

文章编号: 1004-0609(2006)10-1730-06

$\text{La}_2\text{O}_3\text{-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料的 力学性能和高温氧化行为^①

颜建辉^{1, 2}, 李益民¹, 张厚安², 唐思文²

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;

2. 湖南科技大学 材料表面工程研究所, 湘潭 411201)

摘 要: 通过自蔓延高温合成了稀土协同 Mo_5Si_3 复合强韧化 MoSi_2 的复合粉末, 研究了 $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料的室温力学性能和高温氧化特性。结果表明: 与纯 MoSi_2 相比, 稀土和 Mo_5Si_3 细化了材料的晶粒, 提高材料的室温弯曲强度和断裂韧性, 其强化机制为细晶强化, 韧化机制为细晶韧化、裂纹偏转、裂纹分支和微桥接; 当 Mo_5Si_3 含量不超过 30% (摩尔分数) 时, 随着 Mo_5Si_3 含量的增加, 材料的抗氧化性能降低, 而 RE-40% $\text{Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ (摩尔分数) 复合材料出现粉化现象; RE- $\text{Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料抗氧化性的降低, 主要是由于 Mo_5Si_3 较差的抗氧化性、材料致密度的降低以及晶粒细化的结果; 0.8% 稀土 (质量分数) 协同 5% Mo_5Si_3 (摩尔分数) 的 RE- $\text{Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料具有较好的综合力学性能和高温抗氧化特性。

关键词: Mo_5Si_3 ; MoSi_2 ; 稀土; 力学性能; 氧化行为

中图分类号: TG 146.4

文献标识码: A

Mechanical properties and high temperature oxidation behavior of $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ composite

YAN Jian-hui^{1, 2}, LI Yi-min¹, ZHANG Hou-an², TANG Si-wen²

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy,

Central South University, Changsha 410083, China;

2. Institute of Material Surface Engineering,

Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China)

Abstract: The MoSi_2 -based composites containing La_2O_3 earth and different volume fractions of Mo_5Si_3 were synthesized by self-propagating high temperature synthesis. The mechanical properties of MoSi_2 matrix composites and high temperature oxidation behavior were studied. The results show that additions of La_2O_3 earth and Mo_5Si_3 refine the grain size of the MoSi_2 matrix composite and improve the flexure strength and fracture toughness at room temperature in contrast with pure MoSi_2 . The strengthening mechanism of $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ is fine-grain strengthening, and the toughening mechanisms are fine-grain toughening, crack deflection, crack branching and crack micro-bridging. When the Mo_5Si_3 content does not exceed 30% (mole fraction), the oxidation resistance of $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ decreases with the increase of Mo_5Si_3 content. However, the RE-40% $\text{Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ (mole fraction) composite occurs pesting because of the poor oxidation resistance of Mo_5Si_3 , decrease of relative density and grain refinement of the composites. The $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ composite has optimal mechanical properties and high temperature oxidation resistance with additions of 0.8% La_2O_3 (mass fraction) and 5% Mo_5Si_3 (mole fraction).

Key words: Mo_5Si_3 ; MoSi_2 ; rare earth; mechanical properties; oxidation behavior

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50405041; 50272015)

收稿日期: 2006-01-10; 修订日期: 2006-05-12

通讯作者: 颜建辉; 电话: 0732-8290043; E-mail: yanjianhui88@163.com

作为一种极具潜力的高温结构材料, MoSi_2 及其复合材料受到极大的关注, 但由于其室温脆性和高温下低的抗蠕变能力阻碍了其实用化的进程^[1-2], 目前的改善措施主要有合金化和复合化两个方面^[3]。但于 MoSi_2 中加入 Al_2O_3 后, 能使晶粒长大的倾向减小, 并改变 $\text{SiO}_2\text{-MoSi}_2$ 的界面能和 MoSi_2 的晶界能, 对韧性的提高具有一定贡献^[4]。Petrovic^[1] 研究了在 MoSi_2 中加入不稳定 ZrO_2 颗粒, ZrO_2 由四方相向单斜相转变时, 体积膨胀了 4%, 使 MoSi_2 中产生大量位错, K_{IC} 值提高 3 倍多。在 MoSi_2 中加入不同量的 Si_3N_4 颗粒, 该复合材料的室温断裂韧性达到 $15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 当温度为 1200°C 时, 复合材料的蠕变速率达 $10^{-8}/\text{s}$ 数量级, 并显示了比 MoSi_2 更优异的高温抗氧化性^[5]。Chen 等^[6] 研究了热压 $\text{MoSi}_2/\text{B}_4\text{C}/\text{SiC}$ 复合材料的室温力学性能和组织, 由于原位反应生成了 Mo_2B_5 强化相, Mo_2B_5 和 SiC 显著改善了材料的力学行为。

