速超塑拉伸。

收稿日期:2000-04-25;修回日期:2000-07-18

*国家自然科学基金资助项目:50071018

王桂松,1972年出生,博士研究生,主要从事金属基复合材料的高温变形的研究工作

表 1 金属基复合材料高速超塑性研究结果
Tab. 1 The results of high strain rate superplasticity of MMCs

材料 (体积分数)	测试温度 T/K	固相线温度 T _s /K	应变速率 $\dot{\epsilon}/s^{-1}$	应变速率 敏感指数 m	延伸率 El/%	晶粒尺寸 d/ μm	基体晶 粒尺寸 d _m / μm	增强体尺寸 d _s / μm	加工过程 (括号内的值为挤压比)
15% SiC _p /IN9021	823	866	5	0.3	610	0.5		2	粉末冶金 + 热轧
	823	866	100	0.5	440	0.5		2	粉末冶金 + 热轧
15% SiC _p /IN90	913	933	0.01	0.3	200		2	2	粉末冶金 + 挤压(44) + 轧制
15% SiC _p /2024	793		0.0083	0.49	290			14	铸造冶金 + 轧制
17.5% SiC _p /6061	853	852	0.1	0.5	375		<44	2	粉末冶金 + 挤压(30) + 轧制
	853	853	0.1	0.5	200		<44	2	铸造冶金 + 挤压(30) + 轧制
17.5% SiC _p /8090	848	833	0.18	0.5	300		3	1.5	粉末冶金 + 挤压 + 轧制
20% SiC _p /6061	853	853	0.13~0.3	0.33	200			0.6	旋转方法 + 挤压 + 轧制
	853	858	0.13	0.36	342	<2		0.6	旋转方法 + 挤压(56) + 轧制
	853	853	0.24	0.5	340			0.6	旋转方法 + 挤压(56) + 轧制
12% SiC _w /7475	773		0.001	0.5	450	6.4			
20% SiC _w /2124	798		0.3	0.3	300	1			粉末冶金 + 挤压
20% [SiC _w]/2124	748~823		0.0033	0.3	300	1			粉末冶金 + 挤压
	798		0.1~1	0.3	300				
20% SiC _w /6061	873		0.17	0.34	440			0.45~0.6 ^a	粉末冶金 + 挤压 + 轧制
								5~80 ^b	
								0.45~0.6 ^c	
								5~80 ^b	
20% SiC _w /2009	773		0.67	0.37	190				粉末冶金 + 挤压 + 轧制
	783		0.09	0.38	140				
21% [SiC _w]/2124	833	853	2	0.3	620	1.2		<0.2	挤压铸造 + 挤压(64)
20% Si ₃ N _{4p} /6061	833	853	10	0.5	150	1.2		<0.2	粉末冶金 + 挤压(100)
	833	853	2	0.5	500		1.9	0.5	粉末冶金 + 挤压(100)
	818	853	2	0.45	400		<20	<1	粉末冶金 + 挤压(100)
	833	853	2	0.3	620	1.3		0.2	粉末冶金 + 挤压(100)
20% Si ₃ N _{4p} /Al - Mg - Si	833	853	1	0.3	350	1.9		0.5	粉末冶金 + 挤压(100)
	818	830	0.1	0.3	450	3.0		1.0	粉末冶金 + 挤压(100)
20% Si ₃ N _{4p} /2124	773	775	0.3	0.33	280		1	0.2	粉末冶金 + 挤压(100)
20% Si ₃ N _{4p} /Al - Cu - Mg	788	784	0.04	0.3~0.5	840		1	1.0 ^a	粉末冶金 + 挤压(100)
20% Si ₃ N _{4p} /5052	818	819	1	0.3	700	1.0	1	0.2	粉末冶金 + 挤压(100)
20% Si ₃ N _{4p} /Al - Zn - Mg	818	798	1	0.3	330		1	1.0	粉末冶金 + 挤压(100)

