

用 XD 法合成的铝基复合材料的组织与力学性能*

朱和国 王恒志 熊党生 吴申庆
(南京理工大学材料科学与工程系, 南京 210094) (东南大学材料科学与工程系, 南京 210096)

摘要 对 Al-TiO₂-B₂O₃ 系利用放热弥散 (XD) 反应法合成了铝基复合材料. 当 B₂O₃/TiO₂ 摩尔比为 0 时, 增强相由 α-Al₂O₃ 颗粒和棒状物 Al₃Ti 组成, 抗拉强度和延伸率分别为 250.4 MPa 和 4.0%, 断口中有的棒状物自身开裂, 断裂由 Al₃Ti 自身萌生裂纹, 并沿其解理面扩展至界面引起. 加入 B₂O₃ 后, 棒状物 Al₃Ti 减少, 基体晶粒细化, 强度和延伸率同步提高; 当 B₂O₃/TiO₂ 摩尔比为 1 时, Al₃Ti 基本消失, 抗拉强度和延伸率分别提高到 320.8 MPa 和 10.6%, 断口形貌由细小韧窝组成. 随着实验温度的增加, 延伸率进一步提高, 拉伸强度则随之下降, 棒状物 Al₃Ti 因与基体的界面结合强度降低而与基体中脱离, 表明 Al₃Ti 对复合材料的性能提高不利. 723 K 时, 延伸率上升至 20.5%, 抗拉强度下降至 85.6 MPa.

关键词 热弥散反应, 铝基复合材料, 力学性能

中图分类号 TG146.21

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2005)08-0829-06

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE ALUMINUM MATRIX COMPOSITES SYNTHESIZED BY XD METHOD

ZHU Heguo, WANG Hengzhi, XIONG Dangsheng

Department of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094

WU Shenqing

Department of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 210096

Correspondent: ZHU Heguo, associate professor, Tel: (025)84315979, E-mail: zhg1200@sina.com

Supported by National High Technical Research and Development Programme of China

(No.2002AA331010)

Manuscript received 2004-12-22, in revised form 2005-03-16

ABSTRACT Structure, mechanical properties and fracture mechanism of the composites fabricated by XD(exothermic dispersion) method in Al-TiO₂-B₂O₃ system were investigated. When the B₂O₃/TiO₂ mole ratio is zero, the reinforcements of the composites are α-Al₂O₃ and Al₃Ti, the ultimate tensile strength (σ_b) and elongation (δ) are 250.4 MPa and 4.0% respectively (room temperature). The fracture mechanism of the composite is characterized by cracks initiating firstly in Al₃Ti rods and then propagating to the interface. When the B₂O₃/TiO₂ mole ratios increases, the amount of Al₃Ti phase decreases, σ_b and δ increase. When the B₂O₃/TiO₂ mole ratio reaches 1, the Al₃Ti phase almost eliminates, σ_b and δ increased to 320.8 MPa and 10.6%, respectively. The tensile fracture surface is composed of all fine ductile dimples. With increasing the test temperature, σ_b decreases and δ increases. The Al₃Ti rods are pulled out from the matrix due to decreasing of the interface strength at high temperature. Therefore, the Al₃Ti phase is not of benefit to strengthening the composites. At 723 K, δ increases to 20.5%, but σ_b decreases to 85.6 MPa.

KEY WORDS XD (exothermic dispersion reaction), aluminum matrix composite, mechanical property

复合材料的力学性能与增强相的种类、尺寸、形貌、

取向、体积分数、以及与基体结合界面结构等有关^[1-3]. 原位反应产生的增强相表面无污染, 与基体的界面结合良好, 力学性能显著提高^[4-6]. 近几年来, 对 Al-TiO₂-X 反应系的研究较多, Peng 等人^[7]采用 Al-TiO₂ 系合成 Al₃Ti 基复合材料, 并对合成过程、微观结构以及抗弯性能进行了研究. 杨波等人^[8]运用 Al-TiO₂-C 系燃