由于稀土氧化物具有独特的化学性能和很强的活性, 对 MoSi_2 能够起到掺杂改性的作用。Suzuki 等^[7] 研究了添加 2% (摩尔分数) HfO_2 可以使 MoSi_2 材料的断裂韧性得到提高, 而向 MoSi_2 中添加 1% (摩尔分数) Sc_2O_3 和 Y_2O_3 则能够大大提高材料的抗弯强度, 同时维氏硬度、弹性模量和断裂韧性也均有所提高, 力学性能的改善归因于几种硅酸盐相 ($\text{Sc}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 、 $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 、 $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_5$ 和 $\text{Y}_4\text{Si}_3\text{O}_{12}$) 的形成。ZHANG 等^[8] 采用机械合金化和热压技术合成了 $\text{La}_2\text{O}_3\text{-MoSi}_2$ 复合材料, 发现加入约 0.9% (质量分数) 的 La_2O_3 颗粒, 该复合材料的室温断裂韧性比纯 MoSi_2 提高了约 50%。

对 MoSi_2 采用单一强韧化形式, 其力学性能提高有限。近几年来, 多相复合强化成为一种重要的增强手段^[9]。由于稀土氧化物较高的化学活性, Mo_5Si_3 的高温强度和高温抗蠕变性能优于 MoSi_2 的, 且 Mo_5Si_3 的高熔点以及 Mo_5Si_3 与 MoSi_2 相近的热膨胀系数^[10-11] (分别为 $9.4 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 和 $11.5 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$), 综合利用稀土氧化物的掺杂改性和 Mo_5Si_3 的强化作用, 将可能使 MoSi_2 的性能得到较大改善。

本文作者研究稀土氧化物 (RE) 协同 Mo_5Si_3 复合增强 MoSi_2 基复合材料的室温力学性能及其强韧化机制, 并探讨该复合材料在 1200°C 的高温氧化行为, 为合理开发 MoSi_2 基复合材料提供实验参考和理论依据, 对加速其实用化进展有一定的意义。

1 实验

以 Mo (纯度为 99.3%)、 Si (纯度为 99.9%) 为原材料, 按照期望相组成 (Mo_5Si_3 含量分别为 2.5%、5%、10%、20%、30% 和 40%, 摩尔分数) 进行配比, 采用自蔓延高温燃烧合成的方法制备出 $\text{MoSi}_2/\text{Mo}_5\text{Si}_3$ 复合粉末, 再加入 0.8% (质量分数) 的 RE 后均匀混合, 冷压成型并真空烧结 (1600°C , 1 h), 用排水法测得各种复合材料的相对密度。

样品经线切割后的尺寸为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$, 用金相砂纸磨光其表面后, 浸入丙酮在超声波容器中清洗。在进行氧化实验前, 计算出样品的总表面积。把装试样的纯氧化铝瓷坩埚在 1300°C 预烧至质量无变化, 炉温升至 1200°C 后将装有试样的坩埚置于箱式炉内的保温砖上, 进行高温循环氧化实验。每隔一定的时间取出装有样品的坩埚, 自然冷却后采用分析天平 (灵敏度为 10^{-4} g) 称其质量, 样品氧化的累计时间为 240 h, 氧化质量变化数据采用单位面积上的质量增加 (mg/cm^2) 来计算。

