复合材料学报 第18卷 第4期 11月 2001年
ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA Vol. 18 No. 4 November 2001

文章编号: 1000-3851(2001)04-0054-04

SiC颗粒增强铝合金基复合材料断裂与强化机理

郭 成, 程 羽, 尚春阳, 苏文斌, 许建群
(西安交通大学 机械工程学院, 西安 710049)

摘 要: 对SiC颗粒增强铝合金基复合材料的室温拉伸断裂与强化机理进行了研究。结果表明: 该类材料的断裂包括基体韧断、界面脱开和增强体颗粒断裂三种方式, 均属于MNG模式; 该类复合材料的强化效果取决于基体强度与界面强度的匹配关系, 当基体的屈服强度达到某一临界值时, 通过添加增强体颗粒来强化材料是非常困难的。

关键词: 复合材料; 断裂; 强化
中图分类号: TB331; TG304 **文献标识码:** A

MECHANISMS ON FRACTURE AND STRENGTHENING OF ALUMINIUM ALLOY MATRIX COMPOSITES REINFORCED WITH SiC PARTICLES

GUO Cheng, CHENG Yu, SHANG Chun-yang, SU Wen-bin, XU Jian-qun
(School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049)

Abstract: The mechanisms of tensile fracture and strengthening of aluminium alloy matrix composites reinforced with SiC particles are examined. The results show that fracture evolution entails a process of microvoid nucleation, growth, coalescence (MNG) for the PRMMCs and there exhibit three models of initial fracture in the process: toughness fracture of the matrix, boundary separation and particle break. Experimental analyses show that strengthening effect of the composites depends on the matching relations between the matrix and the boundary strength and it is very difficult to strengthen the composites when yield stress of the matrix goes beyound a certain critical value.

Key words: composites; fracture; strengthening

颗粒增强金属基复合材料(PRMMCs)具有重量轻, 比强度、比刚度高和优良的耐磨性等优点, 被认为是一种较理想的结构材料, 将在航空、汽车和电子工业得到广泛的应用[1~3]。然而, 由于对该类材料的室温力学性能, 断裂和强化机理的研究目前尚无令人满意的结果, 阻碍了其工程产业化的进程[4,5]。本文作者对由两种不同基体组成的SiC颗粒增强铝合金基复合材料的室温拉伸性能, 断裂和强化机理进行了实验研究, 并与文献中的实验结果进行了比较, 揭示了影响PRMMCs室温强度的因素和导致材料断裂的原因。该项研究丰富了复合材料力学性能数据库, 深化了对PRMMCs断裂行为的认识, 为合理使用该类材料提供了依据。

1 实验材料、设备和方法

实验材料为用PM法制备的Al-Cu-Mg和Al-Cu基复合材料, 基体成份如表1所示。增强体选用平均粒度为10 μm的SiC颗粒, 其体积分数为5%、10%、15%和20%四种。为进行比较, 制备了相应基体成份的铝合金试样。

表1 基体的化学成份

Table 1 Chemical composition of matrix vol. %

Matrix	Cu	Mg	Si	Fe	Al
Al-Cu-Mg	4.50	0.60	< 0.10	< 0.50	其余
Al-Cu	5.00	0.00	< 0.30	0.15	其余

试样采用正挤压制备, 挤压温度为520 ℃, 挤压速度为0.035 mm/s, 毛坯表面施加石墨润滑剂, 挤压比R= 12, 凹模锥角T= 120°。毛坯挤压后按GB 7963—87加工成Φ5 mm×25 mm标准拉伸试样。室温拉伸实验在Instron 1195万能材料实验机上进

