复合材料学报 第17卷 第1期 2月 2000年
ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA Vol. 17 No. 1 February 2000

文章编号: 1000-3851(2000)01-0065-06

SiC_P/ZL 109 复合材料中 SiC 的界面行为

隋贤栋 罗承萍 欧阳柳章 骆灼旋
(华南理工大学 机电工程系, 广州 510641)

摘 要: 以常规 TEM 为工具, 研究了 SiC_P/ZL 109 复合材料中数十个 SiC 颗粒及其界面, Si 优先在 SiC 表面上形核、长大, 形成界面 Si, 并形成大量 SiC/Si 界面。靠近 SiC 界面的 Al 基体中, 普遍存在一层厚度小于 1μm 的"亚晶铝带", 其内有大量位错。SiC 与 Al、SiC 与 Si 之间虽然没有固定的晶体学位向关系, 但是存在下列优先关系: $(1\bar{1}03)_{SiC}//(111)_{Al}$, $[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$; $(\bar{1}101)_{SiC}//(111)_{Si}$; $[11\bar{2}0]_{SiC}//[11\bar{2}]_{Si}$。

关键词: SiC_P/ZL 109 复合材料; SiC/Al 界面; SiC/Si 界面; 晶体学位向关系; 界面 Si; 亚晶铝带
中图分类号: TB331; TG111 **文献标识码**: A

SiC PARTICLES AND THEIR INTERFACIAL BEHAVIOR IN SiC_P/ZL 109 COMPOSITES

SUI Xian-dong LUO Cheng-ping OUYANG Liu-zhang LUO Zhuo-xuan
(Mechanical Department, South China University of Technology, Guangzhou 510641, China)

Abstract: SiC_P/ZL 109 composites fabricated by centrifugal casting and squeeze casting were characterized by conventional TEM. The leading phase Si in the (Al+Si) eutectic tended to nucleate and grow preferentially at the SiC surface (facets), thus forming the characteristic "interfacial Si" and the SiC/Si interfaces. A "subgrain Al layer" was usually observed at the Al side of a SiC/Al interface, which was less than 1μm thick with high density of dislocation generated in it. Measurements of crystallographic orientation relationship between SiC and Al and between SiC and Si were made at tens of SiC/Si and SiC/Al interfaces. It is shown that no fixed and unique orientation relationships were determined, though the following preferential ones were observed: $(1\bar{1}03)_{SiC}//(111)_{Al}$, $[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$; $(\bar{1}101)_{SiC}//(111)_{Si}$, $[11\bar{2}0]_{SiC}//[11\bar{2}]_{Si}$.

Key words: SiC_P/ZL 109 composites; SiC/Al interface; SiC/Si interface; crystallographic orientation relationship; interfacial Si; subgrain Al layer

为了得到性能优异且能满足各种需要的金属基复合材料, 需要有一个合适的界面, 使增强体与基体之间具有良好的物理和化学上的相容性。界面设计是复合材料设计的根本所在, 界面性能决定于基体的成分、增强体的表面特性、复合材料的制造方法及对复合材料所进行的热处理[1]。用铸造方法制造的陶瓷颗粒增强金属基复合材料是金属基复合材料的后起之秀, 它具有增强体材料成本低, 制造工艺简单, 增强体损伤程度低, 可以进行二次加工(锻、轧、挤压等), 而性能并不亚于连续(纤维)增强复合材料等优点, 因此越来越受到科研和产业部门的重视[2~4]。SiC 增强的铸造 Al 基复合材料已实现了工业化生产, SiC 的界面行为受到了极大的关注, 本文中以常规 TEM 为工具, 研究了 SiC_P/ZL 109 复合材料中数十个 SiC 颗粒及其界面, 对复合材料中的 SiC 与 Al、SiC 与 Si 之间晶体学位向关系进行了大量的测量, 并提出了界面 Si, 亚晶铝带概念, 并对产生的原因和过程进行了分析。

1 材料及实验方法

增强体为国产绿碳化硅, 粒度 20~28 μm。基体材料采用 ZL 109 合金, 其化学成分(重量百分数)为 Si 12.78; Cu 0.97; Mg 1.09; Ni 1.03; 余为 Al。通过机械搅拌制备复合材料浆料, 采用离心铸造和挤