试样的抗弯强度在万能电子拉伸机上采用三点弯曲法测定, 断裂韧性采用压痕法来测定计算, 所有力学性能都取 3 次测量的平均值。

利用 D8-Advance 型全自动 X 射线衍射仪分析氧化层的相组成, 采用 JSM-5610LV 型扫描电镜分析坯块的组织特征和观察氧化表面形貌。

2 结果及分析

2.1 合成产物分析

不同相对原子质量配比的 Mo 和 Si 混合粉末自蔓延高温合成后产物的 X 射线衍射谱如图 1 所示。由图 1 可看出, Mo_5Si_3 含量为 2.5%、5%、10%、20% 和 30% (摩尔分数) 合成的复合粉末主要为 MoSi_2 和 Mo_5Si_3 相组成, 其粉末反应比较完全, 利用 Rietveld X 射线粉末衍射谱拟合方法对其进行定量分析, 各相的含量与所设计的基本一致。而制备的 40% $\text{Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ (摩尔分数) 复合粉末主要由 MoSi_2 、 Mo_5Si_3 和未反应完的残留 Mo 组成。

2.2 RE- $\text{Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料的室温力学性能

各种材料 1600°C 烧结后的相对密度如表 1 所列。由表 1 可看出, 当 Mo_5Si_3 含量为 5% (摩尔分数) 时, 该复合材料的相对密度最大。

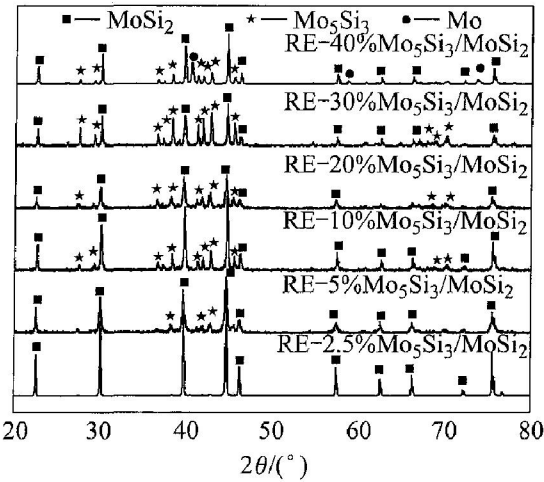


图 1 自蔓延合成 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 的 X 射线衍射谱

Fig. 1 XRD patterns of Mo₅Si₃/MoSi₂ composites synthesized by SHS

表 1 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 复合材料的相对密度
Table 1 Relative density of RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ composite

Mole fraction of Mo ₅ Si ₃ / %	Relative density/ %
0	93.8
2.5	95.3
5	97.2
10	96.0
20	95.4
30	94.5
40	94.2

图 2 所示为 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 复合材料室温弯曲强度和断裂韧性随 Mo₅Si₃ 含量的变化情况。由图 2 可看出, 弯曲强度和断裂韧性都存在一个峰值, Mo₅Si₃ 含量约 10% (摩尔分数) 时, 断裂韧性达到最大值 7.92 MPa·m^{-1/2}; 而 Mo₅Si₃ 含量约为 5% (摩尔分数) 时, 弯曲强度达到最大值 334 MPa, 相对纯 MoSi₂ 来说均有较大的提高。由此可见, 稀土协同 Mo₅Si₃ 对改善 MoSi₂ 材料的室温抗弯强度和断裂韧性均有显著的促进作用。据此实验, 0.8% RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ (质量分数) 复合材料在 Mo₅Si₃ 含量为 5%~10% (摩尔分数) 时均有较好的综合力学性能。

2.3 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 复合材料的高温氧化动力学曲线

将纯 MoSi₂、Mo₅Si₃ 含量分别为 2.5%、5%、10%、20%、30% 和 40% (摩尔分数) 的 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 复合材料在 1 200 ℃进行 240 h 的高