续表 1
Tab. 1 (Continued)

材料 (体积分数)	测试温度 T/K	固相线温度 T_p/K	应变速率 $\dot{\epsilon}/s^{-1}$	应变率 敏感指数 m	延伸率 $El/\%$	晶粒尺寸 $d/\mu m$	基体晶 粒尺寸 $d_m/\mu m$	增强体尺寸 $d_r/\mu m$	加工过程 (括号内的值为挤压比)
20% $Si_3N_4_w/2124$	818	775	0.04	>0.3	280		1		粉末冶金 + 挤压(100)
20% $Si_3N_4_w/Al - Mg - Si$	833	843	0.1	0.3	480	3.3		0.8	粉末冶金 + 挤压(100)
20% $Si_3N_4_w/Al - Zn - Mg$	833	830	0.1	0.3	380		3	0.7	粉末冶金 + 挤压(100)
20% $Si_3N_4_w/6061$	818	843	0.2	0.46	600	3			挤压铸造 + 挤压(20)
	823	843	0.17	0.32	300		3	0.85	
	818	843	0.2	0.5	260				
$\alpha Si_3N_4_w/2124$	798		0.5	0.4	150				
$\alpha Si_3N_4_w/7064$	798		0.2	250					
20% $\alpha Si_3N_4_w/Al - Zn - Mg$	798		0.8	0.4	160	< 4	< 20		粉末冶金 + 挤压(44)
27% $\alpha Si_3N_4_w/2024$	773		0.17	0.3	175				挤压铸造 + 挤压(64)
27% $\alpha Si_3N_4_w/7075$	773		0.18	>0.3	260				挤压铸造 + 挤压(64)
$\beta Si_3N_4_w/2124$	798	849	0.17	0.5	250				
$\beta Si_3N_4_w/6061$	798		0.2		250				
$\beta Si_3N_4_w/2124$	798	843	0.2	0.5	250		44		粉末冶金 + 挤压(44) + T6
20% $\beta Si_3N_4_w/6061$	798		0.16	0.5	300				粉末冶金 + 挤压(44) + T6
20% $\beta Si_3N_4_w/Al - Zn - Mg$	818		0.2	0.4	230	4	< 20		粉末冶金 + 挤压(44)
20% $\beta Si_3N_4_w/2124$	798		0.1 ~ 1	0.3	300				
20% $\beta Si_3N_4_w/6061$	798		0.1 ~ 1	0.3	300				
25% $\beta Si_3N_4_w/6061$	818		0.02	0.33	173			1^a	挤压铸造 + 挤压(44)
27% $\beta Si_3N_4_w/Al$	903		0.1	0.47	200	2		$10 \sim 20^b$	挤压铸造
$AlN_p/6061 Al$	873	853	0.8	0.5	500			1.35	粉末冶金 + 挤压(44) + 轧制
15% $AlN_p/Mg - 5\% \ast \ast Al$	673 ~ 698		0.5	0.4	200	2		0.72	旋转方法 + 挤压(44) + 轧制
$AlN_p/1N90$	913		0.27	0.3	246	2		1.78	粉末冶金 + 挤压(44) + 轧制
10% $TiC_p/Mg - 5\% Zn$	743		0.067	0.3	200			2.5	旋转方法 + 挤压(25) + 轧制
20% $TiC_p/Mg - 5\% Zn$	743		0.02	0.43	300			2.5	粉末冶金 + 挤压(25) + 轧制
20% Mg_2SiC_p/Mg	773		1	0.3	346	1.4			快速固化 + 挤压(100)

* a 为晶须半径; b 为晶须长度; * * 为质量分数。

从表中可以看出, MMCs 高速超塑性具有以下特点:

(1) 具备高应变速率超塑性(HSRS)的所有 MMCs 晶粒细小,只有几个微米,这是取得 HSRS 的必要条件;

(2) 具有高的应变速率敏感指数,一般在 0.3 ~ 0.7 之间;

