原位 SiC 颗粒增强 MoSi₂ 基复合材料的显微组织和力学性能 *

张来启 1,2) 孙祖庆 2) 张 跃 2) 杨王玥 2) 陈光南 1)

- 1) 中国科学院力学研究所, 北京 100080
- 2) 北京科技大学新材料国家重点实验室、北京 100083

摘 要 本文研究了原位 SiC 颗粒增强 MoSi₂ 基复合材料的组织结构和力学性能. 结果表明: 复合材料的组织为 t-MoSi₂ 基体上均匀分布 β -SiC 等轴颗粒,数量很少的球形小孔隙主要分布在 SiC 颗粒内, SiC 颗粒尺寸为 2—5 μ m. 复合材料界面为直接的原子结合,无非晶层存在. 复合材料的室温维氏硬度、断裂韧性、抗压强度及高温流变应力明显高于单一 MoSi₂,随着SiC 体积分数的增加,维氏硬度、断裂韧性及高温流变应力提高,而抗压强度先增加后减少。 SiC 体积分数从 10% 增加到 45%, $K_{\rm IC}$ 从 4.34 提高到 5.71 MPa·m^{1/2},与单一 MoSi₂ 相比提高了 25%—46%; 1400 它时。 $\sigma_{0.2}$ 从 20%SiC 的 230 提高到 45%SiC 的 285 MPa,比单一 MoSi₂ 提高了 98%—146%.

关键词 原位反应, MoSi₂-SiC 复合材料, 组织结构, 力学性能

中图法分类号 TB332

文献标识码 A

文章編号 6412-1961(2001)03-0325-07

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF IN SITU SIC PARTICULATES REINFORCED MoSi₂ MATRIX COMPOSITE

ZHANG Laiqi, SUN Zuqing, ZHANG Yue, YANG Wangyue, CHEN Guangnan

- 1) Institute of Mechanics, The Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080
- 2) State Key Laboratory of Advanced Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083 Correspondent: ZHANG Laiqi, Tel: (010)62547527, Fax: (010)62561284,

E-mail: zhanglaiq@263.net

Manuscript received 2000-08-07, in revised form 2000-12-13

ABSTRACT Microstructure and mechanical properties of $in\ situ$ SiC particulates reinforced MoSi₂ matrix composite were investigated in this work. The results show that the microstructure of the composite consists of the β -SiC equiaxed particulates with size of 2—5 μ m, uniformly distributed in the MoSi₂ matrix. A small amount of sphere pore is located within the SiC particulates. The MoSi₂-SiC interface is atomically abrupt, free from amorphous phase (SiO₂). The hardness, fracture toughness($K_{\rm IC}$), compressive strength at room temperature and flow stress at high temperature for the composite are significantly higher than those for the monolithic MoSi₂. As volume percent of SiC increases, the hardness, toughness and flow stress increase, while the compressive strength at first increases and then decreases. As volume percent of SiC increases from 10 to 45, $K_{\rm IC}$ increases from 4.34 to 5.71 MPa·m^{1/2}, by a factor of 25%—46% than the monolithic MoSi₂; At 1400 °C, $\sigma_{0.2}$ increases from 230 to 285 MPa when SiC volume fraction increases from 20% to 45%, which corresponds to an increasing factor of 98%–146% than MoSi₂.

KEY WORDS in situ reaction, MoSi₂-SiC composite, microstructure, mechanical property

MoSi₂ 为高熔点金属间的化合物,以其极好的抗高温 氧化性、化学和热稳定性以及高的电导率而著称^[1]. 目

前, $MoSi_2$ 被认为是继 Ni 基高温合金与 TiAl 基金属间化合物合金 (使用温度 800—1000 $\mathbb C$) 和结构陶瓷 (使用温度 >1000 $\mathbb C$) 之后出现的极具竞争力的高温结构材料。 $MoSi_2$ 基复合材料极有希望作为温度高于 1000 $\mathbb C$ 、低于 1600 $\mathbb C$ 的各种高温结构材料应用 [1-2],近几年引起了科研工作者的极大重视和兴趣。但是室温韧性差,与陶