收稿日期: 1998-07-27; 收修改稿日期: 1998-12-21
基金项目: 广东省科学基金资助项目(950282)
作者介绍: 隋贤栋(1961), 男, 博士, 副教授, 研究方向: 金属基复合材料及梯度材料

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

压铸造成型。离心铸造的试样取自铸件外表层,挤压铸造试样取自铸件中部。用线切割切成 0.2 mm 厚的薄片,再在金刚石砂轮片上磨薄到 40 μm 厚,冲裁成 Φ3 mm 的圆片。在国产 GL-69X 型离子减薄仪上用 4 kV、0.4 mA 的氩离子束减薄直到穿孔,离子束掠射角为 10°~15°。所用 TEM 是日产 JEM-100CX II 120 kV 透射电镜,带有双倾试样台,最大倾转角度±45°C。

2 实验结果与讨论

2.1 SiC/ZL109 复合材料中的"界面 Si"

使用 TEM 对挤压和离心铸造的 SiC_P/ZL109 复合材料观察发现,在 SiC 粒子周围常常可以见到有 Si 富集,这些 Si 明显是在 SiC 上形核长大的。为与基体中的共晶 Si 相区别,称在 SiC_P/Al 界面上析出的 Si 为"界面 Si"。实际上界面 Si 仍属于共晶 Si,是在 SiC 表面上优先析出的共晶 Si。图 1 是 SiC_P/ZL109 复合材料中一个 SiC 粒子及其周边组织的 TEM 像。中间部分是 SiC,边上小的白区是界面 Si,SiC 中间的黑色孔洞是离子减薄时的穿孔。由图可以看出界面 Si 都是以 SiC 为衬底,在 SiC 上形核长大的。

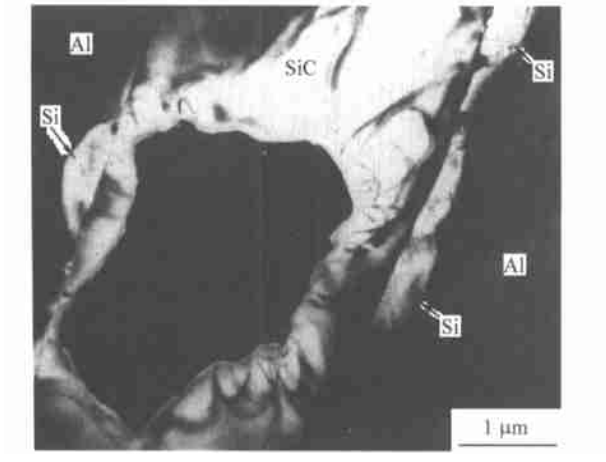

图 1 SiC 粒子旁边"界面 Si"的 TEM 像

Fig. 1 TEM image of the "interfacial Si"

在 SiC_P/ZL109 复合材料中,观察到的界面绝大多数都是单一的 SiC/Al 或 SiC/Si 界面,常常可以见到在 SiC 周围有 Si 优先析出。从所观察到的 30 多个 SiC/Si 界面处衍射花样及界面形貌来看,未发现有反应层(过渡区)存在于 Si 和 SiC 粒子间。当然对 SiC/Al 界面而言,界面 Si 可被看作是界面相。图 2 是处于 edge-on 位向(入射电子束方向与界面平行)放大 41 万倍的 SiC/Si 界面,这时界面投影是一条清晰的直线,非常干净、平直,结合良好。未见到其它任何界面相存在于两者之间。