(3) 超塑变形复合材料的最佳应变速率是 $10^{-2} \text{ s}^{-1} \sim 1 \text{ s}^{-1}$;

(4) 变形温度很高,一般在基体合金固相线温度附近。

MMCs 塑性变形过程中界面和晶界处出现一定量的液相,不仅可以提高应变速率,而且有利于应变协调,抑制孔洞的产生,延迟断裂过程。当液相量增加,液相降低了材料的延伸率^[2]。

文献[3]认为 MMCs 的 HSRS 主要由于增强体的存在,因为 2124、7064 和 6061 合金不具备 HSRS,但是以它们为基的复合材料呈现 HSRS。增强体的存在带来了微观结构的三个关键的变化:

- (1) 热机械加工过程使晶粒结构细化;
- (2) 超塑变形过程中阻止晶粒长大;
- (3) 产生了许多增强体基体界面。

Koike et al^[4]用 TEM 和 DSC 研究了 Si_3N_4 颗粒增强 2124、5052 和 6061 部分熔解的可能性及其与高速超塑性的关系。三种复合材料的 DSC 曲线在最佳超塑变形温度都出现一个尖锐的吸热峰。在这个温度的 TEM 观察表明 MMCs 晶界和界面发生熔解,部分熔解与超塑性之间有直接的关系。观察到了重要的微观结构特征表明熔解的晶界和界面在超塑变形机制中起重要作用。这些特征是:

- (1) 大部分基体晶粒中位错的消失;
- (2) 晶粒的快速旋转(或者晶体位向的改变);
- (3) 晶界的快速迁移。

EEL 谱(电子能量损失谱)确定在 $\text{Si}_3\text{N}_4/5052$ 复合材料晶界和界面处存在 Si 原子和 Mg 原子的偏析。如 L Esperance et al 和 Nieh and Wadsworth^[5]指出,固溶原子的加入降低了合金固相线的温度。例如根据二元相图,铝二元合金每增加 1% (原子分数) Mg 固相线温度降低 11 K, 1% (原子分数) Si 降低 56 K。因此, Si 和 Mg 在晶界和界面的偏聚降低了局部范围内的熔点。研究还发现 N 原子和 O 原子在

晶界和界面的偏析。这些原子可能通过与 Mg 原子和 Si 原子形成各种陶瓷相减少 Mg 和 Si 在界面和晶界的集中。然而据报道陶瓷相在超塑变形温度下高度稳定。因而大部分金属偏析以固溶原子出现,有利于部分熔解发生。当界面和晶界熔解时,陶瓷相对超塑性的影响可以忽略。

文献[6]研究了温度对 $\text{SiC}_w/2009\text{Al}$ 基复合材料中基体合金元素偏析的影响和其与 HSRS 的关系,认为:(1) MMCs 的高速超塑性受热机械加工过程的影响;(2) 在测试温度 525 时没有偏析或液相形成。这意味着 Nieh et al^[5]关于偏析的作用和相应的液相是 HSRS 的起源的理论是不合理的。G. H. Zahid et al^[7]对 $\text{SiC}_p/2124$ 的高速超塑性进行研究,在 763 K、 $8.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 应变速率下, $m = 0.41$, 取得最大延伸率 425%。DSC 结果表明,在最佳超塑变形温度附近无液相存在,变形完全在固相状态下进行。文献[8]对 MMCs 超塑性协调机制进行了研究,结果表明,当由滑移引起的界面处局部应力高于界面处外加应力值时,最大延伸率在含有液相的状态下取得;反之,则在无液相存在的全固相状态取得。因此,当有应力集中时,为了缓解应力集中,必须有液相存在才能取得超塑性;反之,当无应力集中时,取得超塑性不需液相存在。