^{*} 国家自然科学基金重点资助项目 59895150, 59836220 收到初稿日期: 2000-08-07, 收到修改稿日期: 2000-12-13 作者简介: 张来启, 男, 1966 年生, 博士后

瓷相比,高温强度不足,特别是蠕变抗力低限制了 MoSi₂ 作为高温结构材料的应用. 已有的工作表明, 软的或硬的第二相可同时改善它的室温及高温性能. 在众多的增强体中, SiC 具有好的化学稳定性,高的强度和弹性模量,小的热膨胀系数,高的熔点,与 MoSi₂ 有好的化学相容性和物理相容性,同 MoSi₂ 一样有好的抗氧化性,被认为是增强 MoSi₂ 最有效的增强体之一. 而原位合成工艺,可获得清洁的基体、第二相界面,细化晶粒,提高组织稳定性,易于对第二相的数量及分布进行控制,能明显改善复合材料的力学性能,已被广泛应用于复合材料的制备.

目前,制备 MoSi₂-SiC 复合材料的原位复合工艺有 XDTM ^[3],固态置换 ^[4] 以及燃烧合成的感应加热热爆模式 ^[5],上述这些工艺工序多、控制相当复杂;第二相含量 不能在较大范围内随便调整;需要大功率感应加热设备. 目前,国内对 MoSi₂ 及 MoSi₂ 基复合材料的研究刚刚起步,关于用原位复合工艺制备 MoSi₂ 基复合材料少有报道. 本文作者在前期工作中研制了一种用 Mo-Si-C 三元素粉末原位反应制备 MoSi₂-SiC 复合材料的原位复合工艺,并对 Mo-Si-C 三元素反应合成的热力学、相形成贯序等动力学进行了较系统的研究 ^[6]. 本工作主要研究复合材料的组织结构和力学性能.

1 实验方法

实验所用原材料为 Mo 粉 (平均粒度 8 μm, 纯 度 99.0%) 、 Si 粉 (平均粒度 7 μm 、 -400 目, 纯 度 99.0%) 和石墨粉 (平均粒度 22 μm 、 -400 目, 纯度 99.9%). 将元素粉末按不同的体积分数 (MoSi2-10%SiC, 简写成 MoSiC10; MoSi2-20%SiC 记为 MoSiC20; MoSi₂-30%SiC, 记为 MoSiC30; MoSi₂-45%SiC, 记为 MoSiC45) 称出后, 装入塑料瓶中, 在滚动 式球磨机上湿混 10 h. 混合粉末加入适量成型剂后在一 定压力下压成直径 30 mm×15 mm 圆坯试样, 压坯密度 为混合粉末理论密度的 70%. 圆坯试样经 500 ℃真空脱 气后, 在碳管电阻炉中进行原位合成, 然后炉冷至室温. 原位合成过程在 99.91% 的纯 Ar 气中进行. 合成工艺 为: 温度 1450 ℃, 升温速率 120 ℃ /min, 保温时间 1 h. 将反应合成后的材料用微细振动粉碎机破碎成 -80 目粉 末后, 在热压炉上进行热压成型. 热压过程在流动的 Ar 气中完成.

单一 $MoSi_2$ (以下简写为 MS) 的制备是通过采用 1740 \mathbb{C} , 40 MPa, 2 h 工艺热压商用 $MoSi_2$ 粉末获得的. 商用 $MoSi_2$ 粉末的主晶相为 t- $MoSi_2$, 其平均粒 径为 8 μ m, 粒径范围为 1.0—30 μ m.

用日本 Rigaku D-MAX 型 X 射线衍射仪 (CuK_{α}) 对复合材料进行相分析, 采用光学显微镜、 Cambridge S-250 型扫描电镜以及 H-800 型透射电镜进行组织形貌观察.

用 IAS-4 型通用图象分析仪测量单一 MoSi₂ 晶粒尺寸分布、第二相颗粒的尺寸分布、第二相颗粒间距的尺寸分布以及孔隙含量.

在维氏硬度计上测定材料的硬度,每个硬度值为 5 点平均值.