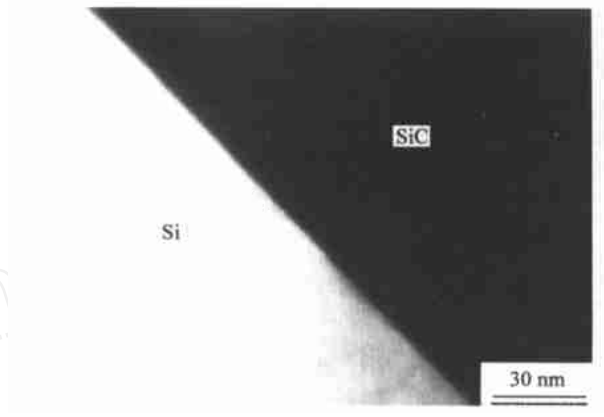

图 2 edge-on 位向下的 SiC/Si 界面形貌

Fig. 2 Morphology of SiC/Si interfaces at edge-on position

在铸造 SiC/Al-Si 复合材料中,初生 α-Al 相并非是在增强体颗粒上形核的。与液态 Al 相比,增强体颗粒 SiC 的热传导率较低,因此在 α 相的生长期间,Si 的再分布引起较低熔点的液体分布在增强体颗粒周围。由于增强体颗粒 SiC 与金属液 Al 的润湿角大于 90°,金属液和增强体之间的不润湿就成了初生 α 相排斥陶瓷颗粒的主要原因。并导致 SiC 出现于最后凝固区域,Si 优先在 SiC 上生长。

本研究从 SiC 粒子的预处理、复合浆料的搅拌制备以及后来的复合材料铸造成型及凝固过程其温度均低于 1000°C。可以认为在复合材料制备过程中 SiC 不会发生相变及其它化学变化,是一种稳定的固态相。这就为后来 Si 在其上形核生长创造了条件。另外,所用的复合材料是从液态金属直接铸造而成,有一定的凝固时间。这也是 Si 在界面上凝固和析出的主要条件。

2.2 SiC/Al 界面处的"亚晶铝带"

图 3(a)、3(b)是 SiC/Al 界面,其中图 3(b)处于 edge-on 位向下,这时的界面是一条清晰的直线。从图 3(a)中可以看到在界面上有清晰的等厚条纹,这是两个结合紧密的界面在双光束条件下的衍衬特征,清楚地说明 SiC/Al 界面的结合是紧密的。

在图 3 中可以看到在 Al 的一方,靠近界面处的衍射衬度与稍远处的明显不同,我们将靠近 SiC 界面的这层厚度小于 1μm 的铝带称为"亚晶铝带",它紧靠 SiC 表面形成,与远离 SiC 的 Al 基体有几度的位向差。从所观察到的 40 多个 SiC/Al 界面来看,

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

这种"亚晶铝带"在 SiC/Al 界面上普遍存在, 其成因可能与界面处的残余应力有关。可以肯定的是这层"亚晶铝带"对界面性能起关键性的作用, 因为界面的结合实际上是"亚晶铝带"与 SiC 的结合,"亚晶铝带"与 SiC 的结合力就是 SiC/Al 的界面结合力。

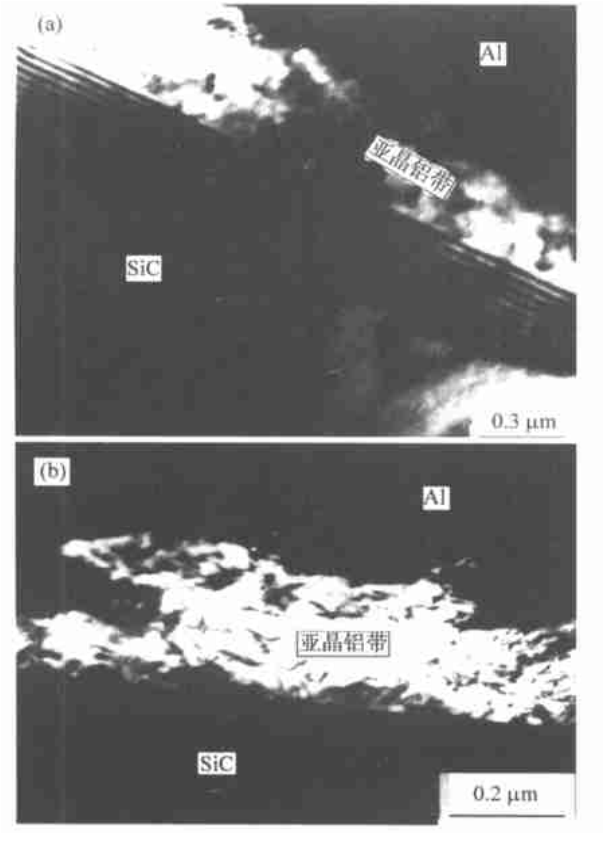

图 3 SiC/Al 界面处的"亚晶铝带"