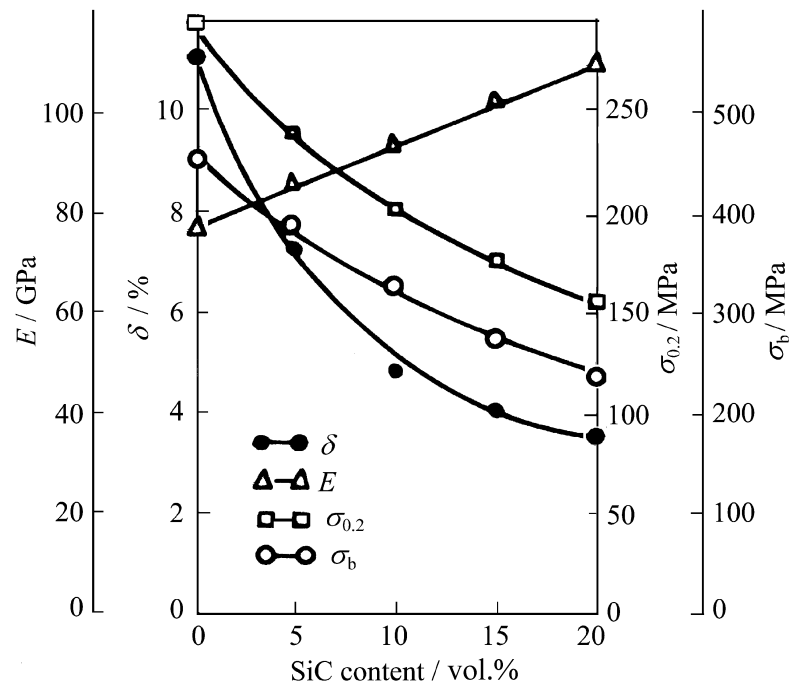
收稿日期: 1999-12-23; 收修改稿日期: 2000-06-06
基金项目: 西安交通大学在职博士基金资助(BS9907)
作者介绍: 郭 成(1948), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为先进材料制备与成形控制、冲压件质量控制和模具CAP。

行, 拉伸速度为 1 mm/ min。断口分析在 AMRAY-1000B 型扫描电镜上进行。为证明结果的一般性并通过分析得出正确结论, 引用了有关文献中的实验数据, 与本文的实验结果进行了比较。

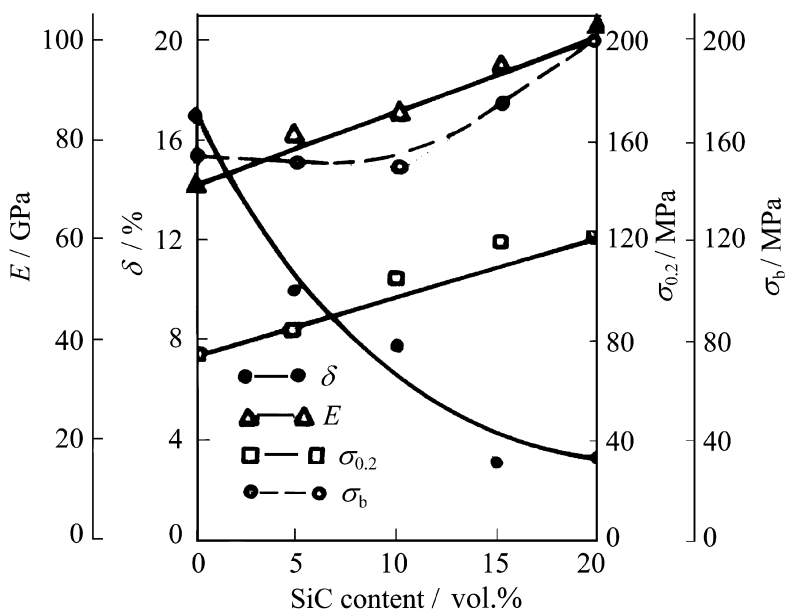
2　实验结果与分析

2.1　室温拉伸力学性能

图 1 显示了两类 PRMMCs 的主要拉伸力学性能。由图中可见, 随 SiC 体积分数的增加, 不同基体 PRMMCs 的弹性模量 E 值线性升高, 伸长率 W值单调下降。以 Al-Cu-Mg 为基体的 PRMMCs 屈服强度 $e_{0.2}$ 和抗拉强度 e_b 随 SiC 体积分数的增加单调下降(图 1(a)), SiC 颗粒的加入降低了材料的强度; 以 Al-Cu 为基体的 PRMMCs 的 $e_{0.2}$ 和 e_b 随 SiC 体积分数的增加呈上升趋势(图 1(b)), SiC 颗粒的加入起到了增强作用。



(a) Al-Cu-Mg Matrix



(b) Al-Cu Matrix

图 1　材料的力学性能

Fig. 1　Mechanical properties of the materials

分析上述实验结果, 随增强体颗粒增加, 材料弹性模量升高具有一般性。这是因为材料弹性模量和刚度是增强体颗粒和金属基体的平均表现, 属于结构不敏感特性, 是由整体的量所决定的[6]。随 SiC 颗粒增加, 材料增强与否是有条件的。这是因为材料强度属于结构敏感特性, 是由局部的量决定的[6], SiC 颗粒的加入, 造成了变形的区域化, 区域化程度的差别及基体与增强体间界面状况的不同便产生了增强与降强的相反效果[7, 8]。