采用单边缺口试样法(SENB)测量材料的断裂韧性,三点弯曲标准试样的尺寸为 $B \times W \times L=3$ mm×6 mm×30 mm,利用线切割在试样中间切一深为a=0.45~W 的切口,试样满足 W/B=2,切口宽度为0.12 mm. 实验在 SJ-IA 型材料实验机上进行,跨距为24 mm,压头移动速度为 0.06 mm/min. 实验结果为 6根试样的平均值.

采用直径 3 mm×6 mm 的压缩试样,在 Instron-1195 型万能电子试验机上进行室温和高温压缩实验.压 头移动速率为 0.05 mm/min. 室温压缩实验时,试样压碎停止实验,高温压缩时试样压下约 1 mm 停止实验,形变量大约为 15% 左右. 高温压头为高致密度的 Al₂O₃.室温实验结果为 3 根试样的平均值,高温实验结果为 2 个 试样的平均值.

2 实验结果与讨论

2.1 复合材料的相分析和显微组织

图 1 为不同 SiC 体积分数增强的原位 $MoSi_2$ 复合材料的 XRD 谱. 复合材料谱线图中只出现了 $t-MoSi_2$ 和 β -SiC 的衍射峰,表明复合材料的相组成只有 $MoSi_2$ 和SiC 两相.

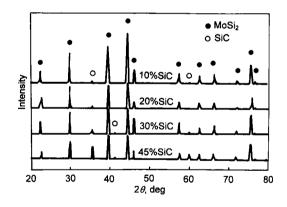


图 1 不同体积分数 SiC 复合材料的 XRD 谱线

Fig.1 XRD patterns of the composites with different volume fractions of SiC

图 2 为单一 $MoSi_2(MS)$ 和不同体积分数 SiC 增强的原位 $MoSi_2$ 基复合材料的金相组织. MS 组织为白色基体上分布着黑色球状物,与 SiC 形状不同,经 EDAX 确定为 SiO_2 . 组织中也有球形小孔隙,孔隙率在置信度 1-a=95% 时置信区间为 $(1.113\pm0.110)\%$, $MoSi_2$ 晶粒尺寸 95% 的置信区间为 (30.356 ± 4.628) μ m. 商用 $MoSi_2$ 粉末表面很容易吸附大量氧,形成 SiO_2 膜,而 SiO_2 热

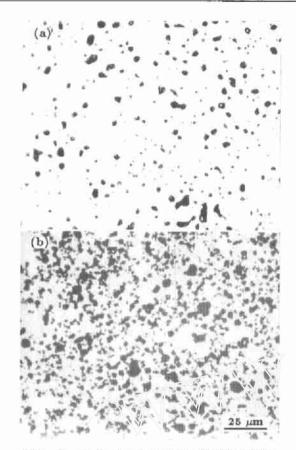


图 2 单一 MoSi₂ 和 MoSiC30 复合材料的金相组织

Fig.2 OM photographs of monolithic MoSi₂ (a) and MoSiC30composite (b) showing SiO₂ (a) and SiC (b) particles distributing in MoSi₂ matrix

力学稳定,所以单一 $MoSi_2$ 中通常不可避免地存在 SiO_2 相, SiO_2 通常存在于 $MoSi_2$ 晶界上 [7-8].

MoSiC30 原位复合材料组织为白色 MoSi₂ 基体上均匀分布黑色等轴 SiC 颗粒,其颗粒尺寸 95% 的置信区间为 (2.701±1.445) μm, 粒子间距 (λ₈)95% 的置信区间为 (5.715±4.065) μm,组织中还存在球形小孔隙,其尺寸很小,主要分布在 SiC 颗粒内,孔隙率 95% 的置信区间为 (1.113±0.110)%. 另外还观察到黑色 SiC 大块颗粒中有白色小点,与基体颜色相同,能谱 (EDAX) 确定其成分为基体 MoSi₂ 成分,这就说明大块 SiC 颗粒是由小尺寸 SiC 颗粒聚集形成的. 当 SiC 颗粒很密集时,就有可能把很小尺寸的 MoSi₂ 包裹起来.

