

[文章编号] 1004- 0609(2000)05- 0621- 09

改善颗粒增强金属基复合材料塑性和 韧性的途径与机制^①

秦蜀懿^{1, 2}, 张国定¹

(1. 上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200030;

2. 中国科学院 上海硅酸盐研究所 高性能陶瓷与超微结构国家重点实验室, 上海 200050)

[摘要] 评述了影响颗粒增强金属基复合材料塑性和韧性的各种因素, 在此基础上深入研究了颗粒形状对 SiC_p/LD2 复合材料塑性和断裂韧性的影响规律。采用有限单元法分析不同形状的 SiC 颗粒增强的 LD2 复合材料的微区力学环境和整体力学行为, 结果表明颗粒的尖锐化导致基体内应变集中和颗粒尖端断裂的可能性加剧, 因而降低材料的塑性; 而在外加载荷的作用下, 由于复合材料基体整体均处于较高的加工硬化状态, 因此颗粒形状对材料断裂韧性的影响并不明显。钝化处理过的颗粒和普通颗粒增强的 SiC_p/LD2 复合材料的力学性能对比和断口分析验证了有限元分析的结果。对复合材料的宏观结构进行设计是提高复合材料韧性的一条有效途径。对以高体积分数连续 SiC_p/LD2 复合材料棒作为增强体的 LD2 宏观结构韧化复合材料的研究表明, 与同类普通复合材料相比, 以大比率热挤出的结构设计复合材料断裂韧性可提高 32%, 已接近基体合金的断裂韧性水平; 而且材料的断裂功大大提高, 断裂过程呈现阶段性, 完全改变了传统复合材料的断裂模式, 避免了普通颗粒增强金属基复合材料突发灾难性失效的缺点。

[关键词] 颗粒增强金属基复合材料; 塑性; 韧性; 有限单元法; 宏观结构设计

[中图分类号] TB331

[文献标识码] A

颗粒增强的金属基复合材料(PMMC)不仅具备了纤维和晶须增强的金属基复合材料的一些优良特性, 而且兼有增强体价格便宜、制备工艺相对简便、易于二次加工、性能具有各向同性和耐磨等优点, 因此应用十分广泛。在比强度、比模量要求不特别高的环境中, 如汽车、摩托车零部件、电子封装材料及纺织机械等领域, PMMC 已经显示出传统金属材料无法比拟的优越性。因此, 它将有望在这些领域部分替代传统材料。

但时至今日, PMMC 规模化应用仍然难于实现, 主要是因为与传统材料相比, PMMC 仍存在一些问题急需解决, 其中 PMMC 的塑性和韧性较低是限制其规模化应用的一个主要原因, 因此近年来改善 PMMC 塑性和韧性已成为这个学科的研究热点之一。

表 1 列举了部分 Duralcan 工艺生产的典型 PMMC 的塑性和韧性, 可见脆性增强体的加入使合金的塑性和韧性均有不同程度的下降, 尤其是材料的塑性与相应的未增强基体合金相比, 几

乎低了一个数量级, 这种现象不仅使得 PMMC 作为

表 1 Duralcan 工艺制备的颗粒增强铝基复合材料的力学性能^[1, 2]

Table 1 Mechanical properties of particle reinforced Al matrix composites by Duralcan process^[1, 2]

Material	$\delta / \%$	$K_{1c} / (\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})$
6061Al+ 0% Al ₂ O ₃ (cast, extruded)	20.0	29.7
6061Al+ 10% Al ₂ O ₃ (cast, extruded)	7.6	24.1
6061Al+ 15% Al ₂ O ₃ (cast, extruded)	5.4	22.0
6061Al+ 20% Al ₂ O ₃ (cast, extruded)	2.1	21.5
A357+ 30% SiC (d30 μm , cast)	0.5	18.6
A356+ 30% SiC (d100 μm , cast)	0.18	22
A356+ 25% B ₄ C (d30 μm , cast)	0.67	13.6
A357+ 25% B ₄ C (d100 μm , cast)	0.35	19.3
A376+ 30% B ₄ C (d100 μm , cast)	0.29	19.7
A357+ 28% SiC (d122 μm , cast)	0.26	18.2
2024Al+ 0% Al ₂ O ₃	13.0	25.3
2024Al+ 10% Al ₂ O ₃	3.3	18.0
2024Al+ 15% Al ₂ O ₃	2.3	18.8
2024Al+ 20% Al ₂ O ₃	0.9	—

① [基金项目] 国家“八六三”计划资助项目(863- 715- 05- 06) 和自然科学基金资助项目(59871027)
[收稿日期] 1999- 11- 15; [修订日期] 2000- 03- 10 [作者简介] 秦蜀懿(1972-), 男, 博士。

结构材料使用具有不安全性,而且使二次加工比较困难,从而在生产形状较复杂的零部件时,大大增加了材料的成本。

本文作者对如何有效改善 PMMC 的塑性和韧性,进一步提高这类材料的使用性能,进行了深入系统的研究。

1 影响 PMMC 塑性和韧性的主要因素

塑性和韧性是指材料在微裂纹或孔洞形核之前抵御应变硬化的能力,以及对裂纹延伸扩展的抵抗能力。许多实验和理论已证明 PMMC 的低塑性和低韧性主要由 2 个因素造成: 1) 与增强体相关,如颗粒的团聚、断裂,增强体/基体界面脱粘、孔洞形核与长大等; 2) 与基体相关,如基体内复杂的三轴应力状态,由于热膨胀系数的较大差异而导致的基体加工硬化,基体塑性流变受限制等。但实际上这些因素往往同时存在并相互影响。