2.2 MMCs 压缩变形行为

相对 MMCs 的拉伸超塑性来说, MMCs 压缩超塑性研究较少。M. Guden et al^[9]研究了纤维体积分数为 15% ~ 26%, 牌号为 StaffilTM 的短纤维增强 Al-1.17% (质量分数) Cu 合金的压缩变形行为,应变速率范围为 $10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 。材料为挤压态,应变为 4% 时平行于和垂直于挤压方向测试所得复合材料的应变速率敏感指数 m 大于基体合金的。不同应变量时试样中断裂纤维长度定量分析表明,高应变速率测试比似静定测试产生较短的纤维。在似静定应变速率测试中,纤维增强效果随纤维体积分数的增加而增加,在平行于平面随机分布方向上测试,增强效果较好。复合材料试样在大范围应变的似静定测试和动态测试表明压缩过程中主要是纤维断裂和基体中微孔的形成。纤维断裂的机制主要是切变和弯曲。

文献[10]对 10% (体积分数) $\text{SiC}_p/\text{A356}$ 部分熔解时微观结构特征和压缩行为进行了研究。复合铸

宇航材料工艺 2001 年 第 2 期

导致纤维的断裂,随后的挤压变形中纤维进一步断裂,并沿挤压方向分布。挤压态复合材料在半固态保温导致固相的快速球化,随保温时间增加晶粒粗化。在恒应变速率下压缩变形应力随球化程度增加而降低,但应力随应变速率的增加而增加。压缩变形符合公式 $\dot{\epsilon} = K \dot{\gamma}^m$, m 值接近 0.3, K 为常数。

L. Nguyen Thanh et al^[11]研究了 20% (体积分数) $\text{SiC}_p/\text{A356}$ 部分熔解的压缩变形行为和压缩前半固态保温 2 min ~ 120 min 对压缩变形的影响。该复合材料半固态的压缩行为与试样压缩前的保温时间密切相关。对于铸态复合材料,短时间 (2 min ~ 10 min) 不能使固相结构完全球化。因而变形发生在高的应力状态,并且试样有一些开裂。较长一些时间保温,试样完全球化,试样在低应力状态 (约 0.05 MPa) 均匀变形。并且复合材料半固态加热之间的挤压加速了结构的球化,试样出现无集结的细晶。压缩变形在极低应力下 (几个 kPa) 均匀发生。挤压态未增强基体合金与复合材料压缩行为的对比表明颗粒的存在加速了球化。

文献 [12] 研究了 SiC_p 体积分数 (10%、20%、30%) 对 $\text{SiC}_p/\text{A356}$ 复合材料部分熔解时压缩行为的影响。结果表明,液相量超过一定极限,半固态复合材料的组织结构由液相包围基本固相晶粒组成,增强体颗粒集中分布;低于这个极限,不能再分辨出基本晶粒,增强体颗粒均匀分布。应变速率敏感指数随基体中液相体积分数的增加而增加,但不随颗粒体积分数变化。压缩应力随液相体积分数增加而减少,但这种关系随颗粒体积分数不同而改变。对于高的液相体积分数,压缩应力在 20% 颗粒体积分数时出现最小值,而对于低的液相体积分数,应力随颗粒体积分数的增加而增加,最小应力对应的状态为颗粒完全分开基体相的晶粒,但并不改变液相流。

Z. Xiong et al^[13]研究了挤压铸造制备的 $\text{SiC}_w/6061\text{Al}$ 高温压缩变形行为。压缩变形的极限压下量随变形温度的升高而增加,随变形速率的增加而减小。应力峰值不是由再结晶引起,而是变形过程中晶须的转动引起的。

费维栋^[14]通过对高温压缩过程晶须取向分布函数的建立,也证实了上述的应变软化机制。L. Geng^[15]通过对 20% (体积分数) $\text{SiC}_w/6061\text{Al}$ 复合材料基体合金固相线附近压缩变形行为的研究,指出