2.2　拉伸断口分析及断裂机理研究

2.2.1　宏观断口分析

图 2 显示了 Al-Cu-Mg 基体及其 PRMMCs 拉伸试样的宏观断口特征, 由上至下依次为基体、5 % SiC、10 % SiC、15 % SiC 和 20 % SiC 复合材料试样。由图中可见, 加入 SiC 颗粒后, 宏观断口由 45 °斜断转变为平断。基体断口平行于最大剪应力平面, 为宏观剪应力引起的切断断口; SiC 体积分数大于 5 % 的复合材料断口垂直于拉伸轴线, 宏观上表现为断裂失效引起的正断断口, 断裂前几乎没有颈缩现象产生; SiC 含量为5 % 的复合材料断口介于切断和正断之间, 宏观上表现为复合断口。Al-Cu 基体 PRMMCs 试样的宏观断口特征与之类似。

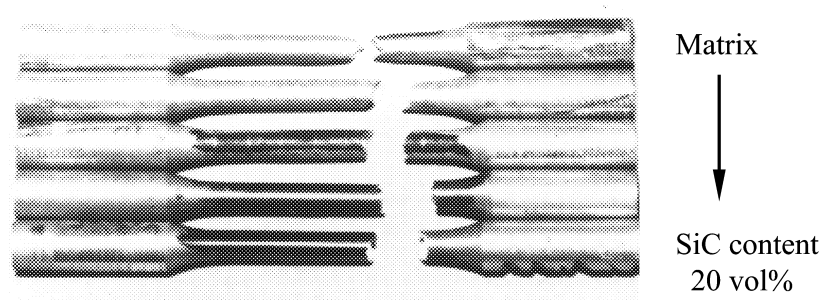


图 2　材料的宏观断口

Fig. 2　Macro-fracture of the materials

2.2.2　微观断口分析

图 3 显示了两类 PRMMCs 的微观拉伸断口形貌。可见, SiC 颗粒增强铝合金基复合材料拉伸断裂有基体韧断、界面脱开和颗粒断裂三种方式[8, 9]。电镜观察表明: Al-Cu-Mg 基体类 PRMMCs 的断裂方式主要为界面脱开; Al-Cu 基体类 PRMMCs 的断裂方式主要为基体韧断; 三种断裂方式常常会在这两类材料中同时出现。

2.2.3　断裂机理研究

由上述宏观和微观断口分析可见, SiC 颗粒的加入使得 PRMMCs 宏观断口平齐, 表现出脆性断裂的特征; 但就微观角度来看, 这两类材料断裂时均未出现解理面, 断口中存在着不同大小和深浅的韧