1.1 颗粒的断裂

Llorca 等^[3]对 SiC_p/Al 复合材料的研究表明,增强体的断裂是复合材料主要的失效方式,且损伤过程符合 Weibull 统计规律。通过研究不同热处理状态复合材料中颗粒断裂的演变过程,发现断裂颗粒的数量与基体的强度有关,基体强度越高,测试到的断裂颗粒越多。有限元法(FEM)计算表明颗粒的断裂是由传递到颗粒上的载荷导致的,基体承受的载荷增加,相应颗粒承受的应力也会增加,从而使颗粒断裂的趋势增加。Wu 和 Arsenault^[4]对 SiC_p/Al 裂纹扩展过程的扫描电镜(SEM)原位观察表明,裂纹主要沿着在加载之前已经存在的断裂颗粒扩展。Downes 等^[5]的研究也表明 SiC_p/Al 中的损伤常萌生于加载前已断裂的颗粒处。由于脆性颗粒的断裂应变很小(< 1%),因此在承载过程中颗粒的断裂或承载前断裂的颗粒会促使微裂纹过早形成,不利于 PMMC 塑性和韧性的提高。

1.2 颗粒尺寸

在考察 SiC_p/Al 体系^[6~8]断裂韧性对颗粒尺寸的依赖性时,发现在尺寸很分散的颗粒群中,大颗粒最容易断裂,而细颗粒很少断裂。颗粒尺寸越大,断裂的可能性越大,因而材料塑性越低,但是不管颗粒尺寸如何,材料的断裂韧性却很接近,即断裂韧性对颗粒尺寸并不敏感。

Flom 和 Arsenault^[9]发现当颗粒尺寸小于 20

μm 时,几乎观察不到增强体的断裂。因此,在小颗粒增强的金属基复合材料中,基体的失效主宰着复合材料的断裂过程。而除了非常大的颗粒(250 μm)增强复合材料,其它颗粒增强体系的断裂韧性在很大程度上与颗粒尺寸无关。Downes 等^[10]的研究也表明,对含 20% (体积分数)的 SiC_p/8090Al 合金复合材料来说,断裂韧性依赖于基体的时效条件,而与颗粒尺寸无关。

从颗粒断裂数量越少越有利于材料韧性提高的角度考虑,颗粒的细化对 PMMC 的强韧化应该是有益的,但由于目前制备工艺的限制,导致在制备细小颗粒增强的金属基复合材料时常出现颗粒团聚现象,从而很可能对强韧化效果产生不良影响。我们曾采用自发浸渗法制备了不同尺寸的细颗粒增强的 SiC_p/FeSi 复合材料(颗粒最小可达 0.3 μm)^[11],由于 FeSi 基体对颗粒的完全自发浸润,可得到颗粒分布完全均匀的材料,结果表明颗粒的细化有利于材料的强韧化,韧化机制在于:颗粒的细化导致界面数量增多,使得裂纹扩展路径的随机性大大增加,这对通过采用细小颗粒作为增强体进一步提高 PMMC 的塑性和韧性有一定启发。

1.3 增强体分布

由于现有制备工艺的局限而导致的 PMMC 中颗粒分布不均匀现象是造成复合材料性能不稳定的主要因素,同时也是降低 PMMC 的塑性和韧性的一个重要因素。现有的大量研究已证明^[12~14],PMMC 中裂纹最有利的形核位置处于增强体体积分数高的局部区域。在随后的裂纹扩展长大过程中,颗粒分布均匀的区域使裂纹扩展的随机路径增加,而颗粒聚集的区域会优先捕捉裂纹尖端,从而增强体在基体局部区域聚集降低了 PMMC 的韧性。

颗粒在局部区域的聚集还会导致基体应力应变状态的改变。有限元法(FEM)计算^[15~18]结果表明,颗粒的加入很大程度上限制了基体的变形,而颗粒的聚集会使聚集区内的基体塑性变形加剧,并且会导致基体处于很高且很复杂的三轴应力状态。

1.4 颗粒形状

迄今为止,有关颗粒形状对 PMMC 断裂影响的研究很少,尤其是有关 SiC 颗粒形状对断裂韧性影响的研究几乎没有。

实验结果表明^[19],在平行于外加应力方向上拉长的颗粒及垂直于应力方向的平面上有利于裂纹形核,这是由于颗粒的拉长会导致颗粒内部应力场分布不均匀。综合考虑颗粒的大小及断裂的可能性等因素,通过改善工艺或加入更圆的和缺陷更少的

(更小的) 颗粒应能提高材料对损伤的抗力。最近的研究^[20]表明, 采用球形的 Al_2O_3 颗粒能降低材料孔洞萌生和生长的速率, 从而提高材料的断裂应变, 但会降低材料的强化效果。

本文作者采用有限单元法(FEM)详细分析了颗粒形状对 $\text{SiC}_p/\text{LD2}$ 复合材料局部力学环境和材料整体力学行为的影响, 提出用钝角颗粒作为增强体将有利于材料拉伸塑性的提高而不会降低材料的强化效果, 并在实验中得以证实。

1.5 界面结合强度

对 PMMC 的大部分失效研究都集中在基体/增强体结合很好的 SiC_p/Al 体系, 因此, 界面粘结强度对失效的影响报导少见。总的来说, 合适的界面结合是十分重要的, 在 SiC/Ti 体系^[21]中, 由于发生较严重的界面反应, 可导致材料韧性降低。在 SiC_p/Al 体系^[22, 23]中, 通过将颗粒在空气中高温氧化后在颗粒表面形成氧化膜, 得到界面结合强度低的复合材料, 但结果是明显地导致了材料塑性的增加, 原因可能是颗粒表面氧化层的存在有利于界面的相对滑动而不利于脱粘; 李建平^[24]的研究表明, SiC 颗粒的氧化可导致颗粒与 Al 基体的强界面结合, 延缓了界面上孔洞的形核从而导致了材料塑性的增加。