Fig. 3 The "subgrain Al layer" in SiC/Al interfaces

增强体和基体间热膨胀系数差别, 在冷却时产生热应力, 可能是"亚晶铝带"形成的一个重要原因。SiC 在 298K 时的热膨胀系数是 6.58 × 10^{-6}/℃, 在 1173K 时是 2.98 × 10^{-6}/℃[5], Al 在 293K 时的热膨胀系数是 22.41 × 10^{-6}/℃[6], 很明显, SiC 与 Al 的热膨胀系数相差悬殊。Al 在固态时的热膨胀系数变化不大, 而 SiC 则由 900℃降到 25℃时热膨胀系数增加一倍多。在 Al 凝固后冷却到室温的这段时间内, Al 与 SiC 热膨胀系数的不同可能是"亚晶铝带"形成的一个重要因素。在 SiC/Al 界面的这层"亚晶铝带"内可以看到有大量位错, 比远离界面的基体内的位错密度要高得多。而且"亚晶铝带"的组织结构要比远离界面的基体组织复杂。

2.3 SiCp/ZL 109 复合材料中 SiC/Al、SiC/Si 的晶体学位向关系

共观察了 40 多个 SiC/Al 界面和 30 多个 SiC/Si 界面, 并测量了其中 12 个 SiC/Al 界面和 10 个 SiC/Si 界面对应的 SiC/Al 和 SiC/Si 晶体学位向关系。其操作过程是: 首先通过试样倾转找到 SiC 的 $[11\bar{2}0]$衍射花样, 拍下相应的 SiC/Al、SiC/Si 的复合衍射花样, 再将试样绕其中某一低指数衍射矢量[如 SiC 的(0006)矢量]旋转某一角度得到另一个复合衍射花样, 然后通过极射赤面投影操作构成两相间的晶体学位向关系。之所以倾转试样, 在两个晶带轴下测定位向关系, 是为了消除电子衍射花样标定时的 180°不唯一性, 同时也是为了发现两相中更多的平行晶面。表 1 列出了所测量的多个 SiC/Al、SiC/Si 的晶体学位向关系。

本文中所用的 SiC/ZL 109 复合材料全部都是从液态金属直接铸造而成的, 有一定的凝固时间。如果增强体和基体间有固定的晶体学位向关系的话, 在这段凝固时间内基体组织中的 Al 或 Si 有可能自我调整以最低的能量组合与增强体形成固定的晶体学位向关系。但实际结果并非如此, 就$(0001)_{SiC}$来说, 观察到的与之平行的 Al 晶面有$(\bar{5}\bar{3}3)_{Al}$(SiC/Al 界面 1), $(111)_{Al}$(SiC/Al 界面 2), $(001)_{Al}$(SiC/Al 界面 3), $(33\bar{1})_{Al}$(SiC/Al 界面 6)及$(\bar{3}\bar{3}2)_{Al}$(SiC/Al 界面 4)等。观察到与$(0001)_{SiC}$平行的 Si 晶面有$\{311\}_{Si}$(SiC/Si 界面 7, 8, 9)、$\{211\}_{Si}$(SiC/Si 界面 4, 5)、$\{111\}_{Si}$(SiC/Si 界面 1)及$(\bar{7}\bar{3}5)_{Si}$(SiC/Si 界面 3)等。因为 SiC 的(0001)晶面是唯一的, 又是个密排晶面, 如果没有固定的 Al 或 Si 的晶面与之平行, 说明 SiC/Al、SiC/Si 之间并无固定的晶体学位向关系。并说明, 虽然 Si 有在 SiC 表面优先形核、长大的趋势, 但两相间的晶体学位向关系未能象一般的析出相变那样达到能量上最有利的状态。