* 国家高技术研究发展计划资助项目 2002AA331010

收到初稿日期: 2004-12-22, 收到修改稿日期: 2005-03-16

作者简介: 朱和国, 男, 1963 年生, 副教授, 博士

烧合成复相陶瓷,并对反应过程进行了计算机模拟.文献[9]则采用该系合成铝基复合材料,并对反应过程的热力学、动力学、常温和高温拉伸性能和磨损性能进行了系统研究.结果表明,反应生成的增强相与基体的界面干净,但发现反应产物 TiC 颗粒与基体的润湿性不好,有的能在反应热的作用下进入基体晶粒,有的则因反应时间短,未能进入基体晶粒,聚集于基体颗粒的界面,通过热挤压可显著改善其分布的均匀性. Ma 等^[10]和 Wu 等^[11]分别研究了 Al-TiO₂-B 反应系 XD 合成铝基复合材料的高温力学性能和磨损性能,结果表明在相同体积分数的条件下,内生型复合材料的高温性能均有显著提高,并发现增强相 Al₃Ti 对性能提高不利.文献[12]也对该反应系 XD 合成铝基复合材料的组织细化机理进行了深入研究.

因 B 粉价贵,使用成本高,为此本文采用价廉的 B₂O₃ 粉替代 B 粉,形成 Al-TiO₂-B₂O₃ 反应系,采用 XD 法合成铝基复合材料,研究其显微组织和常温、高温下的力学性能,探讨其断裂破坏机理.

1 实验方法

采用纯度分别为 99.6%, 99.0% 和 99.0% 的 Al, TiO₂ 和 B₂O₃ 粉末,粒度尺寸分别为 50—100, 20—

30 和 20—30 μm. 以增强相的体积分数为 30% 和 B₂O₃/TiO₂ 摩尔比 ($r_{B_2O_3/TiO_2}$) 分别为 0, 0.5, 1 进行配粉、球磨,挤压成坯,将之置于真空炉中,抽真空、充氩,反复两次后以一定的升温速率加热, 1000 K 左右时压坯发生化学反应,随后保温一段时间冷至室温,将反应后的压坯制成试样,用 SEM 电镜(型号: QUANTA200)观察其挤压前的显微组织.反应后的压坯表面处理预热至一定温度,分别单向挤压成直径为 7 mm 的棒状试样(挤压比 1:10),取其部分制成电镜试样,以观察挤压后的显微组织,同时将棒试样按国标(GB/T4338-1995)加工成常温和高温拉伸标准试样,分别在室温和 423, 573 及 723 K 下进行拉伸性能实验.实验机型号: CSS 电子万能液压拉伸实验机,拉伸速率: 2 mm/min,每一种工况测试两次,取其平均值,拉伸断口采用 SEM (QUANTA200)观察.

2 实验结果与讨论

2.1 显微组织

图 1 为 Al-TiO₂-B₂O₃ 系在 $r_{B_2O_3/TiO_2}$ 分别为 0, 0.5 和 1 时合成的复合材料的 SEM 显微组织像及 XRD 图.文献[8]已对反应产物进行了物相鉴定, $r_{B_2O_3/TiO_2}$ 为 0 时(图 1a),显微组织中棒状物为 Al₃Ti,在基体中的