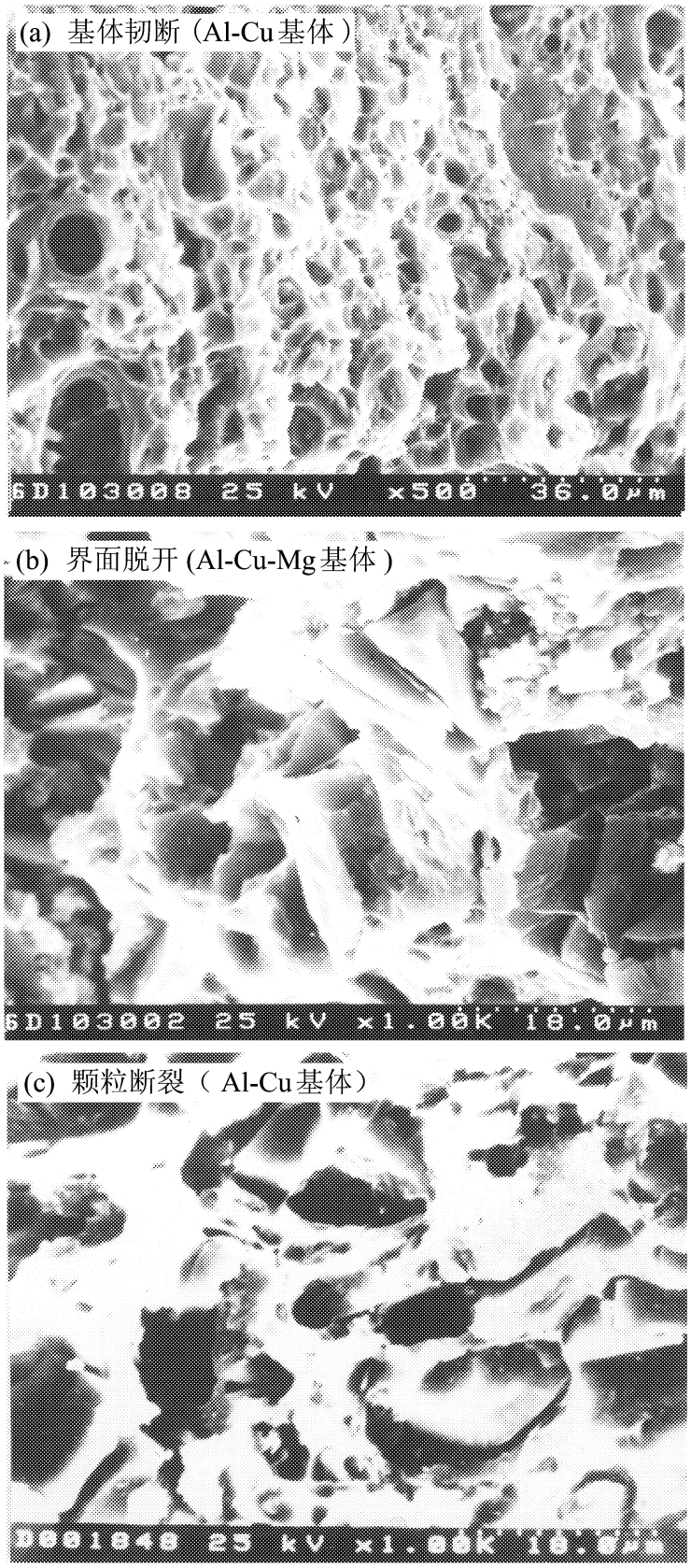


图 3　PRMMCs拉伸断口形貌

Fig. 3　Tensile fractograph of the PRMMCs

窝,呈现出韧性断裂特征。分析这些韧窝形成的方式有两种,一种是大韧窝,其尺寸和形状都与增强体颗粒有关,韧窝内既发现完整的颗粒(图 3(b),界面脱开引起韧窝),也有断裂的颗粒(图 3(c),颗粒断裂产生韧窝),另一种韧窝存在于基体上,在撕裂棱上分布着轮廓清晰、尺寸较小的小韧窝,大小一般在 3 μm以下(见图 3(a))。

从上述断口分析可见,PRMMCs 的断裂过程为:韧窝可能在夹杂或基体塑性变形位错缠结点处形核;也可能在增强体颗粒处形核,形成方式主要为界面脱开或颗粒断裂。韧窝形成后,前者随变形过程逐步长大,变形局限在颗粒间的基体内,一旦界面破坏便告断裂;后者形成的韧窝大且不均匀,这类大韧窝很容易吸收由基体韧断产生的小韧窝,并相互连贯、聚集、直至断裂。因此,PRMMCs 的断裂也属于一种空洞或韧窝形成、长大和聚集的 MNG 断裂模式。由于硬质颗粒不参与变形,基体小韧窝形成后一旦穿过界面便迅速扩展;由界面脱开或颗粒断裂形成的大韧窝很容易吸收基体的小韧窝。故不论是那一种断裂方式,其韧窝形成后的长大和聚集都较基体材料快,从宏观上便表现出具有脆性断裂的特征,材料的塑性变形能力有所降低。

2.3　实验结果比较与强化机理研究

2.3.1　实验结果比较与分析

表 2 和图 4 是由文献[9～12]提供的几组 SiC 颗粒增强铝合金基复合材料的强度性能数据,与本文实验结果的规律性完全一致,即当基体的强度较低时,SiC 颗粒的加入起到了增强的作用;当基体的强度较高时,SiC 颗粒的加入起到了降强的作用。可见,基体强度的高低是影响该类材料增强与否的主要因素之一。

表 2　基体与复合材料强度性能比较[9～11]