SiC 与 Al、SiC 与 Si 之间虽然没有固定的晶体学位向关系, 但是存在以下优先出现的平行关系:

$$(1\bar{1}03)_{SiC}//(111)_{Al},\ [11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$$

$$(1\bar{1}01)_{SiC}//(111)_{Si},\ [11\bar{2}0]_{SiC}//[11\bar{2}]_{Si}$$

$(1\bar{1}03)_{SiC}//(111)_{Al}$在法向的错配度(面间距)仅 0.6%。对 SiC, 在$[11\bar{2}0]$方向上原子间距: a_{SiC} = 0.3073 nm, 而对 Al, [110]方向上原子间距为: $\frac{\sqrt{2}}{2}$

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

表 1 SiC_P/ZL109 复合材料中 SiC/Al、SiC/Si 的晶体学位向关系

Table 1 SiC/Al's and SiC/Si's crystallographic orientation relationship in SiC_P/ZL109 composites

Interface No.	SiC/Al's crystallographic orientation relationship		SiC/Si's crystallographic orientation relationship	
	Direction of electronic beam B=	Orientation relationship	Direction of electronic beam B=	Orientation relationship
1	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[011]_{Al}$	$(01\bar{1}3)_{SiC}//(111)_{Al}$	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[\bar{1}12]_{Si}$	$(0001)_{SiC}//(1\bar{1}1)_{Si}$
	$[2\bar{1}\bar{1}0]_{SiC}//[\bar{3}\bar{1}4]_{Al}$	$(0001)_{SiC}//(\bar{5}3\bar{3})_{Al}$	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[011]_{Si}$	$(1\bar{1}00)_{SiC}//(110)_{Si}$
2	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[11\bar{2}]_{Al}$	$(0001)_{SiC}//(111)_{Al}$	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[121]_{Si}$	$(1\bar{1}0\bar{1})_{SiC}//(\bar{1}1\bar{1})_{Si}$
	$[2\bar{1}\bar{1}0]_{SiC}//[2\bar{1}\bar{1}]_{Al}$	$(1\bar{1}00)_{SiC}//(1\bar{1}0)_{Al}$	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[112]_{Si}$	$(0001)_{SiC}//(\bar{7}15)_{Si}$
3	$[2\bar{1}\bar{1}0]_{SiC}//[310]_{Al}$	$(0001)_{SiC}//(001)_{Al}$	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[\bar{1}12]_{Si}$	$(0\bar{1}10)_{SiC}//(10\bar{1})_{Si}$
	$[5\bar{1}\bar{4}0]_{SiC}//[100]_{Al}$	$(1\bar{3}20)_{SiC}//(0\bar{1}0)_{Al}$	$[2\bar{1}\bar{1}0]_{SiC}//[141]_{Si}$	$(0001)_{SiC}//(\bar{7}3\bar{5})_{Si}$
4	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$	$(1\bar{1}03)_{SiC}//(1\bar{1}\bar{1})_{Al}$	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Si}$	$(0001)_{SiC}//(\bar{1}12)_{Si}$
	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[121]_{Al}$	$(0001)_{SiC}//(3\bar{3}2)_{Al}$	$[11\bar{2}3]_{SiC}//[011]_{Si}$	$(1\bar{1}00)_{SiC}//(1\bar{1}1)_{Si}$
5	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$	$(1\bar{1}0\bar{3})_{SiC}//(1\bar{1}\bar{1})_{Al}$	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[665]_{Si}$	$(0001)_{SiC}//(\bar{1}2\bar{1})_{Si}$
	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[310]_{Al}$	$(0001)_{SiC}5^{\circ}\rightarrow(001)_{Al}$	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[134]_{Si}$	$(1\bar{2}16)_{SiC}//(11\bar{1})_{Si}$
6	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[013]_{Al}$	$(\bar{1}106)_{SiC}//(100)_{Al}$	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[349]_{Si}$	$(1\bar{2}16)_{SiC}//(131)_{Si}$
	$[2\bar{1}\bar{1}0]_{SiC}//[3\bar{2}3]_{Al}$	$(0001)_{SiC}//(33\bar{1})_{Al}$	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[111]_{Si}$	
7	$[0001]_{SiC}//[001]_{Al}$	$(10\bar{1}0)_{SiC}//(100)_{Al}$	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[163]_{Si}$	$(0001)_{SiC}//(131)_{Si}$
	$[1\bar{2}12]_{SiC}//[110]_{Al}$	$(\bar{1}2\bar{1}0)_{SiC}//(010)_{Al}$	$[41\bar{5}0]_{SiC}//[011]_{Si}$	
8	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$	$(\bar{1}106)_{SiC}//(001)_{Al}$	$[32\bar{5}0]_{SiC}//[\bar{1}12]_{Si}$	$(0001)_{SiC}//(13\bar{1})_{Si}$
	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[310]_{Al}$	$(1\bar{1}06)_{SiC}//(1\bar{1}0)_{Al}$	$[5\bar{1}\bar{4}0]_{SiC}//[\bar{1}21]_{Si}$	
9	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[0\bar{1}3]_{Al}$	$(0001)_{SiC}//(100)_{Al}$	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Si}$	$(0001)_{SiC}//(\bar{1}1\bar{3})_{Si}$
	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[013]_{Al}$	$(1\bar{1}02)_{SiC}//(131)_{Al}$	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[211]_{Si}$	$(1\bar{1}0\bar{1})_{SiC}//(\bar{1}11)_{Si}$
10	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[129]_{Al}$	$(\bar{1}100)_{SiC}//(33\bar{1})_{Al}$	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[\bar{1}12]_{Si}$	$(1\bar{1}0\bar{1})_{SiC}//(\bar{1}1\bar{1})_{Si}$
	$[2\bar{1}\bar{1}0]_{SiC}//[231]_{Al}$		$[10\bar{1}0]_{SiC}//[\bar{3}32]_{Si}$	
11	$[2\bar{1}\bar{1}0]_{SiC}//[123]_{Al}$	$(1\bar{2}14)_{SiC}//(110)_{Al}$		
	$[5\bar{1}\bar{4}0]_{SiC}//[011]_{Al}$			
12	$[11\bar{2}0]_{SiC}//[147]_{Al}$	$(\bar{1}102)_{SiC}//(31\bar{1})_{Al}$		
	$[10\bar{1}0]_{SiC}//[001]_{Al}$	$(0001)_{SiC}//(\bar{2}10)_{Al}$		