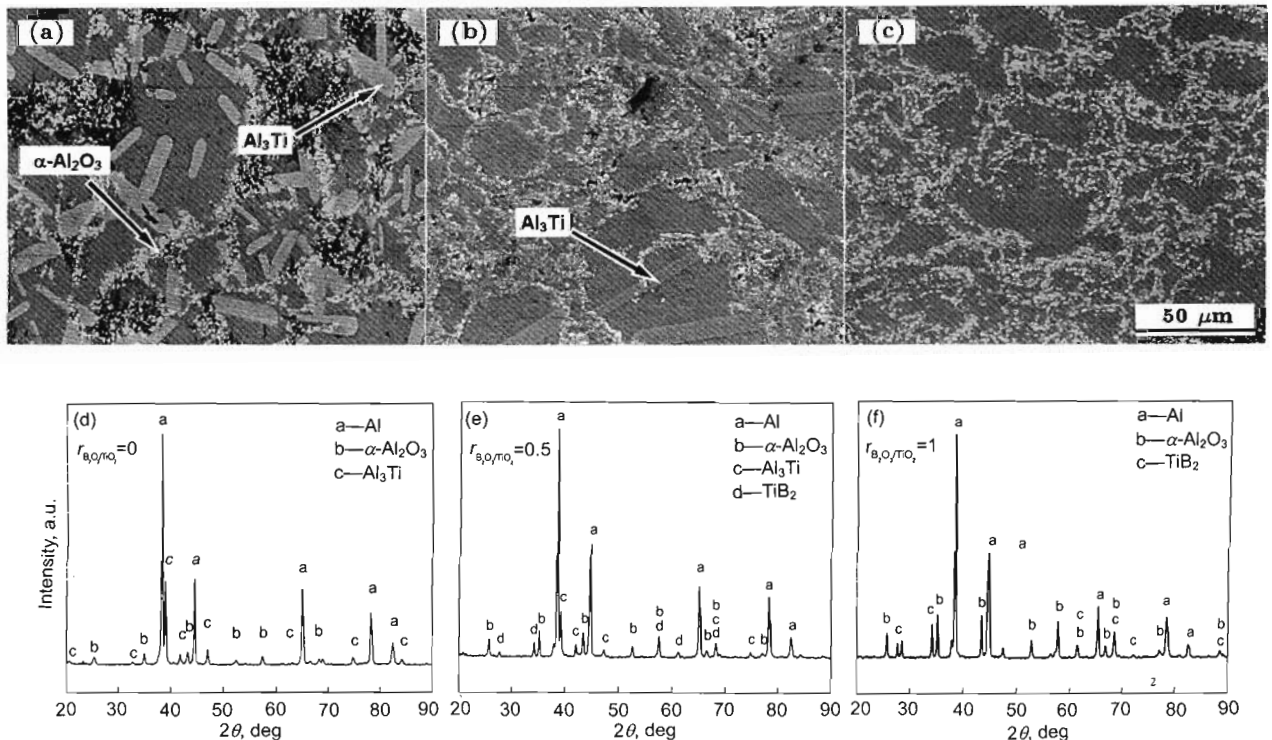


图 1 Al-TiO₂-B₂O₃ 系放热弥散反应合成的复合材料显微组织 (SEM) 及其对应的 XRD 图谱

Fig.1 SEM photographs (a, b, c) and XRD patterns (d, e, f) of the Al base composites synthesized by XD method at 1000 K for Al-TiO₂-B₂O₃ systems with mole ratios of B₂O₃/TiO₂ ($r_{B_2O_3/TiO_2}$)=0 (a, d), 0.5 (b, e) and 1 (c, f), increasing $r_{B_2O_3/TiO_2}$ induced Al₃Ti phase decreased

分布相对均匀；细小颗粒为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ，此时 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒因与基体的润湿性差，而偏聚于基体颗粒的界面。随着 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 的增加，棒状物 Al_3Ti 逐渐减少（图 1b），同时增加了 TiB_2 颗粒，因 TiB_2 颗粒与基体的共格性好，能成为基体结晶时的核，细化基体晶粒，提高 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒分布的均匀性；当 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 等于 1 时，棒状物 Al_3Ti 基本消失（图 1c）， $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 TiB_2 颗粒在基体中分布均匀。其对应的 XRD 图谱也进一步证明了这一点。不同 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 所对应的挤压态组织如图 2 所示，此时组织的致密性、颗粒分布的均匀性进一步改善。

2.2 力学性能

表 1 是增强相体积分数为 30%， $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 分别为 0, 0.5, 1, $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 系 XD 合成的铝基复合材料