1.6 基体的时效

因为基体承受应力的能力取决于屈服强度和加工硬化速率, 因此基体的时效条件对 PMMC 的断裂性能有重要的影响。

Lowandowski 等^[12]系统地研究了基体的时效条件对 SiC 颗粒增强的 7000 系铝合金断裂微观机制的影响。研究了过时效(OA)和欠时效(UA)的 20% SiC_p (体积分数)/ Al-Zr-Mg-Cu (7000 系铝合金)复合材料的显微硬度和流变应力, 结果表明时效条件的改变会引起断裂微观机制的很大变化。在 UA 复合材料中, 材料断裂是由颗粒的断裂引起的, 而在 OA 复合材料中断裂主要出现在基体中, 原因是界面结合弱或是由于 OA 材料中在靠近颗粒附近所形成的无沉淀区使基体强度降低。

1.7 基体流变能力的约束

基体流变能力的降低是导致 PMMC 塑性和韧性下降的一个最主要的因素。它主要来源于颗粒与基体的刚度错配和热膨胀系数错配。在材料承载时, 刚性颗粒的存在使得塑性基体中位错滑移受阻, 颗粒与基体的热错配则会在基体中产生热残余塑性应变^[25-27], 使基体处于较高的加工硬化状态, 在外加应力很小时就会使基体出现微屈服现象^[28],

这同时也是 PMMC 得以强化的主要原因。

为了评估 PMMC 中基体变形受局限的程度, Arsenault 等^[16]测定了颗粒增强 Al 基复合材料中拉伸试样的失效表面附近的位错密度, 发现在高体积分数的 SiC/Al 复合材料试样的断裂表面存在很高的位错密度, 并随距断裂表面的距离增大而快速衰减, 这表明 SiC 颗粒的存在大大局限了基体的塑性流变。Davidson^[14]采用立体图像分析仪观察了颗粒增强 Al 基复合材料的断裂路径, 也发现在断裂路径附近基体的局部区域最大应变明显已达到了未增强基体的平均拉伸断裂应变。

1.8 基体应力状态

由于变形受限, 基体内的三轴应力也是降低 PMMC 基体塑性和韧性的一个重要因素。Embury^[29]指出, 由于基体处于较高的三轴应力状态, 将导致其孔洞形核后的长大和粗化过程加快, 一旦微裂纹达到临界尺寸, 将快速失稳扩展。处于这种状态下的基体对缺陷比较敏感, 因此一般情况下大多数 PMMC 的断裂功很小, 断裂过程十分迅速。

除上述的影响因素外, 研究表明在 PMMC 的制备过程中带入的杂质元素, 如 Fe , Mn 等, 在界面上偏聚形成粗大的第二相也会导致材料塑性的降低^[30]。对 $\text{Al}_2\text{O}_3p/\text{Al}$ 体系^[31, 32]而言, 材料的断裂韧性似乎与测试温度无关, 在 $-175\sim 300\text{ }^\circ\text{C}$ 范围内, 断裂韧性并不随温度而变化。而由于 PMMC 断裂韧性的测试无严格标准, 使得各结果之间难于参照, 测试标准的不同导致材料断裂韧性测试值存在较大差异^[33]。

2 颗粒形状对 $\text{SiC}_p/\text{LD2}$ 复合材料塑性和韧性的影响

为了研究颗粒形状对 PMMC 塑性和韧性的影响规律, 我们首先建立了 5 个简单的二维模型 $\text{SiC}_p/\text{LD2}$ 复合材料^[26]。用单颗粒增强无限大的基体平板, 颗粒的形状分别为圆形、正六边形、正方形、正三角形和长梭形(尖角角度分别为 180° , 120° , 90° , 60° 和 30°), 考察了模型复合材料经过 $500\text{ }^\circ\text{C}$ 温度区间冷却后在材料内部造成的热残余应力应变场。结果发现由于热膨胀系数的巨大差异产生的热应力超过了基体的屈服极限, 因此在界面附近的基体中形成了热残余应变梯度, 离界面越远, 残余应变越小。而颗粒的形状对基体中热残余应变的分布有很大影响。当颗粒为圆形时, 颗粒周边应

变分布均匀且应变较小，随着颗粒的尖锐化，周边应变分布逐渐变得不均匀，在颗粒的尖角附近出现应变集中且应变加大，并随颗粒尖角角度变小而越来越严重，这在很大程度上降低了颗粒尖角附近基体的原位塑性。而在颗粒的尖角上则存在着严重的压应力集中现象，并随颗粒的尖锐化而快速加剧。

在上述研究的基础上建立了模拟实际材料的多个不同形状颗粒增强的二维模型 SiC_p/LD2 复合材料^[34]，计算结果发现当在模型材料上施加一逐渐增加的应力时，颗粒尖角附近基体的应变集中随外加应力的增加而加剧，而颗粒尖角上的压应力集中在外载较小时得以释放，向零应力状态过渡，当外载变大时，颗粒能迅速聚敛应力，在颗粒尖角上和与拉伸方向平行的颗粒附近重新出现严重的拉应力集中现象。

虽然从模拟计算出的应力应变曲线(应变为 0 ~ 3%)上可以看出，不同形状颗粒增强的模型复合材料强化效应无明显差异，但是，由于尖锐颗粒的尖角附近存在的残余应变集中，因此在一定程度上降低了基体的原位塑性，而且更为重要的是，在外加拉应力的作用下，颗粒尖角上存在着严重的应力集中，将使尖角在低应力水平下断裂的可能性大大增加，因此会降低材料最终的断裂应变。对尖锐颗粒和钝化颗粒增强 SiC_p/LD2 复合材料的力学性能进行测试，结果见表 2，可见采用尖锐颗粒作为增强体制备的 SiC_p/LD2 复合材料与同等颗粒体积分数、尺寸和同样工艺制备的钝化颗粒增强的 SiC_p/LD2 复合材料相比，无论是经 T6 处理还是热挤压，均表现出较小的断裂应变，而强化效果基本不变^[26, 35]。导致尖锐颗粒 SiC_p/LD2 复合材料塑性较低的原因，经过断口扫描电镜(SEM)分析，证明是颗粒尖角附近基体变形的严重受限和大量颗粒尖角的较早断裂(如图 1 所示)，很好地验证了模型材料计算的结果。