宇航材料工艺 2001 年 第 2 期

复合材料的加工硬化行为是由变形过程中晶须的再分布 (包括移动和转动) 和折断引起的。提出高于基体合金固相线温度作为复合材料塑性成形温度。

张立斌^[16]等初步研究了 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料的压缩超塑性,并与拉伸超塑性进行了对比分析,同拉伸状态相比,其超速温度、应变速率范围要宽一些。在 783 K, $\dot{\epsilon} = 4.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $m = 0.76$, 试样周边伸长率可达 233%。

3 MMCs 的高速超塑变形机制

文献 [17, 18] 认为 MMCs 的高速超塑性变形机制是晶界和界面处存在液相协调的晶界滑移。文献 [19] 认为 MMCs 的高速超塑性变形机制是液相协调作用下的晶界滑移和界面滑移。而文献 [20] MMCs 的 HSRS 中晶界滑移和界面滑移,动态再结晶同时发生。

Nieh et al 用流变学的观点来解释高速超塑性变形机理,认为变形是非牛顿流体运动。因此表示为:

$$\dot{\epsilon} = K \dot{\gamma}^{1-P} \quad (1)$$

滑动的剪切应力表示为:

$$\tau = K \dot{\gamma}^m \quad (2)$$

为剪切粘度, K 为材料常数, $m = 1 - P$ 是应变速率敏感指数, $\dot{\gamma}$ 为剪切应变速率。

文献 [21] 介绍 Kim 的观点,认为在高于固相线温度下,高应变速率超塑性变形行为应由晶须与基体间粘性层的剪切来解释。增强体不变形,在晶须与基体间的液相粘性层内存在速度梯度,相对滑动为粘性层的非牛顿流体运动。可把剪切表示为

$$\tau = \frac{dv}{dh} \quad (3)$$

v 为粘性层的相对变形速度, h 为粘性层厚度。

B. Q. Han^[22]为颗粒增强 MMCs 的高速超塑性提出了一个新的理论模型。他认为流变模型类似于半固态金属成形过程,用它来解释 MMCs 的超塑变形不合适。因为只有当材料中液相体积分数很高时,基体晶粒和强化相完全分开流变模型才适用。但是

实际上很多情况,液相体积分数不太高。因为 MMCs 的超塑变形温度接近或略高于复合材料固相线温度。此外 MMCs 高速超塑性结果表明,当跨过固相线温度时没有任何机械性能的不连续,这与流变模型的预测不吻合,因此基于流变的模型不能解释

MMCs 的高速超塑性,特别是当温度接近材料的固相线温度时。B. Q. Han 提出了一个模型,基于晶界滑移和界面滑移来解释 MMCs 的高速超塑性。

$$\dot{\epsilon}_t = \dot{\epsilon}_{GBS} + \dot{\epsilon}_{IS} \quad (4)$$

$$\dot{\epsilon}_t = \frac{(1 - f_{li}) b^3}{18 \times 3^{1/2} G K T h^2} \left[\frac{2 d_m - d_r}{d_m} D_{gb} + \frac{d_m - d_r}{d_m} D_I \right] (\sigma - \sigma_0)^2 \quad (5)$$

$$\dot{\epsilon}_t = \frac{1}{1 - f_{li}} \frac{(1 - f_{li}) b^3}{18 \times 3^{1/2} G K T h^2} \left[\frac{2 d_m - d_r}{d_m} D_{gb} + \frac{d_m - d_r}{d_m} D_I \right] (\sigma - \sigma_0)^2 \quad (6)$$

$\dot{\epsilon}_t$ 为总应变速率, h 为位错攀移距离, b 为柏氏矢量, $\dot{\epsilon}_{GBS}$ 为晶界滑移速率, D_{gb} 为晶界扩散系数, σ 为外加应力, $\dot{\epsilon}_{IS}$ 为界面滑移速率, d_m 为基体晶粒尺寸, G 为切变模量, ν 为泊松比, d_r 为增强体尺寸, σ_0 为门槛应力, T 为绝对温度, D_I 为界面扩散系数, f_{li} 为充满液相的三结合点占总三结合点的百分数。等式(5)用于变形温度低于基体固相线温度的情况,等式(6)用于变形温度高于基体合金固相线温度的情况。