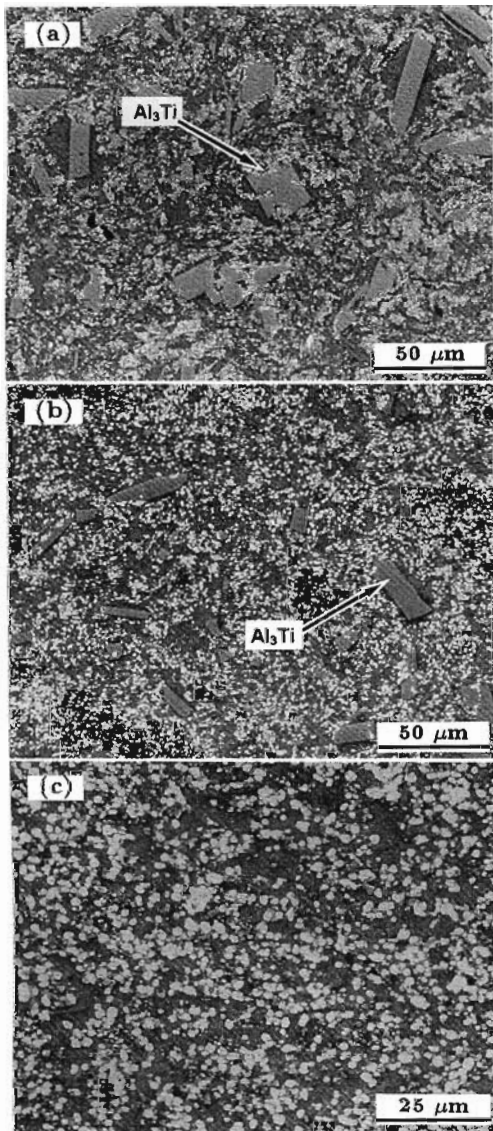


图 2 复合材料挤压态的 SEM 显微组织像

Fig.2 SEM photographs of the extrusion composites with $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}=0$ (a), 0.5 (b) and 1 (c), extrusion induced microstructures homogenized

在不同实验温度下的力学性能。可以看出：在同一温度下，随着 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 的提高，材料的抗拉强度、屈服强度和延伸率同步提高；同一 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 时，随着温度的提高，拉伸强度、屈服强度降低，而延伸率随之增加。室温时，当 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 从 0 增至 1 时，其抗拉强度由 250.4 MPa 增加到 320.8 MPa，延伸率由 4.0% 增至 10.6%，分别提高了 30.3% 和 150%。图 3 为其断口 SEM 图，从图 3a 可以看出，在 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 等于 0 时，断口中棒状 Al_3Ti 与基体的界面处有大的韧窝带，有的棒发生了纵向开裂，说明棒与基体的界面结合强度较高，裂纹首先在 Al_3Ti 中萌生，并沿其解理面扩展至界面，在界面处裂纹尖端应力得到部分释放，但随着拉伸过程的进行，界面区域形变强化，可阻止裂纹的进一步扩展，当裂纹尖端应力超过界面处的基体强度时，裂纹进入基体，导致断裂。因此， Al_3Ti 的强度直接影响了复合材料的室温强度。随着 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 的增加，棒状 Al_3Ti 逐渐减少（见图 2b），同时反应产物 TiB_2 颗粒增加，因 TiB_2 具有细化基体的作用，使偏聚的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒弥散分布，断口中出现细小韧窝，棒状 Al_3Ti 发生碎裂（见图 3b），材料的强度和塑性同步提高。在 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 为 1 时，断口中的棒状 Al_3Ti 基本消失，断口由均匀而细小的韧窝组成（图 3c），此时材料的强度和塑性进一步提高。

需要指出的是该反应系的显微组织随 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 的变化规律与 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}$ 系非常相似。但 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 系的力学性能低于同体积分数下的 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}$ 反应系^[9,10]，可能的原因是：（1）B 粉粒径小，仅为 2—3 μm ，而 B_2O_3 粉粒径为 20—30 μm ；（2） B_2O_3 粉极易吸湿形成含结晶水的化合物，即使经过干燥处理，仍难免含有少量的结晶水，势必影响反应过程，降低反应质量；（3）在相同体积分数下， $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 中的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 体积分数高于 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}$ 系，而 TiB_2 则低于 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}$ 系，因 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 与基体的润湿性差，界面结合性能低于与基体共格性较好的 TiB_2 ，导致力学性能降低。但 B_2O_3 粉成本低，供应方便，仍具有较大的实用价值。