对多颗粒增强的模型复合材料的计算还表

表 2 尖锐颗粒和钝化颗粒增强 SiC_p/LD2 复合材料的力学性能

Table 2 Mechanical properties of SiC_p/LD2 reinforced with pointed and blunted particles

Material	<i>E</i> / GPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	σ_b / MPa	ϵ / %
SiC _p (blunted) / LD2(T6 treated)	96.0	332.7	390.6	5.07
SiC _p (pointed) / LD2(T6 treated)	96.3	335.1	388.0	3.29
SiC _p (blunted) / LD2(extruded)	87.8	187.3	255.0	8.53
SiC _p (pointed) / LD2(extruded)	91.4	185.6	246.7	6.19

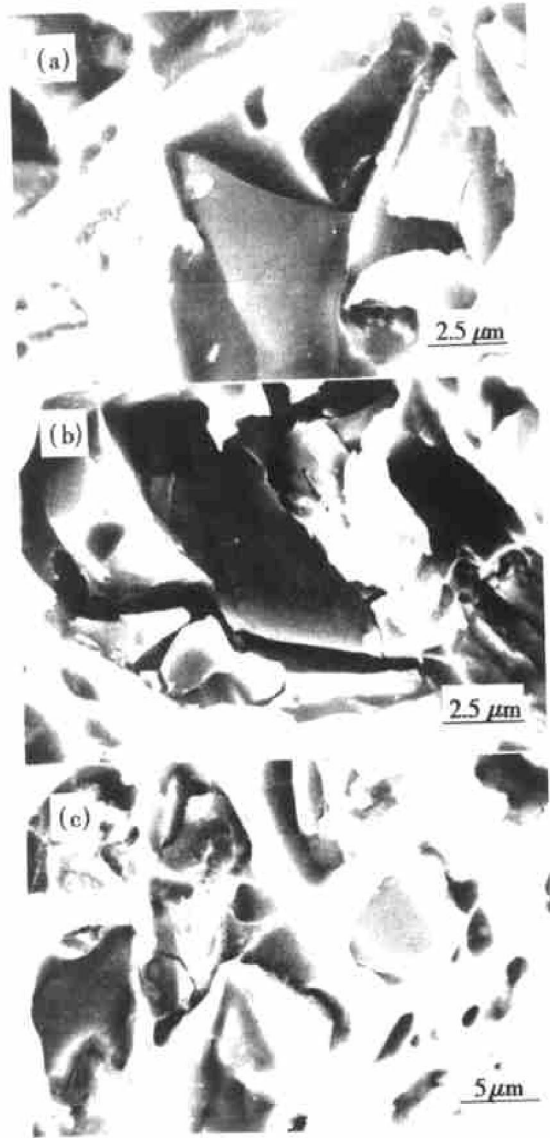


图 1 尖锐 SiC 颗粒(a 和 b)和钝化 SiC 颗粒(c)增强的 LD2 复合材料拉伸断口形貌

Fig. 1 Tensile fractographs of LD2 matrix composites reinforced with pointed SiC particles (a and b) and blunted SiC particles (c)

明^[11]，虽然颗粒的钝化一定程度上降低了颗粒尖角附近基体的应变集中，但在外加应变达到3%时，复合材料中的基体整体均已处于较高的应变硬化状态，一旦主裂纹在材料中形成，或是已经存在预制裂纹，基体本身的高度硬化状态将无法有效钝化裂纹或使裂纹闭合，裂纹的扩展将会是一个快速的过程，因此，颗粒的钝化虽有利于材料拉伸塑性的提高，但却不能影响材料的断裂韧性，实验的结果同样很好地证明了这一点^[36]。

3 改善 PMMC 韧性的有效途径——宏观结构设计

综合考虑影响 PMMC 塑性和韧性的诸多因素，

目前已有一些研究从不同的角度着手来改善 PMMC 的塑性和韧性。可将其分为以下 3 类:

3.1 基体、增强体和界面结合的合理选择

现在已认识到, 对 PMMC 而言, 用性能最好的增强体和最好的基体复合并不一定能得到性能最好的复合材料, 甚至有可能适得其反。因此合理地选择基体与增强体相匹配, 形成适合的界面结合, 将有利于 PMMC 塑性和韧性的提高^[6, 9, 37~39]。

3.2 复合后二次加工

采用复合后热或冷塑性变形是改善 PMMC 塑性和韧性的一种方法。通过复合后的热或冷塑性变形首先可改善 PMMC 的铸造组织, 很大程度地消除铸造缺陷, 其次是可以细化基体晶粒, 可提高基体的强度和塑性。重要的是, 塑性变形可改善 PMMC 中颗粒聚集的现象^[40~42], 使基体渗入复合时颗粒聚集的区域内, 并易使颗粒沿变形方向呈带状分布, 加大其纵向(垂直于变形方向)的平均间距, 从而达到韧化 PMMC 的目的。

3.3 复合材料的结构设计增韧

虽然前两种办法对提高 PMMC 的塑性和韧性有一定效果, 但难于彻底改变普通 PMMC 低塑性、低韧性, 尤其是断裂功过小的缺点。这是因为基体变形能力的高度受限, 使得 PMMC 对缺陷十分敏感, 一旦缺陷达到临界尺寸, 马上将失稳扩展, 随后的断裂过程很快, 而这正是 PMMC 难以广范应用的关键问题。