温氧化, 其氧化动力学曲线如图 3 所示。由图 3 可看出, 纯 MoSi₂ 材料表面由银白色逐渐变为蓝黑色加上红褐色, 且随着氧化时间的增加, 质量也逐渐增加, 当质量增加达到一定程度后, 趋于平缓。Mo₅Si₃ 含量不超过 30% 的 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ (摩尔分数) 试样表面由银白色逐渐转变为深灰色加上白色, 在氧化初期其质量变化较大, 氧化 1 h 时质量减小到最小值, 且随着氧化时间的延长, 其质量缓慢增加, 但增加的幅度很小, 然后逐渐趋于平缓, 氧化 240 h 后都没有出现粉化现象。而 RE-40% Mo₅Si₃/MoSi₂ 复合材料, 在氧化 1 h 后, 质量减小速率最大, 且随着氧化时间的延长, 其质量一直减少, 在氧化 96 h 时样品开始逐渐出现粉化现象。由图 3 还可知, 当 Mo₅Si₃ 含量为 2.5% 和 5% (摩尔分数) 时, 材料氧化质量变化曲线接近于纯

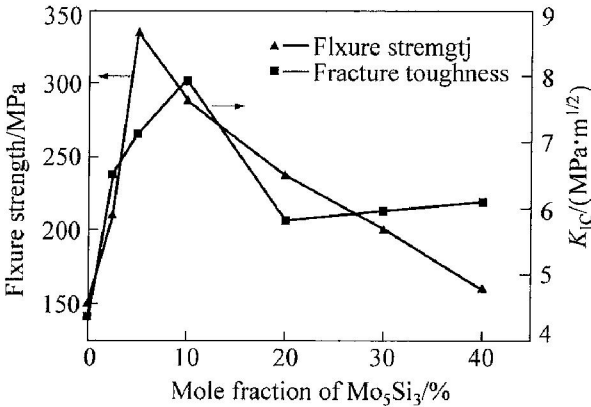


图 2 不同 Mo₅Si₃ 含量 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 的力学性能

Fig. 2 Mechanical properties of RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ with different Mo₅Si₃ contents

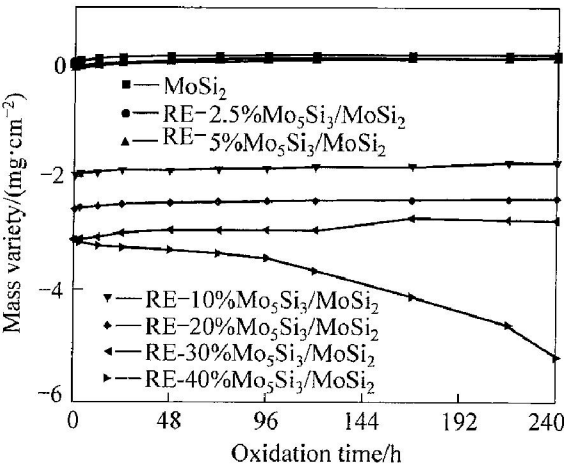


图 3 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 于 1 200 ℃氧化时的质量变化曲线

Fig. 3 Mass variety curves of RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ oxidated at 1 200 ℃

MoSi_2 的质量变化曲线, 质量变化非常小。但随着 Mo_5Si_3 含量的进一步增加, 复合材料氧化质量损失越大, 氧化程度越剧烈, 抗氧化性能也越差。

3 分析与讨论

3.1 稀土和 Mo_5Si_3 对 MoSi_2 材料的强韧化机制

图 4 所示为纯 MoSi_2 和 $\text{RE-5\% Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ (摩尔分数) 的断口形貌。比较图 4(a) 和 (b) 可以明显发现, $\text{RE-5\% Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ (摩尔分数) 断面上晶粒的尺寸比纯 MoSi_2 细的得多, 使得 $\text{RE-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料的抗弯强度较 MoSi_2 材料有较大提高。这主要是由于稀土的加入对材料的烧结起了活化作用, 在烧结过程中明显阻碍了晶界转移并细化了晶粒, 同时, Mo_5Si_3 的引入也起到了细化晶粒的作用^[12]。另一方面, 稀土以微小的氧化物粒子形态分布于基体中^[9], 当材料变形时, 稀土氧化物粒子对位错线起着“钉扎”作用, 增加了位错的运动阻力, 使滑移抗力增大, 引起强度增加^[13], 其存在起到了弥散强化的作用, 引起材料强度增加。