高温时，复合材料的强度性能下降，延伸率明显提高。从表 1 还可以看出， $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 对其性能影响较大，同一温度下， $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 增加时，拉伸强度、屈服强度和延伸率明显提高。图 4 为不同 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 的复合材料在 573 K 拉伸时断口的 SEM 图。从图 4a, b 可以看出， $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 小于 1 时， Al_3Ti 与基体的界面强度已低于 Al_3Ti 自身的断裂强度，从而导致 Al_3Ti 棒直接从基体中脱出，断口出现洞坑。在 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 为 1 时，断口中均为细小韧窝，但韧窝深度比室温下的浅。随着实验温度的进一步提高，增强相与基体的结合强度进一步降低，增强相对基体的强化作用下降，基体的塑性提高。因此，高温下复合材料的强度降低，塑性提高。

表 1 复合材料的力学性能
Table 1 Mechanical properties of the composites tested

Mole ratio of B_2O_3/TiO_2 ($r_{B_2O_3/TiO_2}$)	RT			423 K			573 K			723 K		
	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %
0	250.4	235.3	4.0	150.3	140.2	5.4	80.3	68.5	6.5	47.5	40.4	7.8
0.5	270.6	253.5	6.3	178.6	165.6	6.5	100.6	83.6	10.3	70.8	60.2	13.6
1	320.8	305.6	10.6	212.5	200.3	12.2	125.8	108.2	15.3	85.6	72.6	20.5

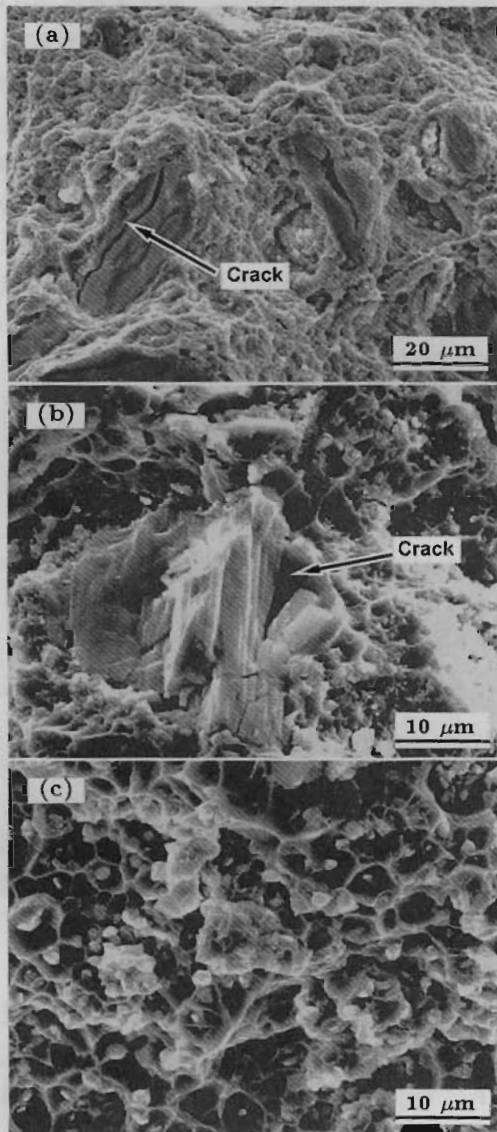


图 3 室温下拉伸断口的 SEM 图

Fig.3 SEM photographs of tensile fracture surface of the composites with $r_{B_2O_3/TiO_2}=0$ (a), 0.5 (b) and 1 (c) obtained at room temperature