图 3 为 MoSiC30 复合材料的 TEM 照片,可以看出, MoSi₂ 和 SiC 界面处十分清晰,无过渡区,呈直线状,表明界面处无其它物质(通常为 SiO₂)存在. 同样,在 MoSi₂ 晶界处以及 SiC 颗粒内晶界处也没有发现SiO₂ 中间层的存在.

2.2 MoSi₂-SiC 复合材料的室温断裂韧性

图 4 为 MoSi₂-SiC 复合材料维氏硬度随 SiC 体积 分数变化曲线. 从图中可以清楚看到, SiC 引入到 MoSi₂

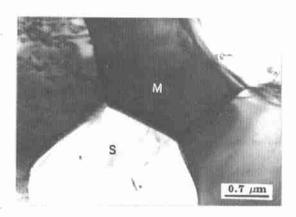


图 3 MoSiC30 复合材料的 TEM 照片

Fig.3 TEM image of MoSiC30 indicating clean interface between MoSi₂ and SiC

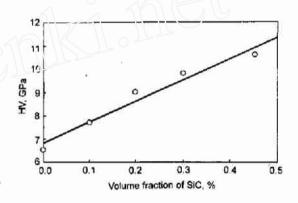


图 4 复合材料维氏硬度与 SiC 体积分数的关系曲线 Fig.4 Curve of hardness vs SiC content

基体中显著提高了复合材料的硬度,单一 MoSi₂ 的 HV 为 6.59 GPa, MoSiC10 和 MoSiC45 的 HV 分别为 7.67 和 10.61 GPa,分别比 MS 提高了 16% 和 38%. 随着 SiC 体积分数的增加, 硬度明显提高. 复合材料硬度与 SiC 体积分数之间近似服从线性关系,即近似服从加和定律.

图 5 为 MoSi₂-SiC 复合材料的室温断裂韧性 $K_{\rm IC}$ 随 SiC 体积分数的变化关系。由图可见、将 SiC 加入到 MoSi₂ 基体中显著改善了材料的断裂韧性,MoSiC10 的 $K_{\rm IC}$ 值为 4.34 MPa·m^{1/2},比 MS 提高了 25%,MoSiC45 的 $K_{\rm IC}$ 值为 5.71 MPa·m^{1/2},比 MS 提高了 64%. 另外,从图中还可以发现。随着 SiC 体积分数的增加,复合材料的断裂韧性增加,这也被 Bhattachrya 等 $^{[9]}$ 所发现,即当 MoSi₂-SiC 复合材料的 SiC 体积分数为 50% 左右时,断裂韧性达到饱和,大约为 4 MPa·m^{1/2};而 Aikin 等人 $^{[1.4]}$ 研究的 XDTM 工艺制备的 MoSi₂-SiC 复合材料,在 SiC 含量为 20% 时断裂韧性达到最大值, Aikin 等观察到当 SiC 体积分数高于 20% 时,裂纹扩展表面积,因此断裂韧性下降。

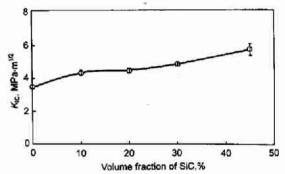


图 5 复合材料室温断裂韧性随 SiC 体积分数的变化

Fig.5 Variation of fracture toughness at room temperature with SiC volume fraction

2.3 MoSi2-SiC 复合材料的增韧机制讨论

图 6 为单一 MoSi₂ 和 MoSiC30 复合材料断裂韧性试样的微观断口形貌。单一 MoSi₂ 受载后、SiO₂ 夹杂与 MoSi₂ 相界面脱离并萌生裂纹、然后解理扩展(图 6a)。原位合成的 MoSi₂-SiC 复合材料的室温断口形貌与 MoSi₂ 材料明显不同。随着 SiC 体积分数的增加,基体 MoSi₂ 晶粒变细、断裂面起伏加大。同时还可以发现SiC 颗粒的拔出,断裂方式从单一 MoSi₂ 的解理断裂变化到 MoSi₂-SiC 复合材料的解理和沿晶混合断裂、断裂韧性增加。

由于 MoSi₂-SiC 原位合成复合材料中两相界面无非晶相 SiO₂,第二相 SiC 分布均匀,基体晶粒细化,因此断裂韧性提高,具体表现为细晶增韧、裂纹偏转、SiC 颗粒拔出与桥接等.