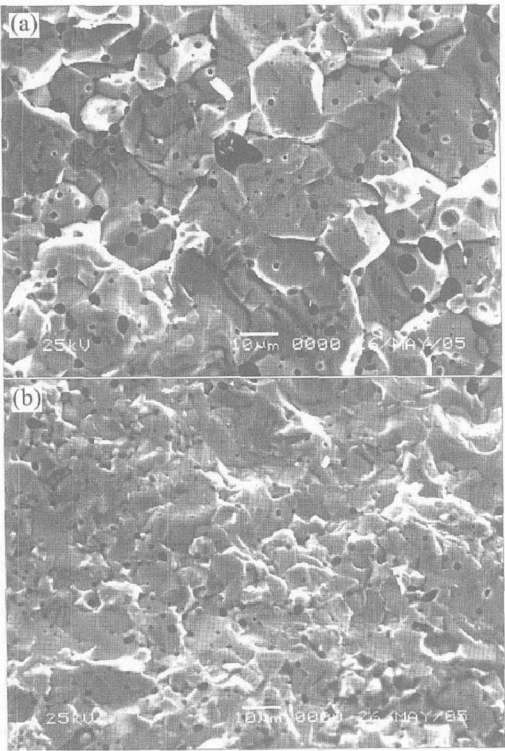


图 4 纯 MoSi_2 和 $\text{RE-5\% Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 的断口形貌
Fig. 4 Fractural morphologies of pure MoSi_2 (a) and $\text{RE-5\% Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ (b)

脆性穿晶断裂是 MoSi_2 的主要断裂特征, 气孔大小不均及晶界面上存在第二相 SiO_2 颗粒, 对促进基体中解理裂纹的起源有重要影响^[14]。稀土氧

化物的加入能够在一定程度上消除存在于 MoSi_2 晶界上 SiO_2 玻璃相, 使得材料的断裂模式发生改变, 提高了材料的断裂韧性, 这一点在 Sc_2O_3 和 Y_2O_3 强韧化 MoSi_2 材料中已经得到了证实^[7]。其次, 由于晶粒的细化引起材料晶界数目增加, 断裂时所需的断裂功也增加。另外, 由于稀土和 Mo_5Si_3 的加入, 使 MoSi_2 主晶相裂纹发生偏转和分支(图 5(a))以及裂纹桥接(图 5(b)), 裂纹扩展变得曲折, 降低了裂纹前沿的正应力, 消耗裂纹扩展能, 使断裂韧性得以提高。

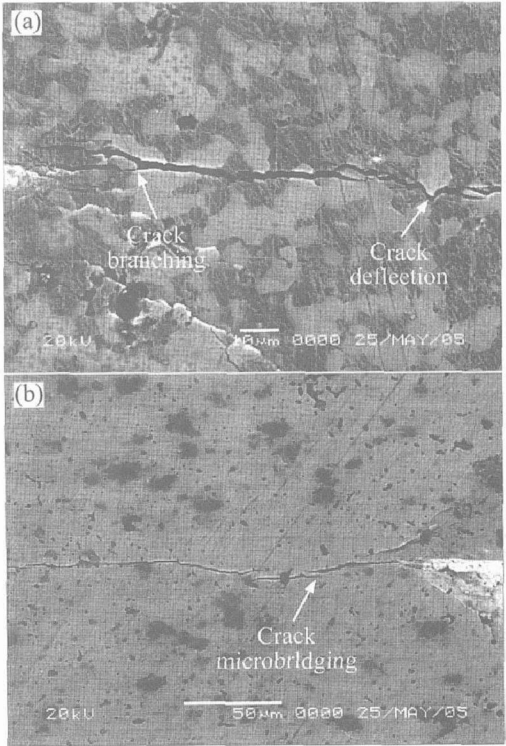
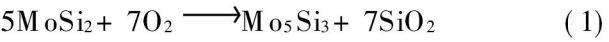


图 5 $\text{RE-5\% Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料的压痕裂纹
Fig. 5 Indentation crack of $\text{RE-5\% Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ composite
(a) —Crack branching and crack deflection;
(b) —Crack microbridging

3.2 $\text{RE-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料的高温氧化过程

对 $\text{RE-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料氧化 240 h 后的表面进行 X 射线衍射分析, 其衍射谱如图 6 所示。由图 6 可看出, 氧化层中主要是由 Mo_5Si_3 、 MoSi_2 和 SiO_2 相组成, 由于稀土含量极少, 没有稀土的衍射峰出现。在本研究中, 对于 Mo_5Si_3 含量不超过 30% 的 $\text{RE-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料而言, 在高温氧化时可能发生如下反应:



材料中的 Mo_5Si_3 大部分来源于材料本身, 极少部分为式(1)的反应生成物。由于 Mo_5Si_3 氧化形

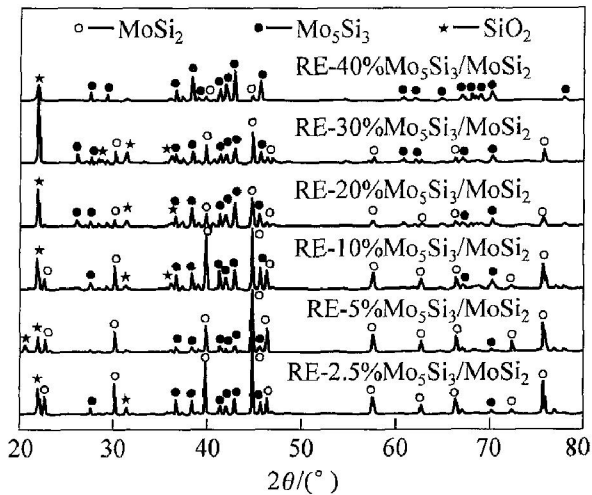
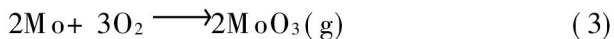


图6 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 于
1 200 °C氧化 240 h 的 X 射线衍射谱

Fig. 6 XRD patterns of RE-Mo₅Si₃/MoSi₂
oxidized at 1 200 °C for 240 h

成挥发物质 MoO₃, 导致材料质量在 0~ 1 h 阶段迅速减少。当 SiO₂ 厚度增加到一定时, 在膜/基体界面的氧分压减少, Mo₅Si₃ 不再发生氧化分解, 但满足 MoSi₂ 氧化所需的分压时, 式(1)中的反应继续进行。随着 SiO₂ 厚度的继续增加, 膜/基体界面氧分压越来越小, 当低于 MoSi₂ 氧化所需的分压时, MoSi₂ 不再发生氧化, 材料的质量变化基本趋于稳定。由图 7(a) 可看出, RE-5% Mo₅Si₃/MoSi₂ 材料氧化 240 h 后, 表面较光滑且致密, 该 SiO₂ 氧化层对氧的扩散起阻碍作用; Mo₅Si₃ 含量为 30% 的复合材料, SiO₂ 相的衍射峰强度较高, 表明氧化速度快, 基体消耗多, 氧化层较疏松多孔(图 7(b)), 氧容易通过该膜进行扩散, 导致材料氧化现象较严重。

对于 RE-40% Mo₅Si₃/MoSi₂ 复合材料而言, 除了发生式(1)和(2)的反应外, 还可能发生如下反应:



RE-40% Mo₅Si₃/MoSi₂ 材料由于 Mo₅Si₃ 含量最高, 且存有残余的 Mo, 氧化易生成挥发态物质 MoO₃, 产生了大量应力, 造成 SiO₂ 膜的脱落, 导致氧化表面非常粗糙且多孔(图 7(c)), SiO₂ 相不能完全覆盖材料表面而起保护作用, 使氧化加剧从而导致粉化现象。

Mo₅Si₃ 在 1 200 °C 时氧化较快, 在不到 1 h 时间内完全转变成 MoO₃ 和 SiO₂。因此, 对于 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 复合材料而言, Mo₅Si₃ 含量越高, 质量减少就越多。另外, 材料的氧化行为还与