同样是对缺陷十分敏感的陶瓷材料, 在近 10 年发现了一条有效的增韧途径——结构设计。这种思路受贝壳精细的层状结构^[43]启发, 低强度、很脆的羟基磷灰石(HAP)外包覆柔性的生物胶质, 并形成砌砖式的结构, 可使贝壳具有惊人的强度和韧性。Clegg^[44]首先模拟这种层状结构制备了高韧性、大断裂功的层状陶瓷复合材料(laminated ceramics composites), 结果在 *Nature* 上发表后, 迅速成为近 10 年陶瓷材料的研究热点之一。

将结构设计的思路引入 PMMC 中, 也取得了较好的结果。Lewandowski 及其合作者在通过层合(lamination)的方法提高 PMMC 的韧性方面做了大量的工作^[45~49], 另一些研究者则试图通过微观结构设计来韧化 PMMC^[50~52], 已经表明这些方法对提高 PMMC 的断裂功和断裂韧性, 尤其是冲击韧性十分有效。这些材料的主要韧化机制与层状陶瓷材料相似, 是通过层间界面弱结合使裂纹分叉、偏转, 使材料的断裂机制转变为能量耗散型, 材料由缺陷敏感性变为缺陷容忍性。但是这种宏观弱界面

的引入同时将降低复合材料的强度, 因此大部分这类材料与同类普通复合材料相比, 往往具有较低的弹性模量、屈服强度和抗拉强度。

考虑到 PMMC 低韧性的主要原因在于基体处于高度的加工硬化状态并且变形高度受限, 通过宏观结构设计增韧 PMMC 可以采用另一种途径: 将同等体积分数的增强体优化分布, 在整体材料的局部区域形成高体积分数的复合材料棒, 作为宏观连续的增强体, 而在这些增强体棒的周围形成足够的未增强基体区域, 主要通过这些基体的变形充分吸收断裂能量来达到韧化目的。据此, 我们采用常规的设备 and 工艺制备了一种 SiC_p -LD2/LD2 宏观结构增韧复合材料: 用高体积分数的 SiC_p -LD2 复合材料棒作为连续增强体增强周边的 LD2 铝合金, 其结构示于图 2。

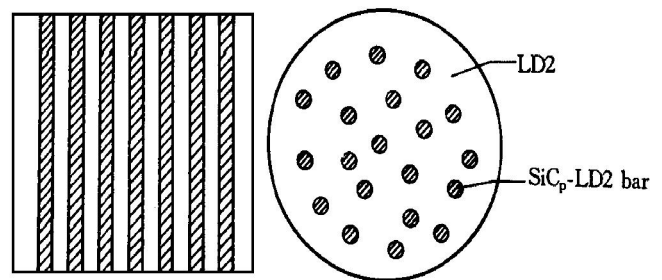


图 2 SiC_p -LD2/LD2 复合材料结构示意图

Fig. 2 Schemed structure of SiC_p -LD2/LD2 composites

采用的制备工艺为: 真空压力浸渗+ 铸后热挤压。制备了两种不同热挤出比(10:1 和 60:1)的复合材料, 具体的工艺、实验方法和材料的显微结构见文献[11, 53, 54]。

研究发现, 通过这种结构设计, 不仅可以提高 PMMC 的断裂韧性, 而且大大提高了材料的断裂功。表 3 列出了这两种结构增韧复合材料、搅拌铸造方法制备的普通 SiC_p /LD2 复合材料及 6000 系列铝合金的断裂韧性。可以看出, 两种结构设计的复合材料断裂韧性均高于普通复合材料, 尤其是经大挤出比制得的 SiC_p -LD2/LD2 复合材料的断裂韧性已经接近相应的未增强 6000 系列铝合金, 而且两种结构设计复合材料的韧性测试值均比普通复合材料稳定, 表明它们对微观缺陷的敏感程度已大大降低。

将两种 SiC_p -LD2/LD2 复合材料的裂纹张开位移(COD)-载荷曲线与普通 SiC_p /LD2 对比(图 3), 更能显示出这种结构设计复合材料的优点。它们的断裂功远远大于普通复合材料, 而且断裂模式已经发生了根本的变化。这两种结构设计复合材料均显

表3 结构设计 SiC_p-LD2/LD2, 普通 SiC_p/LD2 复合材料与 6000 系列铝合金的断裂韧性

Table 3 Fracture toughness of structure-designed, conventional composites and 6000 series aluminum alloys

Material	SiC _p -LD2/LD2 (Extrusion ratio 10:1)	SiC _p -LD2/LD2 (Extrusion ratio 60:1)	Conventional SiC _p /LD2 ^[36]	6000 series Al alloys ^[33]
$K_{Ic}/(MPa\sqrt{m})$	23.3, 23.7, 23.4 (mean: 23.3)	28.3, 28.9, 27.8 (mean: 28.5)	21.8, 18.4, 23.2 (mean: 21.6)	27~35

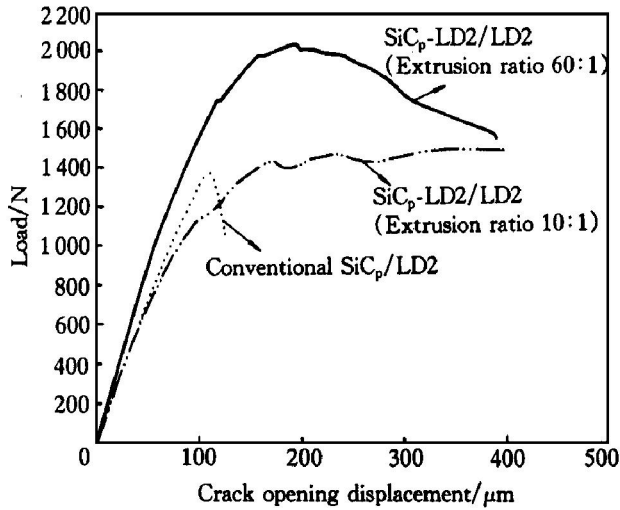


图3 SiC_p-LD2/LD2 和普通 SiC_p/LD2 复合材料的裂纹张开位移(COD) - 载荷曲线

Fig. 3 Crack opening displacement (COD) vs load curves of SiC_p-LD2/LD2 and conventional SiC_p/LD2 composites