Table 2　Strength of the matrixes and composites

材　料	$e_{0.2}$/ MPa	e_b/ MPa
6061 基体(T6)	275	310
6061/ SiC_P/ 15 vol. % (T6)	342	364
A356 基体(T6)	205	280
A356/ SiC_P/ 15 vol. % (T6)	329	336
2014 基体(T6)	476	524
2014/ SiC_P/ 15 vol. % (T6)	466	493
Al-Cu-Mg(T6)	353	538
Al-Cu-Mg/ SiC_P/ 15 vol. % (T6)	284	497

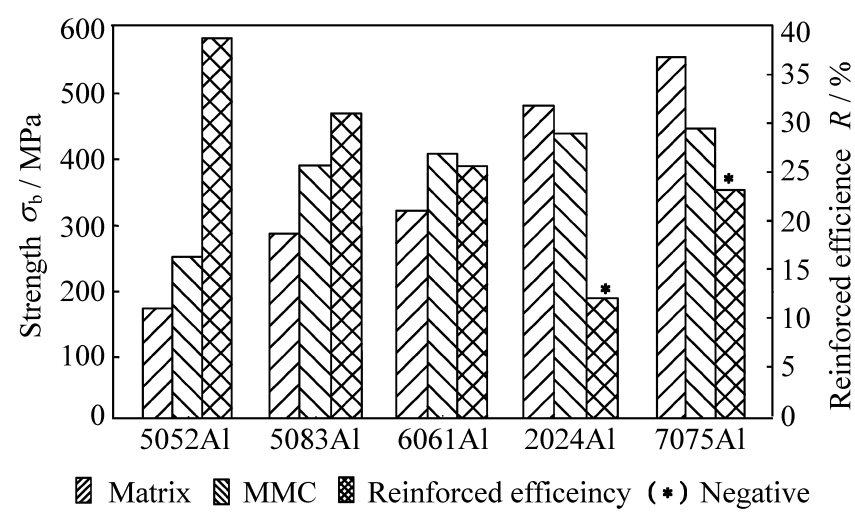


图 4　复合材料强度性能与增强率[12]

Fig. 4　Strength and reinforced efficiency of the composites

2.3.2　界面强度对复合材料强度的影响

基体和增强体颗粒通过界面结合在一起构成了 PRMMCs 整体。因此,界面结合状态和强度是影响复合材料增强与否的又一主要因素。有关研究表明,为保持形变的连续过渡,界面所承受的应力必然要比基体所受应力高出许多。对含 20 % SiC 的 SiC_P/

6061Al 系复合材料，在拉伸方向，界面所受拉应力要比铝合金基体侧的拉应力高出 2～4 倍[13]。对于弱基体 PRMMCs，由于基体材料屈服强度低，基体发生塑性变形时吸收大量能量，可使界面处的高应力得以释放或部分释放，界面不易破坏，容易达到增强的目的；对于强基体 PRMMCs，由于基体材料屈服强度高，在高出数倍于基体所受应力作用下界面易发生破坏，对于这一类材料，要达到增强的目的，必须大幅度提高界面的强度。

2.3.3　PRMMCs 的强化机理

文献[9]中指出，增强体/基体界面结合力是铝合金基复合材料性能的控制因素，是复合材料强化还是弱化的根本原因。本文作者通过实验验证、比较和理论分析研究认为：复合材料的强化效果主要取决于基体强度与界面强度的匹配关系，而并非完全由界面结合力来控制。如图 5 所示，当基体屈服强度较低时，复合材料抗拉强度由基体的韧断机制控制，SiC 颗粒的加入提高了基体内的位错密度并阻止滑移进行，从而起到了增强作用；当基体屈服强度较高时，界面受到数倍于基体的高应力作用，在基体尚未发生塑性变形前便破坏，故其抗拉强度由界面脱开机制控制。显然，只有基体与界面强度的合理匹配，才能使该类复合材料性能达到最佳。