a_{Al}= 0.28638 nm，在$[11\bar{2}0]_{SiC}/[110]_{Al}$方向上的错配度为(0.3073-0.28638)/0.3073=6.7%，错配度较小。这是形成上述位向关系的有利条件。在所测量的12个SiC/Al位向关系中，有三个界面(SiC/Al界面1，4，5)出现了$\{1\bar{1}03\}_{SiC}//\{111\}_{Al}$，有四个界面（SiC/Al界面1，4，5，8）出现了$\langle 11\bar{2}\rangle_{SiC}//\langle 110\rangle_{Al}$位向关系，说明$(1\bar{1}03)_{SiC}//(111)_{Al}$，$[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$是优先出现的位向关系。

在SiC与Si之间，有四个界面(SiC/Si界面1，2，3，10)形成了$\langle 11\bar{2}0\rangle_{SiC}//\langle 112\rangle_{Si}$关系，有三个界面出现了$\{1\bar{1}01\}_{SiC}//\{111\}_{Si}$关系(SiC/Si界面2，9，10)。由此可导出SiC与Si之间存在$(1\bar{1}01)_{SiC}//(111)_{Si}$；$[11\bar{2}0]_{SiC}//[11\bar{2}]_{Si}$的优先位向关系。

图4是出现$\{1\bar{1}03\}_{SiC}//\{111\}_{Al}$，$\langle 11\bar{2}0\rangle_{SiC}//\langle 110\rangle_{Al}$的复合衍射花样及其标定，它是表中SiC/Al

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

界面 5 的第一张复合衍射花样, 其晶体学位向关系是 $(1\bar{1}0\bar{3})_{SiC}//(1\bar{1}\bar{1})_{Al}$, $[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$。图 5 是出现 $\{1\bar{1}01\}_{SiC}//\{111\}_{Si}$, $\langle 11\bar{2}0\rangle_{SiC}//\langle 112\rangle_{Si}$ 的复合衍射花样及其标定, 它是表中的 SiC/Si 界面 10 的第一张复合衍射花样, 其晶体学位向关系是 $(1\bar{1}01)_{SiC}//(\bar{1}\bar{1}1)_{Si}$; $[11\bar{2}0]_{SiC}//[\bar{1}\bar{1}2]_{Si}$。(由于篇幅关系仅列出 2 张)