- (1) 原位合成 MoSi₂-SiC 复合材料中 MoSi₂ 与 SiC 界面没有 SiO₂ 相存在, 避免了 SiO₂ 与 MoSi₂ 相界面处 裂纹的形核. 另外, MoSi₂-SiC 界面无非晶相 SiO₂ 使 界面结合力大于 MoSi₂-SiO₂ 界面结合力, 从而提高了 裂纹扩展阻力.
- (2) 细晶增韧: 无论是裂纹的穿晶解理还是沿晶扩展,细晶材料总是比粗晶材料消耗更多的能量. 一般说来,细晶粒材料趋向于产生沿晶断裂,而粗晶材料易于产生穿晶断裂,这种现象在 MoSi₂ 这种各向异性的晶体材料中可以经常观察到 ^[7,10]. 细晶材料的沿晶断裂可以比穿晶断裂产生更弯曲的裂纹扩展路径,消耗更多的能量. 因此材料的断裂韧性提高 ^[11]. MoSi₂ 为体心正方结构 (C11b),单胞中 Mo, Si 原子的排列具有层状结构,同时其轴比(c/a=2.45) 较大,故 MoSi₂ 单晶体的各向异性非常严重,从而造成粗大 MoSi₂ 晶粒断裂时很容易沿着 Mo-Si原子层面发生解理型穿晶断裂 ^[12](图 6a). MoSi₂-SiC 复合材料中 SiC 体积分数的增加. SiC 颗粒抑制 MoSi₂ 基体晶粒长大,导致 MoSi₂ 的晶粒细化,容易发生沿晶断裂。因此 MoSi₂-SiC 复合材料的 K_{IC} 比单一 MoSi₂ 明显提高,而且随着 SiC 体积分数的增加,K_{IC} 也增加,

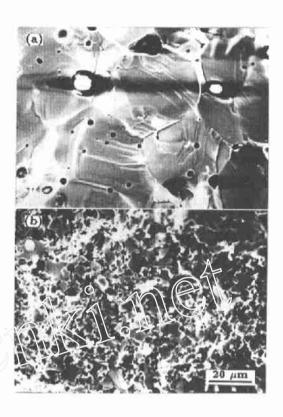


图 6 单一 MoSi₂ 和 MoSiC30 复合材料的断口形貌

Fig.6 Cleavage fractographs of monolithic MoSi₂ (a) and mixed fractograph of MoSiC30 (b)

(3) 裂纹偏转与裂纹桥接增韧: 如图 6 所示,原位合成 MoSi₂-SiC 复合材料的断口都观察到了 SiC 颗粒的剥落或拔出. 同时, MoSiC30 复合材料压痕裂纹连续扩展路径 (图 7) 表明,裂纹没遇到 SiC 颗粒之前,在 MoSi₂ 基体内平直扩展,当裂纹扩展遇到 SiC 颗粒时,裂纹有可能绕过 SiC 颗粒沿界面扩展 (裂纹偏转) 并形成摩擦桥 (图 7 中 A 处); 裂纹也有可能在 SiC 颗粒处形成弹性桥 (图 7 中 B 处); SiC 颗粒还有可能从裂纹面处裂开 (图 7 中 C 处).

2.4 MoSi₂-SiC 复合材料的重温抗压强度

图 8 示出不同 SiC 体积分数复合材料室温压缩真应力 - 应变曲线. 从图中可知, MoSi₂-SiC 复合材料弹性变形结束后就发生脆性断裂.