示出阶段性断裂的失效方式与对应的断口形貌(如图4所示), 可看出随着 SiC_p-LD2 细棒的逐层断裂, 在其 COD-载荷曲线上出现相应的抖动点。对断口形貌的分析表明^[53, 54], SiC_p-LD2 细棒之间的 LD2 基体充分变形吸收了大量的断裂能量以及 SiC_p-LD2 细棒与 LD2 基体之间的界面一定程度的脱粘是这种结构设计复合材料主要的韧化机制, 这使得这种材料中的主裂纹在亚稳状态下可以稳定扩展很长时间, 完全可以避免普通 PMMC 最大的缺点——灾难性失效的突然发生, 大大提高了其使用的安全性。

挤出比是影响这种材料性能一个很重要的因素^[55]。小挤出比(10:1)的 SiC_p-LD2/LD2 由于界面结合不如大挤出比(60:1)的紧密, 因此拉伸性能相对要低一些^[56]; 而大挤出比的 SiC_p-LD2/LD2 的屈服强度和抗拉强度均高于普通 SiC_p/LD2 复合材料^[53], 具有优良的综合力学性能。

4 结论

1) 影响颗粒增强金属基复合材料塑性和韧性的主要因素有: 颗粒的断裂、颗粒尺寸、增强体分

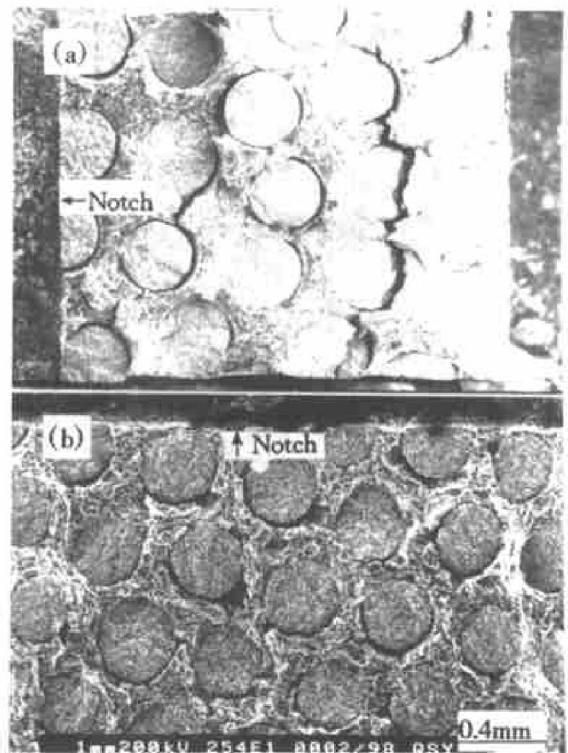


图4 SiC_p-LD2/LD2 复合材料的弯曲断口形貌

Fig. 4 Bending fractographs of SiC_p-LD2/LD2 composites with different extrusion ratio (a) -10:1; (b) -60:1

布、颗粒形状、界面结合强度、基体时效、基体流变能力、基体应力状态及杂质元素在界面上的偏聚等。

2) 颗粒形状对 SiC_p/LD2 复合材料微区力学环境和整体力学行为的研究表明, 尖锐颗粒会导致颗粒尖角附近基体塑性应变的集中和颗粒尖角上严重的应力集中, 从而降低材料的塑性, 采用钝化颗粒作为增强体则可以一定程度地提高材料的塑性, 但颗粒形状对材料的韧性无明显影响。

3) 采用宏观结构设计方法制备的 SiC_p-LD2/LD2 复合材料, 通过足够的未增强基体的塑性变形吸收断裂能量以及一定程度的 SiC_p-LD2/LD2 界面脱粘作为韧化机制, 不仅可以提高材料的断裂韧性(其中 60:1 比率热挤出的 SiC_p-LD2/LD2 复合材料断裂韧性已接近相应的 6000 系列铝合金水平, 具有优良的综合力学性能), 而且大大提高了材料的断裂功, 所呈现的阶段性断裂模式使裂纹在亚稳状

态下可以稳定扩展很长时间, 完全避免了普通复合材料最大的缺点——灾难性失效的突然发生。

致谢

感谢中国科学院王宽诚博士后奖励基金和中国科学院沈阳金属所材料疲劳与断裂国家重点实验室开放课题的资助。

[REFERENCES]