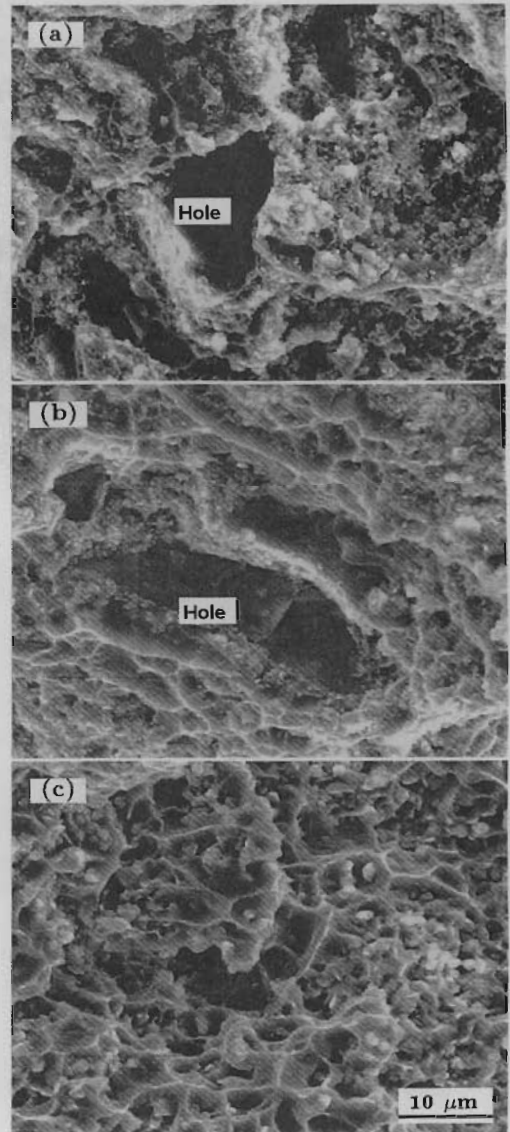


图 4 573 K 拉伸时断口的 SEM 图

Fig.4 SEM photographs of tensile fracture surface of composites with $r_{B_2O_3/TiO_2}=0$ (a), 0.5 (b) and 1 (c) obtained at 573 K, holes in Fig.4a and Fig.4b corresponding to the Al_3Ti rods pulled out

2.3 增强与断裂分析

2.3.1 室温增强与断裂分析 在 $r_{B_2O_3/TiO_2}$ 为 0 时, 增强相主要由 $\alpha-Al_2O_3$ 颗粒和 Al_3Ti 棒组成, $\alpha-Al_2O_3$ 颗粒尺寸为亚微米级, 与基体的润湿角为 118° ^[13],

难以进入基体, 凝固时偏聚于基体颗粒的界面, 但热挤压改善了 $\alpha-Al_2O_3$ 颗粒的分布. Al_3Ti 为四方结构, 晶格常数为 $a = b = 0.385$ nm, $c = 0.861$ nm, 密度为 3.39 g/cm³,

弹性模量为 166 GPa, 显微硬度 HV 为 576, 优先生长方向为 $\langle 110 \rangle$ ^[14], 在基体中长成棒状, 并与基体 Al (面心立方结构, $a=0.405$ nm) 有较高的晶格匹配度, 存有一定的共格关系^[15], 能成为基体结晶的核, 但因数量少, 细化作用不明显, 有的棒贯穿多个晶粒, 在基体中的分布相对均匀, 此时基体的强化主要靠 Al_3Ti 和 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒对位错运动的阻碍以及位错在基体中的缠绕 (如图 5a 所示). 增强相均是原位反应生成, 表面无污染, 拉伸过程中外载通过界面传递给增强相. $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 为三角晶系, 用六方点阵描述时晶格常数为 $a=b=0.476$ nm, $c=1.299$ nm, 弹性模量为 404 GPa, 密度为 3.98 g/cm³, 强度高, 因与基体的润湿性差, 难以进入铝基体, 强化作用被削弱. 而 Al_3Ti 与基体的界面干净, 结合强度高, 但因自身强度低, 基体中的位错易在界面处产生塞积 (见图 5b), 出现应力集中, 当集中区的应力高于界面结合强度时, 在界面处萌生裂纹, 与此同时, 裂纹的新表面又使应力得到松弛, 这样反复进行, 导致基体与 Al_3Ti 的界面分离形成大的韧窝带 (如图 3a 所示), 当应力集中高于 Al_3Ti 的强度时, 裂纹在 Al_3Ti 中萌生, 并沿其解理面扩展至界面, 形成解理开裂. 此时, Al_3Ti 开裂的临界条件为^[16]