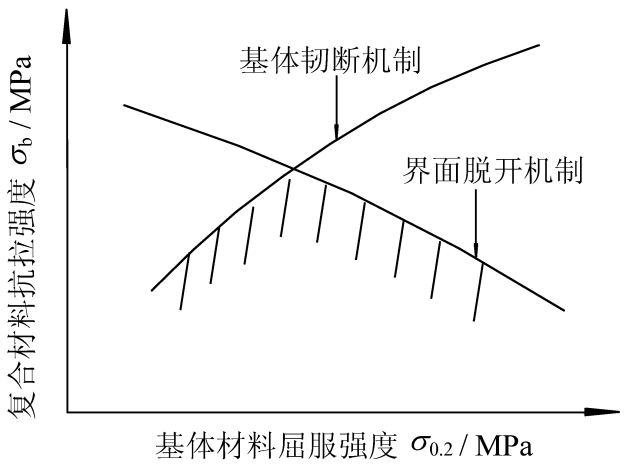


图 5　PRMMCs 的强化机理

Fig. 5　Strengthening mechanism of the PRMMCs

基体与界面强度的匹配关系受到多种因素的影响，其中主要有基体和增强体性能，基体与增强体的润湿性及界面结合力，基体和增强颗粒形状、尺寸、含量及分布方式，材料制备工艺等[14,15]。虽然通过合金化、预涂层、化学镀和激光预处理等方法可以改善基体和增强体的化学与力学相容性，提高界面的结合强度，从而在一定程度上达到调整和控制基体强度与界面强度匹配关系之目的。然而，如表 2、图 4 和图 5 所示，当基体材料的屈服强度超过某一临界值时（对于铝合金基体而言，临界值约为 290 MPa），再要想通过添加增强体颗粒来强化这类材料是非常困难的。

3　结　论

（1）本研究所涉及的 SiC 颗粒增强复合材料的断裂包括基体韧断、界面脱开和增强体颗粒断裂三种方式，属于 MNG 模式，包括韧窝形成、长大和聚集的完整过程。

（2）PRMMCs 的强化效果取决于基体强度与界面强度的匹配关系，本文中所研究的铝合金基复合材料基体屈服强度超过 290 MPa 时，通过添加增强体颗粒来强化材料是非常困难的。

参考文献：

[1] Ibrahim I A. Particulate reinforced metal matrix composites——a review[J]. J Mater Sci, 1991, 26(1): 1137- 1156.

[2] 桂满昌. 颗粒增强铝基复合材料在汽车上的应用[J]. 机械工程材料. 1996, 20(5): 30- 33.

[3] 郭洪光. 光电器件用金属基复合材料研究进展[J]. 兵器材料科学与工程. 1996, 19(4): 67- 72.

[4] Davival M S. Analysis of stress-strain, fracture, and ductility behavior of aluminum matrix composites containing discontinuous silicon carbide reinforcement[J]. Matall Trans, 1985, 16A(5): 1105- 1115.

[5] Zheng W M, Lesperance G, Suery M. Effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg/SiC and Al-Mg/Al_2O_3 composite, part 3: Fracture mechanisms of the composites[J]. Mater Sci & Eng, 1996, 214A (1): 104- 114.

[6] 张双寅. 复合材料结构的力学性能[M]. 北京：北京理工大学出版社, 1992. 110- 113.

[7] Prangnell P B, Downes T, Stobbs W M. The deformation of discontiuously reinforced MMCs-1, the initial yielding behaviour [J]. Acta Mater, 1994, 42(10): 3425- 3436.

[8] 程　羽，郭生武，郭　成. SiC 颗粒增强 Al 基复合材料拉伸性能与断裂机理的研究[J]. 西安交通大学学报, 1999, 33(9): 95 - 97.

[9] 陈尚平，解念锁. 非连续增强铝合金复合材料的力学性能[J]. 材料科学与工程, 1997, 15(4): 72- 78.

[10] 岳珠峰，吕震宙. 颗粒增强金属基复合材料塑性响应的一种唯象模型[J]. 机械工程材料, 1995, 19(6): 11- 14.

[11] Lioyd D J. Particle reinforced aluminum and magnesium matrix composites[J]. Int Mater Rev, 1994, 39(1): 1- 21.

[12] 权高峰. 非连续体增强铝基复合材料强化机理与优化设计[D]: 西安：西安交通大学, 1994.

[13] 李　寰，李家宝. SiC_P/6061Al 复合材料基体相及增强相的实际外载应力[J]. 材料研究学报, 1996, 10(2): 215- 219.

[14] 张国定，赵昌正. 金属基复合材料[M]. 上海：上海交通大学出版社, 1996. 1- 6, 49- 87.

[15] 于春田. 金属基复合材料[M]. 北京：冶金工业出版社, 1995. 3- 6, 105- 135.