图 9 为 MoSi₂-SiC 复合材料室温抗压强度随 SiC 含量的变化曲线. SiC 的加入显著提高了材料的抗压强度,单一 MoSi₂ 的 σ_f 为 1704 MPa, 而 MoSiC10 复合材料的 σ_f 为 2092 MPa, 比单一 MoSi₂ 提高了 23%, MoSiC30 复合材料的 σ_f 为 2708 MPa, 比单一 MoSi₂ 提高了 59%. 这是因为 SiC 增强体的强度高于基体 MoSi₂,高强度的 SiC 颗粒加入到基体中起到了第二相弥散强化作用,而且 SiC 的存在能够抑制基体晶粒长大,从而细化晶粒,起到了细晶强化作用。从图 9 还可看到,随着 SiC

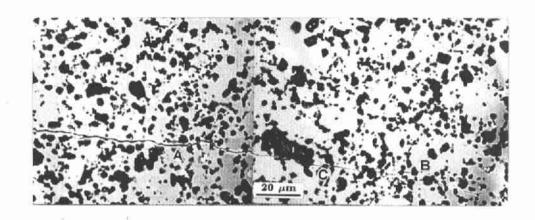


图 7 MoSiC30 复合材料压痕裂纹连续扩展路径 Fig.7 Crack propagation path of MoSiC30 after indentation

A: crack defection at the MoSi₂-SiC interface B: SiC particle bridging in the crack wake O: SiC particle fracturing from crack plane

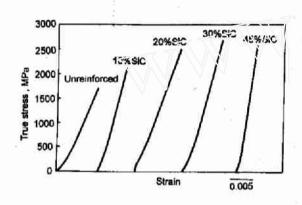


图 8 不同 SiC 体积分数复合材料室温压缩真应力 - 应变曲线 Fig. 8 Compressive curves of true stress vs strain of composites with different SiC volume fractions at room temperature

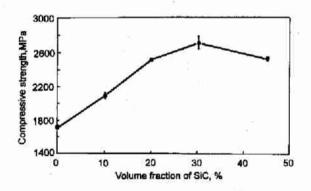


图 9 MoSi₂-SiC 复合材料室繼抗压强度脏 SiC 体积分数的变化 Fig.9 Variation of compressive strength at room temperature with SiC volume fraction of composites

体积分数的增加, 复合材料的强度先增加, 至 30% 时达到最大值 (2708 MPa) 尔后略有降低, 但也明显高于单一

MoSi₂. MoSiC45 复合材料的强度略有降低可能与该复合材料的孔隙率稍高 ^[13] 有关. 残存在 MoSi₂-SiC 复合材料中的孔隙明显地降低了载荷作用模截面积,同时孔隙也是引起应力集中的地方. 文献 [14] 指出多孔陶瓷的室温强度随着孔隙率的增加近似按指数规律下降. 本文作者前期的工作中曾发现,当 SiC 的体积分数小于 30% 时,随着 SiC 体积分数增加,孔隙率增加不明显,而 SiC 体积分数大于 30% 时,孔隙率稍有增加 ^[13],因此 MoSiC45 复合材料强度稍有下降.

2.5 MoSi₂-SiC 复合材料的高温压缩屈服强度

图 10 为单一 MoSi₂ 和 MoSiC30 复合材料在不同温度下的压缩真应力 - 应变曲线. 高温压缩曲线连续光滑,高温压缩曲线的斜率明显比室温的低,这是由于复合材料的弹性模量随着温度的升高而降低的缘故. 在室温下,单一 MoSi₂ 和复合材料都为脆性断裂. 在 1000 它时,单一 MoSi₂ 和复合材料都发生了塑性变形. 发生 10% 应变就停止实验的试样观察到试样有裂开现象发生. 在 1200 它和 1400 它时,试样发生了大量塑性变形. 直到实验结束试样未压断,压后形状为腰鼓形,试样上没观察到宏观裂纹. 在 1000 它,单一 MoSi₂ 和复合材料的压缩真应力 - 应变曲线均存在明显的屈服效应. 高温下,单一 MoSi₂ 和复合材料的应变硬化率很低. 复合材料的压缩曲线的流变应力明显高于相应温度单一 MoSi₂.