- [1] Mortensen A. A review of the fracture toughness of particle reinforced aluminum alloys [A]. Fabrication of Particulate Reinforced Metal Composites [C]. ASM, 1990. 217.
- [2] Ibrahim I A, Mohamed F A and Lavernia E J. Particulate reinforced metal matrix composites —a review [J]. J Mater Sci, 1991, 26: 1137.
- [3] Llorca J, Martin A, Ruiz J, et al. Particulate fracture during deformation of a spray formed metal-matrix composite [J]. Metall Trans A, 1993, 24: 1575.
- [4] Wu S B and Arsenault R J. The fracture mode in SiC-Al composites [J]. Mater Sci Eng, 1991, A138: 227.
- [5] Downes T J, Knowles D M and King J E. The effect of particle size on fatigue crack growth in an aluminum based metal matrix composite [A]. Fatigue of Advanced Materials [C]. Birmingham: Mater & Component Pub Ltd, 1991. 395.
- [6] Lloyd D J. Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites [J]. Acta Metall Mater, 1991, 39: 59.
- [7] Manoharan M and Lewandowski J J. Crack initiation and growth toughness of an aluminum metal-matrix composite [J]. Acta Metall Mater, 1990, 38: 489.
- [8] Padkin A J, Boretton M F and Plumbridge W J. Fatigue crack growth in two-phase alloys [J]. Mater Sci Tech, 1987, 3: 217.
- [9] Flom Y and Arsenault R J. Effect of particle size on fracture toughness of SiC/Al composite materials [J]. Acta Metall, 1989, 37: 2413.
- [10] Downes T J and King J E. The effect of microstructure on the fracture toughness of a metal-matrix composite [J]. Composites, 1993, 24: 276.
- [11] QIN Shu-yi(秦蜀懿). 改善颗粒增强金属基复合材料塑性和韧性的途径与机制 [D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 1999.
- [12] Lewandowski J J, Liu C and Hunt W H. Effects of matrix microstructure and particle distribution on fracture of an aluminum metal matrix composite [J]. Mater Sci Eng, 1989, A107: 241.
- [13] Shi N and Arsenault R J. Plastic flow in SiC/Al composites—strengthening and ductility [J]. Annu Rev Mater Sci, 1994, 24: 321.
- [14] Davidson D L. Tensile deformation and fracture toughness of 2014+ 15 Vol Pct SiC particulate composite [J]. Metall Trans A, 1991, 22: 113.
- [15] Christman T, Needleman A and Suresh S. An experimental and numerical study of deformation in metal-matrix composites [J]. Acta Metall, 1989, 37: 3029.
- [16] Arsenault R J, Shi N, Feng C R, et al. Localized deformation of SiC-Al composites [J]. Mater Sci Eng, 1991, A131: 55.
- [17] McHugh P E, Asaro R J and Shih C F. Computational modeling of metal matrix composite materials (I) — Isothermal deformation patterns in ideal microstructures [J]. Acta Metall Mater, 1993, 41: 1461.
- [18] Corbin S F and Wilkinson D S. The influence of particle distribution on the mechanical response of a particulate metal matrix composite [J]. Acta Metall Mater, 1994, 42: 1311.
- [19] Whitehouse A F and Clyne T W. Effects of reinforcement content and shape on cavitation and failure in metal-matrix composites [J]. Composites, 1993, 24: 256.
- [20] Song S G, Shi N, Gray G T III, et al. Reinforcement shape effects on the fracture behavior and ductility of particulate reinforced 6061-Al matrix composites [J]. Metall Mater Trans A, 1996, 27: 3739.
- [21] Reeves A J, Dunlop H and Clyne T W. The effect of interfacial reaction layer thickness on fracture of Titanium-SiC particulate composites [J]. Metall Trans A, 1992, 23: 977.
- [22] DaSilva R, Caldemaion D and Bretheau T. Interface strength influence on the mechanical behavior of Al-SiC_p MMCs [A]. Interfacial Phenomena in Composite Materials' 89 [C]. Butterworth, Sheffield: 1989. 235.
- [23] Ribes H, Suery M, L'Esperance G, et al. Microscopic examination of the interface region in 6061-Al/SiC composites reinforced with as-received and oxidized SiC particles [J]. Metall Trans A, 1990, 21: 2489.
- [24] LI Jian-ping(李建平). 可重熔回收 SiC_p/Al 复合材料研究 [D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 1997.
- [25] QIN S Y, LIU C, CHEN J Y, et al. Characterization of thermal residual strain in SiC_p/6061 Al composites by ultramicrohardness [J]. J Mater Sci Letts, 1999, 18: 1099.
- [26] QIN S Y, CHEN C R, ZHANG G D, et al. The Effect of particle shape on ductility of SiC_p reinforced 6061 Al matrix composites [J]. Mater Sci Eng, 1999, A272:

- 363.
- [27] QIN Shu-yi(秦蜀懿), LIU Cheng(刘澄), CHEN Ji-ryi(陈嘉颐), et al. SiC_p/LD2 复合材料的微区力学性能 [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metal* (中国有色金属学报), 1999, 9: 748.
- [28] ZHANG F, LI X C, JIN C, et al. Studies on microyield behavior of a SiC_p/2024Al composite [J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 1998, 8(3): 449.
- [29] Embury J D. Plastic flow in dispersion hardened materials [J]. *Metall Trans A*, 1985, 16: 2191.
- [30] QIN Shu-yi(秦蜀懿), ZHANG Guo-ding(张国定) and WANG Wen-long(王文龙). SiC_p/LD2 复合材料低塑性的因素研究 [J]. *J Mater Eng*(材料工程), 1998 (11): 14.
- [31] Surappa M K and Sivakumar P. Fracture toughness evaluation of 2040 Al/Al₂O₃ particulate composites by instrumented impact [J]. *Comp Sci Tech*, 1993, 46: 287.
- [32] Poza P and Llorca J. Fracture toughness and fracture mechanisms of Al/Al₂O₃ composites at cryogenic and elevated temperatures [J]. *Mater Sci Eng*, 1996, A206: 183.
- [33] Roebuck B and Lord J D. Plane strain fracture toughness test procedures for particulate metal matrix composites [J]. *Mater Sci Tech*, 1990, 6: 1199.
- [34] CHEN C R, QIN S Y, LI S X, et al. Finite element analysis about effects of particle morphology on mechanical response of composites [J]. *Mater Sci Eng*, 2000, A278: 96.
- [35] QIN Shu-yi(秦蜀懿), ZHANG Guo-ding(张国定) and WANG Wen-long(王文龙). 颗粒形状对 SiC_p/LD2 复合材料塑性的影响 [J]. *Acta Metall Sinica*(金属学报), 1998, 34 (11): 1193.
- [36] QIN Shu-yi(秦蜀懿), WANG Wen-long(王文龙) and ZHANG Guo-ding(张国定). 颗粒形状及基体热处理对 SiC_p/LD2 复合材料断裂韧性的影响 [J]. *Rare Met*(稀有金属), 1999, 23 (3): 181.
- [37] Kamat V, Hirth J P and Mehrabian R. Mechanical properties of particulate reinforced aluminum matrix composites [J]. *Acta Metall*, 1989, 37: 2395.
- [38] Llorca J and Poza P. Influence of matrix strength on reinforcement fracture and ductility in Al/Al₂O₃ composites [J]. *Mater Sci Eng*, 1994, A185: 25.
- [39] Whitehouse A F, Shahani R A and Clyne T W. Cavitation during tensile deformation of powder route particle reinforced aluminum [A]. *Metal Matrix Composites: Processing, Microstructure and Properties*, 12th Riso Intl Symp [C]. Denmark: Riso Nat Lab, 1991. 741.
- [40] Manoharan M and Lewandowski J J. Effect of reinforcement size and matrix microstructure on the fracture properties of an aluminum metal matrix composite [J]. *Mater Sci Eng*, 1992, A150: 179.
- [41] Lee J C and Subramanian N. The tensile properties of hot-rolled (Al₂O₃)_p/Al composites [J]. *Mater Sci Eng*, 1995, A196: 71.
- [42] Harrigan W C Jr, Gaebler G, Davis E, et al. The effect of hot rolling on the mechanical properties of SiC-reinforced 6061Al [A]. *Mechanical Behavior of MMC* [C]. TMS-AIME, Warrendale, PA: 1983. 169.
- [43] Currey J D and Kohn A J. Fracture in the crossed-lamellar structure of Conus shells [J]. *J Mater Sci*, 1976, 11: 1615.
- [44] Clegg W J, Kendall K, Alford N McN, et al. A simple way to make tough ceramics [J]. *Nature*, 1990, 347: 455.
- [45] Osman T M, Lewandowski J J and Lesuer D R. The fracture resistance of layered DRA materials: influence of laminae thickness [J]. *Mater Sci Eng*, 1997, A229: 1.
- [46] Ellis L Y and Lewandowski J J. Effects of layer thickness on impact toughness of Al/Al-SiC_p laminates [J]. *Mater Sci Eng*, 1994, A183: 59.
- [47] Manoharan M, Ellis L Y and Lewandowski J J. Laminated composites with improved toughness [J]. *Scrip Metall*, 1990, 24: 1515.
- [48] Osman T M and Lewandowski J J. Influence of thickness in the fracture resistance of conventional and laminated DRA materials [J]. *Scrip Metall*, 1994, 31: 191.
- [49] Osman T M and Lewandowski J J. Crack bridging in a laminated metal matrix composite [J]. *Scrip Metall*, 1994, 31: 607.
- [50] Pandey A B, Majumdar B S and Miracle D B. Effect of aluminum particles on the fracture toughness of a 7093/SiC/15p composite [J]. *Mater Sci Eng*, 1999, A259: 296.
- [51] Nardone V C, Strife J R and Prewo K M. Microstructurally toughened particulate reinforced aluminum matrix composites [J]. *Metall Trans A*, 1991, 22: 171.
- [52] Nardone V C, Strife J R and Prewo K M. NiAl based microstructurally toughened composites [J]. *Metall Trans A*, 1991, 22: 183.
- [53] QIN S Y and ZHANG G D. Preparation of high fracture performance SiC_p-6061Al/6061Al composites [J]. *Mater Sci Eng*, 2000, A279: 231.
- [54] QIN Shu-yi, ZHANG Guo-ding and WANG Wen-long. Fabrication and fracture toughness of macro-toughening-designed composite [J]. *Trans Nonferrous Met Soc Ch*

- na, 1999, 9 (4): 728.
- [55] QIN S Y and ZHANG G D. Analyses on fracture characteristics of SiC_p -6061Al/6061Al composites extruded by different ratios [J]. *J Mater Sci*(revised). toughness of structural SiC_p -6061Al/6061Al composite [A]. Extended Abstracts of the 12th International Conference on Composite Materials [C]. Paris, France: 1999. 428.
- [56] QIN S Y, ZHANG G D and WANG W L. Fracture

Methods and mechanisms to improve ductility and toughness of particle reinforced metal matrix composites

QIN Shu-yi^{1, 2}, ZHANG Guo-ding¹

(1. State Key Laboratory of Metal Matrix Composites,

Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, P. R. China;

2. State Key Laboratory of High Performance Ceramics and Superfine Microstructure,

Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, P. R. China)

[Abstract] The factors influencing the ductility and toughness of particle reinforced metal matrix composites were commented. Taking these as a background, the effect of particle shape on the ductility and fracture toughness of SiC_p /LD2 composites was deeply studied. Finite element method was used to analyze the micro-zone mechanical environment and overall mechanical behavior of LD2 matrix composites reinforced with different shaped SiC particles. The results show that particle pointing can increase the strain concentration in the matrix and the fracture possibility of the particles. Therefore, the tensile ductility of the composite reinforced with pointed particle will be decreased. When an external load is applied, the composite is under a condition of high work-hardening, so the particle shape has little effect on fracture toughness of the composites. Comparison on the mechanical properties and fracture surface analyses of two SiC_p /LD2 composites reinforced with blunted and conventional particles validates the results of finite element analyses. Designing the macrostructure of composite is an efficient way to improve toughness. LD2 matrix macrostructure-toughening composites reinforced with continuous high volume fraction SiC_p -LD2 composite bars were studied. Compared with similar conventional composite, the fracture toughness of the structure-designed composite extruded by a large ratio can be increased by 32% and is close to the fracture toughness level of unreinforced matrix alloys. Furthermore, the fracture energy of this kind of composites is greatly improved. Their fracture occurs by stages. This macrostructure-designed method changes the fracture model of the conventional composites completely and can avoid the disadvantage of catastrophic failure of conventional particle reinforced metal matrix composites.

[Key words] particle reinforced metal matrix composite; ductility; toughness; finite element method; macrostructure design

(编辑 杨 兵)