4 存在问题及今后研究重点

采用拉伸变形方式对 MMCs 高速超塑性的研究已较深入全面,包括各种基体和增强体增强的复合材料的变形行为和变形机制。但是材料经拉伸变形后出现了大量孔洞,导致材料性能急剧下降,失去了其在工程上的应用价值。并且在实际塑性成形中(热轧制、等温锻造)材料多受单向和三向压应力作用。研究 MMCs 的压缩超塑性更具有实际意义。对纤维增强铝基复合材料的高温压缩行为进行了一定研究,但对晶须增强 MMCs 的压缩超塑变形研究比较少。研究 MMCs 压缩超塑变形机制、压缩变形参数对变形后材料组织和性能的影响都是很有意义的。开展这方面的研究不仅可以丰富塑性变形理论,而且可以推广 MMCs 的工程应用。

参考文献

- 1 Nieh T G et al. Superplasticity at high strain rate in a SiC whisker reinforced Al alloy. Scripta. Metall. ,1984;18(12) :1 405
- 2 Iwasaki H et al. The role of liquid phase in caritiation in a Si₃N₄/ Al-Mg-Si composite exhibiting high strain rate superplasticity. Acta. Mater,1997;45(7) :2 759
- 3 Nieh T Get al. High strain rate superplasticity in aluminum

matrix composites. Mater. Sci. Eng. ,1991 ;A147(2) :129

- 4 Koike J et al. Observation of partial melting in a superplastic aluminum alloy composites at high temperatures. Acta. Metall. Mater. ,1995;43(1) :199
- 5 Nieh T G et al. High strain rate superplasticity of SiC_p/ Al-Cu-Mg. Scripta. Metall. Mater. ,1992;26(5) :703
- 6 Mishra R S et al. Influence of temperature on segration in 2009Al-SiC_w composite and its implication on high strain rate superplasticity. Scripta. Mater. ,1996;35(2) :247
- 7 Zahid G H et al. Superplasticity in an aluminum alloy 2124/ SiC_p composite. Mater. Sci. Tech. ,1998;14(9) :901
- 8 Mabuchi M et al. On accommodation helper mechanism for superplasticity in metal matrix composites. Acta. Mater. ,1999;47(6) :1 915
- 9 Guden M et al. High strain-rate compression testing of a short-fibre reinforced aluminum composite. Mater. Sci. Eng. ,1997; A232(1) :1
- 10 Nguyen Thanh L et al. Microstructure and compression behavior in the semisolid state of short-fibre-reinforced A356. Mater. Sci. Eng. ,1995;A196(1) :33
- 11 Nguyen Thanh L et al. Compressive behavior of partially remelted A356 alloys reinforced with SiC particles. Mater. Sci. Tech. ,1994;10(10) :894
- 12 Nguyen T G et al. Influence of SiC particle volume fraction on the compressive behavior of partially remelted Al-Si-based composites. Mater. Sci. Eng. ,1994;A183(1) :157
- 13 Xiong Z et al. Investigatin of high-temperature deformation behavior of a SiC whisker reinforced 6061 aluminum composite. Compo. Sci. Tech. ,1990;39(2) :117
- 14 费维栋等. 晶须转动及其对 SiC_w/ Al 复合材料高温压缩变形流变应力的影响. 金属学报,1994;30(6) :283

(下转第 32 页)