图 11 为不同 SiC 体积分数复合材料的压缩屈服强度 (σ_{0.2}) 随温度的变化曲线. 可见, 复合材料的屈服强度明显大于单一 MoSi₂, 1000 ℃时, MoSiC20 和 MoSiC45 的屈服强度分别为 991 和 1101 MPa, 比 MS 分别高提了76% 和 96%; 1200 ℃时, MoSiC20 和 MoSiC45 的屈

服强度分别为 578 和 682 MPa, 比 MS 分别提高了 62% 和 91%; 1400 C时, MoSiC20 和 MoSiC45 的屈服强度分别为 230 和 285 MPa, 比 MS 分别提高了 98% 和 146%, SiC 真正起到了高温增强 MoSi₂ 的作用, 而且温度越高 SiC 的强化效果越显著. MoSi₂-SiC 复合材料的屈服强度随着 SiC 体积分数的增加而增加.

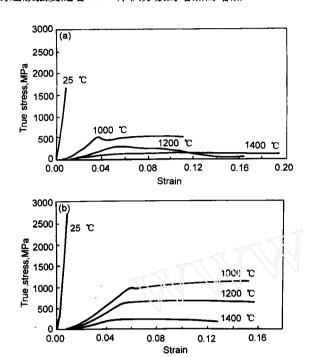


图 10 MS 和复合材料 MoSiC30 压缩真应力 - 应变曲线 Fig.10 Compressive curves of true stress vs strain of MoSi₂ (a) and MoSiC30 (b)

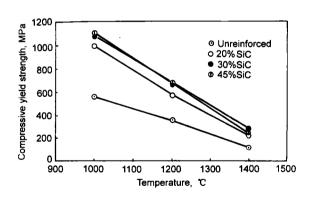


图 11 复合材料屈服强度随温度的变化

Fig.11 Variation of yield strength with temperature for MoSi₂ with different contents of SiC

2.6 MoSi₂-SiC 复合材料高温强化机制讨论

对于 MoSi₂-SiC 复合材料, 基体 MoSi₂ 存在一个从 脆性到韧性转变温度 (BDTT), 低温下像陶瓷一样表现为 脆性断裂, 高温时像金属一样表现为韧性断裂 ^[1]. 增强体 SiC 从低温到高温都为脆性断裂, SiC 具有高强度和高

弹性模量,颗粒细小的 SiC 均匀分布到 MoSi₂ 基体中,在高温变形时起到很好的第二相强化作用.这种强化作用主要是通过在 SiC 和 MoSi₂ 界面处形成位错塞积群、阻止 MoSi₂ 基体中位错运动来实现的. 已有实验证明对于第二相数量多而且粗大的双相混合组织,第二相就像晶界一样会阻止基体中位错的运动,形成塞积群,之后再影响相邻基体中的位错运动,位错绕过和切过颗粒机制都不再适用. 此时可用 Hall-Petch 公式描述屈服强度 [15]

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_s \lambda_{
m s}^{-1/2}$$

式中, σ_y 为双相材料的屈服强度, σ_0 为基体的屈服强度, k_s 为材料常数, λ_s 为第二相颗粒间距.

对于 $MoSi_2$ -SiC 双相混合组织,用实验测得的屈服强度和 SiC 粒子间距计算绘制了不同温度下 σ_y 对 $\lambda_s^{-1/2}$ 的关系曲线(图 12) 从图 12 可以看出, σ_y 和 $\lambda_s^{-1/2}$ 之间存在很好的线性关系,从而说明 $MoSi_2$ -SiC 复合材料的主要强化机制为相间障碍强化,高温屈服强度与 SiC 粒子间距服从 Hall-Petch 关系。

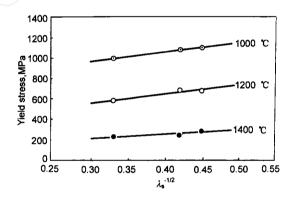


图 12 复合材料压缩屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与 SiC 颗粒间距的关系

Fig.12 Relationships of compressive yield strength $(\sigma_{0.2})$ with SiC interparticle spacing under different temperatures

当然,相间障碍强化机制的实现,还取决于强的 $MoSi_2$ -SiC 界面结合和界面处无非晶相 SiO_2 的存在. 界面处存在的 SiO_2 玻璃相将有损于复合材料的高温强度(SiO_2 在温度高于 1200 °C 时就开始软化 [16]). 因此 $MoSi_2$ -SiC 复合材料表现出比 $MoSi_2$ 高的强度.