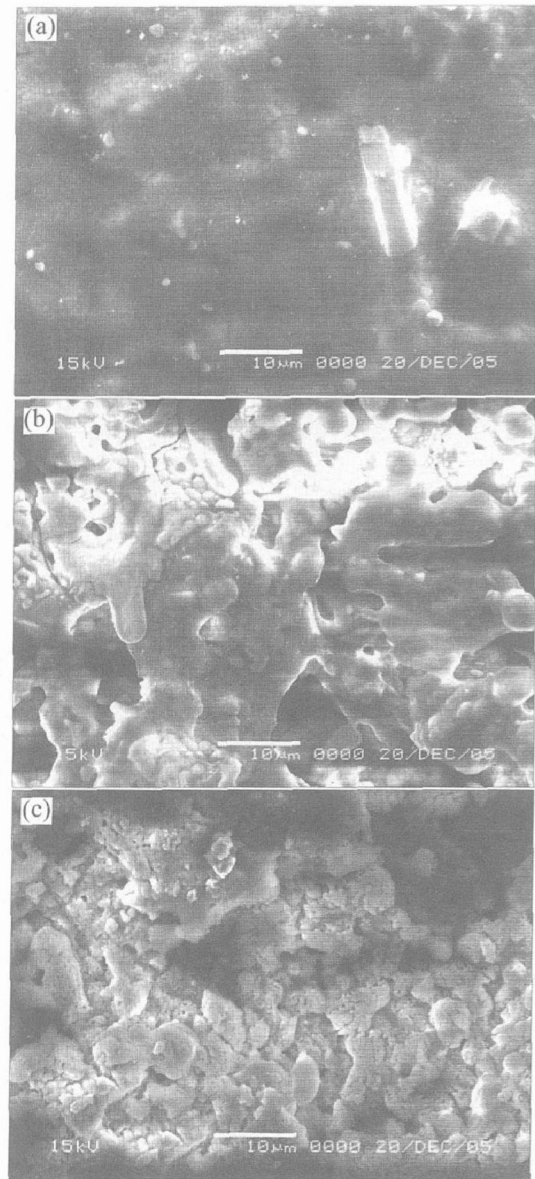


图7 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂
于 1 200 °C 氧化 240 h 后表面的 SEM 像

Fig. 7 SEM images of surface of RE-Mo₅Si₃/MoSi₂
oxidized for 240 h at 1 200 °C

(a) —RE-5% Mo₅Si₃/MoSi₂;

(b) —RE-30% Mo₅Si₃/MoSi₂;

(c) —RE-40% Mo₅Si₃/MoSi₂

材料的致密度有关^[15-16], 于 1 600 °C 烧结的 RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 复合材料, 其致密度随 Mo₅Si₃ (5% ~ 40%) 含量的增加, 致密度有所降低(见表 1), 材料晶界孔隙增多, 氧很容易侵入到材料内部, 反应式(1)和(2)中的反应更强烈, 导致氧化现象越严重, 这与上述氧化动力学曲线相吻合。

同 Mo₅Si₃-MoSi₂ 材料高温氧化研究结果^[12, 17]相比较, RE-Mo₅Si₃/MoSi₂ 比 Mo₅Si₃-MoSi₂ 复合材料的氧化质量损失要严重, 说明稀土的添加加速了高温氧化的进程, 主要是由于稀土的加入细化了材料的晶粒, 增加了晶界面积, 有利于氧的扩散,

导致氧化程度的加剧。

4 结论

1) 稀土和 Mo_5Si_3 的加入提高了 MoSi_2 复合材料的抗弯强度和断裂韧性, 其强化机制为细晶强化, 韧化机制为细晶韧化、裂纹偏转、裂纹分支和微桥接。

2) 当 Mo_5Si_3 含量不超过 30% 时, $\text{RE-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 材料随氧化时间的延长, 质量先减少, 减至一定程度后, 趋于平缓; 随着 Mo_5Si_3 含量的增加, 该材料高温抗氧化能力下降, 主要是由于 Mo_5Si_3 较差的抗氧化性、材料致密度的降低以及晶粒的细化所致。而 $\text{RE-40% Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料出现了“粉化”现象。

3) 稀土协同含量为 5% Mo_5Si_3 的 $\text{RE-Mo}_5\text{Si}_3/\text{MoSi}_2$ 复合材料具有较好的综合力学性能和高温抗氧化性能。