下, C/C—SiC 复合材料线烧蚀率和质量烧蚀率分别只有 C/C 复合材料的 60% 和 75%。这一方面是由于 SiC 涂层硬度高, 耐腐蚀、耐冲刷, 另一方面是在高温氧化环境下, SiC 基体能有效抑制复合材料的氧化, 提高复合材料的抗氧化和抗烧蚀性能, 这从试样烧蚀后表面能谱中 Si 元素的 XPS 谱图测试结果可得到证实(图 6), Si 元素以 SiC 和 SiO₂ 两种形式存在, 试样表面在烧蚀过程中部分 SiC 被氧化成 SiO₂, 起着一定的氧化保护作用。

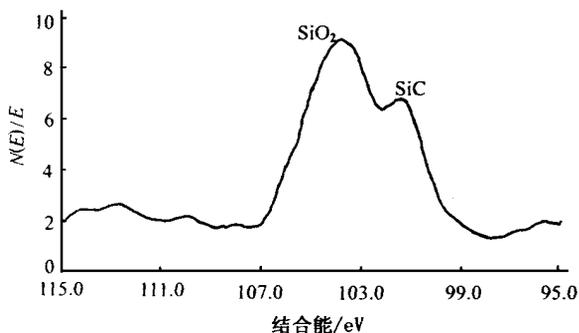


图 6 试样烧蚀后表面能谱中 Si 元素的 XPS 谱图

Fig. 6 XPS analysis of the ablated surface of C/C and C/C-SiC composites

4 结论

(1) 采用化学气相渗透 + 先驱体转化混合工艺制备的 C/C-SiC 复合材料具有与 C/C 复合材料相似的断裂行为, 其弯曲强度稍低于相同工艺的 C/C 复合材料。

(2) C/C-SiC 复合材料抗烧蚀性能明显好于 C/C 复合材料, 其中线烧蚀率、质量烧蚀率分别为 C/C 复合材料的 60% 和 75%。

(3) C/C-SiC 复合材料在 1500 °C 以内具有优良的抗氧化能力。试样在 1300 °C 下氧化 0.5 h 后氧化失重率仅为 0.7%。

参考文献

- 1 罗瑞盈. C/C 复合材料的抗氧化性能. 炭素技术, 1997; (3): 39
- 2 邓景屹, 刘文川, 魏永良等. 碳纤维增强 C-SiC 梯度基复合材料的结构与性能. 炭素, 1996; (1): 18
- 3 Kim Yoon - Kee. The effect of SiC codeposition on the oxidation behavior of C/C composites prepared by chemical vapor deposition. Carbon, 1993; 31 (7): 1031
- 4 Westwood M E et al. Oxidation protection for carbon fiber composites. J. Mater. Sci., 1996; 31 (6): 1389

(上接第 18 页)

15 Geng L et al. Compression testing of a SiC_w/Al composite at temperatures close to and above the solidus of the matrix alloy. Mater. Sci. Eng., 1998; A246 (1): 302

16 张立斌等. SiC_p/LY12 压缩超塑变形. 兵器材料科学与工程, 1993; 16 (1): 8

17 Mabuchi M et al. Superplastic behavior at high strain rate in a particulate Si₃N₄/6061 aluminum composite. Scripta. Metall. Mater., 1991; 25 (9): 2003

18 Higashi K et al. Superplastic behavior in a mechanically alloyed aluminum composites reinforced with SiC(p). Scripta. Metall. Mater., 1992; 26 (2): 185

19 Han B Q et al. High-strain-rate superplasticity of an Al2009-SiC_w composite. J. Mater. Sci. Lett., 1997; 16 (10): 827

20 Imai T et al. High strain rate superplasticity of a -Si₃N₄ whisker reinforced pure aluminum composite made by squeeze casting. Scripta. Metall. Mater., 1996; 34 (10): 1627

21 李泽林等. 铝基复合材料超塑性变形机理研究进展. 见: 西北工业大学首届研究生报告年会论文集, 西安: 西北工业大学出版社, 1994: 478 ~ 481

22 Han B Q et al. A theoretical model for high-strain-rate superplastic behavior of particulate reinforced metal matrix composite. Scripta. Metall. Mater., 1995; 33 (6): 925