3 结论

- (1) $\text{MoSi}_2\text{-SiC}$ 原位复合材料的组织为 $t\text{-MoSi}_2$ 基体上均匀分布 $\beta\text{-SiC}$ 等轴颗粒,数量很少的封闭球形小孔隙主要分布在 SiC 颗粒内,SiC 颗粒尺寸为 2—5 μm . $\text{MoSi}_2\text{-SiC}$ 原位复合材料界面为直接的原子结合,无非晶层存在.
- (2) MoSi₂-SiC 复合材料的室温维氏硬度、断裂韧性、抗压强度及高温流变应力明显高于 MoSi₂, 随着 SiC 体积分数的增加,维氏硬度、断裂韧性及高温流变应力提

- 高, 而抗压强度先增加后减少. SiC 体积分数从 10% 增 加到 45%, K_{IC} 从 4.34 提高到 5.71 MPa·m^{1/2}, 与单 - MoSi₂ 相比提高了 25-46%; 1400 ℃时, σ_{0,2} 从 20%SiC 的 230 提高到 45%SiC 的 285 MPa, 比单一 MoSi₂ 提高了 98%—146%.
- (3) MoSi₂-SiC 原位复合材料的室温增韧机制为细 晶增韧、裂纹偏转和裂纹桥接; 高温增强机制为相间障碍 强化,高温屈服强度与 SiC 粒子间距服从 Hall-Petch 关 系.

参考文献

3期

- [1] Vasudévan A K, Petrovic J J. Mater Sci Eng, 1992, 155A:
- [2] Jeng Y -L, Lavernia E J. J Mater Sci, 1994, 29: 2557
- [3] Aikin R M, Jr. Mater Sci Eng, A155, 1992: 121
- [4] Henager C H, Jr, Brimhall J L, Brush L N. Mater Sci Eng, 1995, A195: 65
- [5] Subrahmanyam J, Rao R M. J Am Ceram Soc, 1995; 78(2): 487
- [6] Zhang L Q, Sun Z Q, Zhang Y, Yang W Y. Acta Metal Sin, 1998; 34(11): 1205 (张来启, 孙祖庆, 张 跃, 杨王玥, 金属学报, 1998; 34: 1205)

- [7] Cotton J D, Kim Y S, Kaufman M J. Mater Sci Eng, 1991; 144A: 287
- [8] Hardwick D A, Martin P L, Moores R J. Scripta Mat et Mater, 1992; 27: 391
- [9] Bhattacharya A K, Petrovic J J. J Am Ceram Soc, 1991; 74: 2700
- [10] Rice R W, Freiman S W. J Am Ceram Soc, 1981; 64: 350
- [11] Mitra R, Mahajan Y R, Prasd N E, Chiou W A. Mater Sci Eng, 1997; A225: 105
- [12] Wade R K, Petrovic J J. J Am Ceram Soc, 1992; 75(6): 1682
- [13] Zhang L Q, Sun Z Q, Yang W Y, Zhang Y. Acta Metal Sin, 1999; supplement II: s408 (张来启, 孙祖庆, 杨王玥, 张 跃. 金属学报, 1999 年增刊 II: s408)
- [14] Zhou Y. Ceramic materials Science. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1995: 343 (周 玉. 陶瓷材料学. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1995: 343)
- [15] " Mechanical property of Metals" ed. staff. Mechanical Property of Metals. 2nd cd. Beijing: Mechanical Industry Press, 1982: 52
 - (《金属机械性能》编写组编. 金属机械性能. 第二版. 北京: 机械工业出版社, 1982: 52)
- [16] Bruckner R J. Noncryst Solids, 1970, 5: 123