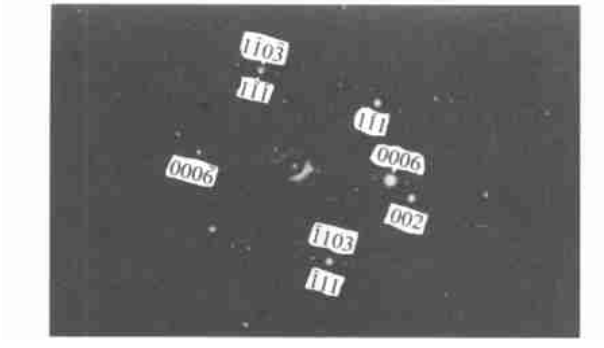

图 4 出现 $(1\bar{1}0\bar{3})_{SiC}//(1\bar{1}\bar{1})_{Al}$, $[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$ 的复合衍射花样及其标定(SiC/Al 界面 5[A])

Fig. 4 SAD patterns and indexing of $(1\bar{1}0\bar{3})_{SiC}//(1\bar{1}\bar{1})_{Al}$, $[11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$ (SiC/Al interface 5[A])

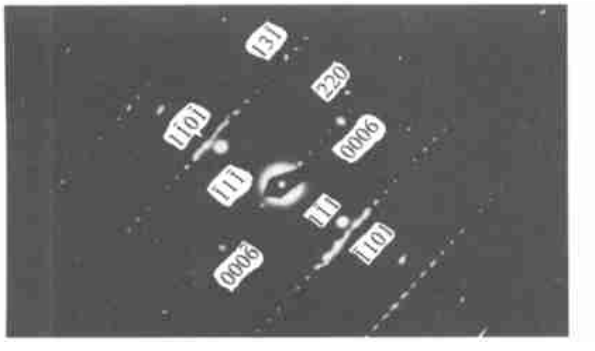

图 5 出现 $(1\bar{1}01)_{SiC}//(\bar{1}\bar{1}1)_{Si}$, $[11\bar{2}0]_{SiC}//[\bar{1}\bar{1}2]_{Si}$ 的复合衍射花样及其标定(SiC/Si 界面 10[A])

Fig. 5 SAD patterns and indexing of $(1\bar{1}01)_{SiC}//(\bar{1}\bar{1}1)_{Si}$, $[11\bar{2}0]_{SiC}//[\bar{1}\bar{1}2]_{Si}$ (SiC/Si interface 10[A])

仅有一个界面(SiC/Al 界面 2)出现过 $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Al}$ 关系。说明 $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Al}$ 不是优先出现的关系, $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Al}$ 不是能量最有利的界面。由于 $(0001)_{SiC}$ 和 $\{111\}_{Al}$ 都是有关各相中的密排晶面, 所以人们往往认为 $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Al}$ 是个能量上最有利的界面, 还有人计算过该界面的界面能量[7]。但是, 由于在一个 SiC 颗粒(单晶体)内只有唯一的一组(0001)晶面, 所以如果对该颗粒不存在 $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Al}$ 关系, 则肯定也不会出现具有 $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Al}$ 位向的界面。