REFERENCES

- [1] Petrovic J J. Mechanical behavior of MoSi_2 and MoSi_2 composites[J]. *Mater Sci Eng A*, 1995, A192/193: 31-37.
- [2] Petrovic J J. Key development in high temperature structural silicides materials [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 261: 1-5.
- [3] Petrovic J J. Toughening strategies for MoSi_2 -based high temperature structural silicides materials[J]. *Intermetallics*, 2000, 8: 1175-1182.
- [4] Meier S, Heinrich G. Processing-microstructure-properties relationship of MoSi_2 -SiC composites[J]. *Jour Euro Cera Soc*, 2002, 22: 2357-2363.
- [5] Hebsur M G. Development and characterization of $\text{SiC}_{(f)}/\text{MoSi}_2\text{-Si}_3\text{N}_4_{(p)}$ hybrid composites [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, A216: 24-37.
- [6] Chen H, Suzuhi M, Inoue T. New approach to MoSi_2/SiC intermetallic-ceramic composite with B_4C [J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36: 5773-5777.
- [7] Suzuki Y, Morgan E D, Niihara K. The improvement in mechanical properties of MoSi_2 through in situ crystallization of grain boundary silica glass by the additions of refractory oxides[J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, A261: 188-195.
- [8] ZHANG Hour-an, WANG De-zhi, CHEN Shi-ping, et al. Toughening of MoSi_2 doped by La_2O_3 particles[J]. *Mater Sci Eng A*, 2003, A345: 118-121.
- [9] MENG Jun-hu, LU Jin-jun, WANG Jing-bao et al. Preparation and properties of MoSi_2 composites reinforced by TiC, TiCN and TiB₂[J]. *Mater Sci Eng A*, 2005, A396: 277-284.
- [10] 王德志, 刘心宇, 左铁镛. $\text{MoSi}_2\text{-Mo}_5\text{Si}_3$ 复合材料的烧结工艺[J]. *中国钼业*, 2000, 24(2): 32-34.
WANG De-zhi, LIU Xin-yu, ZUO Tie-yong. The sintering technology of $\text{MoSi}_2\text{-Mo}_5\text{Si}_3$ composites [J]. *China Molybdenum Industry*, 2000, 24(2): 32-34.
- [11] Chu F, Thoma D J, McClellan K, et al. Synthesis and properties of Mo_5Si_3 single crystals[J]. *Intermetallics*, 1999(7): 611-620.
- [12] Schneibel J H, Sekhar J A. Microstructure and properties of $\text{MoSi}_2\text{-MoB}$ and $\text{MoSi}_2\text{-Mo}_5\text{Si}_3$ molybdenum silicides [J]. *Mater Sci Eng A*, 2003, A340: 204-211.
- [13] 黄培云. 粉末冶金原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000: 373-432.
HUANG Pei-yun. Principle of Powder Metallurgy [M]. Beijing: Metallurgy Technology Press, 2000: 373-432.
- [14] 艾云龙, 马勤, 邓克明, 等. $\text{ZrO}_2 + \text{SiC}$ 颗粒强韧化 MoSi_2 复合材料的纤维组织和性能[J]. *材料热处理学报*, 2000, 21(4): 18-22.
AI Yun-long, MA Qin, DENG Ke-ming, et al. Microstructure and properties of $\text{ZrO}_2 + \text{SiC}$ particles reinforced MoSi_2 composites [J]. *Transactions of Metal Heat Treatment*, 2000, 21(4): 18-22.
- [15] Mekamey C G, Tortorelli P F, Devan J H. Study of pest oxidation in polycrystalline MoSi_2 [J]. *J Mater Res*, 1992, 7(10): 2747-2753.
- [16] Kuchino J, Kurokawa K, Shibayama T. Effect of microstructure on oxidation resistance of MoSi_2 fabricated by spark plasma sintering[J]. *Vacuum*, 2004, 73: 623-628.
- [17] 王德志, 刘心宇, 左铁镛. $\text{MoSi}_2\text{-Mo}_5\text{Si}_3$ 复合材料的高温氧化行为[J]. *长沙铁道学院学报*, 2000, 18(1): 44-47.
WANG De-zhi, LIU Xin-yu, ZUO Tie-yong. Study on high temperature oxidation of $\text{MoSi}_2\text{-Mo}_5\text{Si}_3$ composites[J]. *Journal of Changsha Railway University*, 2000, 18(1): 44-47.

(编辑 李艳红)