对 SiC/Si, 也仅有一个界面出现过 $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Si}$ 关系(界面 1)。说明 $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Si}$ 也不是一个能量上有利的关系。SiC/Si 或 SiC/Al 位向关系受作为结晶衬底的 SiC 表面(小平面)的位向以及该小平面与液态金属之间的界面能所控制。因此, 只有那些固/液界面能最大而结晶后固/固界面能最小的小平面才是最可能的形核表面。$(0001)_{SiC}//\{111\}_{Al}$ 界面内的错配度是 7.1%, 而 $(0006)_{SiC}$ 与 $\{111\}_{Al}$ 面间距上的错配度也是 7.1%, 不是能量最有利的界面。因此形成 $(0006)_{SiC}//\{111\}_{Al}$ 界面是困难的; 而 $(0001)_{SiC}$/(液态金属)界面由于密排面与液态金属接触, 其液/固界面能可能也是比较低的。$(0001)_{SiC}//\{111\}_{Si}$ 界面内的错配度是 22.3%, 而面间距上的错配度是 22.1%。界面内 22.3% 的错配度表明固/固界面能(应变能)将较大, 因此形成 $(0006)_{SiC}//\{111\}_{Si}$ 界面是困难的。对 SiC 和基体 Al 来说, 虽然形成 $(0006)_{SiC}//\{111\}_{Al}$ 界面比形成 $(0006)_{SiC}//\{111\}_{Si}$ 容易些(因为前者的界面内错配度较小), 但前者也不是能量最有利的界面。因此, 结晶时形成 $(0006)_{SiC}//\{111\}_{Si}$ 界面的可能性不大。还有, 由于在一个 SiC 颗粒(单晶体)内只有唯一的一组(0001)晶面, 所以如果对该颗粒不存在 $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Si}$ 关系, 则肯定也不会出现具有 $(0001)_{SiC}//\{111\}_{Si}$ 位向的界面。事实上极少观察到具有此位向的界面。

作为(Al+Si)共晶体领先相的 Si, 在复合材料凝固时, 有优先在 SiC 表面形核、长大的倾向, 因此产生某种择优位向关系的倾向应该比 Al 的大些。但事实上二者在这方面的的差别并不明显。Si 作为分散的"界面 Si"颗粒都可能与该 SiC 颗粒形成独自的位向关系, 而 Al 通常作为一个整体(单晶体)包围着 SiC 颗粒, 它与被包围的 SiC 颗粒只能保持一种位向关系。因此, SiC/Si 位向关系应比 SiC/Al 的更多变, 从而在一定程度上抵消了上述产生某种择优位向关系的倾向。这可以部分地解释为什么 SiC/Si 择优位向关系并不比 SiC/Al 明显这一测量结果。

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

3 结 论

(1) 在 SiC_P/ZL 109 复合材料中, SiC 表面是 Si 的优先形核中心, 共晶领先相 Si 优先在 SiC 表面上形核、长大, 形成界面 Si, 并形成大量 SiC/Si 界面。

(2) 靠近 SiC 界面的 Al 基体中, 普遍存在一层厚度小于 1μm 的"亚晶铝带", 它紧靠 SiC 表面形成, 与远离 SiC 的 Al 基体有几度的位向差。亚晶铝带"内有大量位错, 增强体 SiC 和基体 Al 之间热膨胀系数差别, 在冷却时产生热应力, 可能是"亚晶铝带"形成的一个重要原因。

(3) SiC 与 Al 之间虽然不存在固定的位向关系, 但存在以下优先出现的平行关系

$$(1\bar{1}03)_{SiC}//(111)_{Al},\quad [11\bar{2}0]_{SiC}//[110]_{Al}$$

(4) SiC 与 Si 之间虽然不存在固定的位向关系, 但存在下列的优先位向关系

$$(1\bar{1}01)_{SiC}//(111)_{Si},\quad [11\bar{2}0]_{SiC}//[11\bar{2}]_{Si}$$

参 考 文 献

[1] Foo K S, Banks W M. Interface characterization of an SiC particulate/6061 aluminum alloy composite [J]. *Composites*, 1994, 25(7): 677～682.

[2] Charles D. Metal-matrix composites ready for take off? [J]. *Metal Materials*, 1990, (6): 78～82.

[3] Rohatgi P K. Low-cost, fly-ash-containing aluminum-matrix composites [J]. *JOM*, 1994, 46(11): 55～59.

[4] Magin C G E, Tsaacs J A, Clark J P. MMCs for automotive engine application [J]. *JOM*, 1996, 48(2): 49～51.

[5] 周永溶. 半导体材料 [M]. 北京: 北京理工大学出版社, 1992. 3.

[6] 丘思畴. 半导体表面与界面物理 [M]. 武汉: 华中理工大学出版社, 1995. 223.

[7] Li S, Arsenault R J, Jena P. Quantum chemical study of adhesion at SiC/Al interface [J]. *J Appl Phys*, 1988, 64(11): 6246～6252.

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net