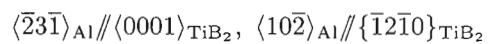
$$(\tau_c - \tau_i) \geq \left[\frac{4E\gamma_c}{\pi(1-\nu^2)d} \right]^{1/2}$$

其中, γ_c 为 Al_3Ti 的比表面能, d 为基体晶粒直径, τ_c 为滑移面上的切应力, 单向拉伸时为拉应力之半, τ_i 为

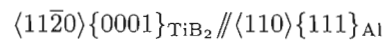
位错运动的内摩擦力, ν 为 Poisson 比, $(\tau_c - \tau_i)$ 为位错的有效切应力.

显然, 棒状物开裂的条件与基体晶粒尺寸的平方根成反比, 即随着基体晶粒的细化, 棒状 Al_3Ti 开裂的可能性减小, 复合材料的强度提高.

随着 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 的提高, 抗拉强度逐渐增强, 延伸率也随之增加. 这是因为在 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 反应系中, Al 与 TiO_2 首先结合反应生成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和活性的钛原子 [Ti], 与此同时 B_2O_3 与 Al 结合反应生成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和活性硼原子 [B], 由文献 [9] 的热力学分析可知, 活性 [Ti] 和活性 [B] 优先结合生成 TiB_2 , 并发现 TiB_2 与基体存有有良好的共格关系:



Mark 等人^[17] 通过 Al-Ti-B 细化剂的研究, 发现 TiB_2 与 Al 基体还存有如下共格位向关系:



总之, TiB_2 颗粒与铝基体的共格性好, 能成为铝基体结晶时的核, 细化基体晶粒. 基体晶粒的细化又可促使偏聚在基体晶界的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒弥散化. 由 Hall-Petch 公式^[18,19]

$$\Delta\sigma_{\text{YM}} \approx kD^{-1/2} \approx kd^{-1/2}(1 - V_p^{1/6}/V_p)$$

可知, 基体晶粒的细化和 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 分布的弥散化可使复合材料的强度进一步提高. 式中, $\Delta\sigma_{\text{YM}}$ 为屈服强度增量, k 是与一系列因素有关的因子, 其典型值约为 0.1 MPa·m^{1/2}, D 是基体晶粒尺寸, d 是增强颗粒尺寸, V_p 为增强颗粒的体积分数. 在 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 为 1 时, Al_3Ti 基本消失, 基体晶粒进一步细化, 材料的拉伸强度和延伸率进一步提高. 基体晶粒的细化, 一方面改善了 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 分布的均匀性, 另一方面由于 B_2O_3 的加入, 反应温度提高, 改善了 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 与基体的润湿性, 使 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 颗粒与基体界面的结合强度提高, 断口中的细小韧窝随 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 的提高而增加 (见图 3b), 在 $r_{\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2}$ 为 1 时, 断口形貌全由细小韧窝组成 (图 3c).

2.3.2 高温增强与断裂分析 高温时, 基体的膨胀系数为 21×10^{-6} K⁻¹, 而增强相 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 TiB_2 和 Al_3Ti 的膨胀系数分别为 7.92×10^{-6} 、 8.8×10^{-6} 和 10.65×10^{-6} K⁻¹. 这种差异导致界面处将存在错配应力, 界面结合强度因错配应力而下降, 高温时基体将沿切向产生拉伸塑性应变, 沿径向产生压缩塑性流变^[20]. 同时由于基体的再结晶温度较低, 仅为 400 K 左右, 因此在高温拉伸时, 基体中变形区域将发生部分动态再结晶, 位错强化随之减弱, 这样在高温拉伸过程中, Al_3Ti 棒四周的位错塞积减轻, 棒与基体界面区的集中应力减小, 不会在棒中首先萌生裂纹. 但因棒的尺寸大, 有的高达数十微

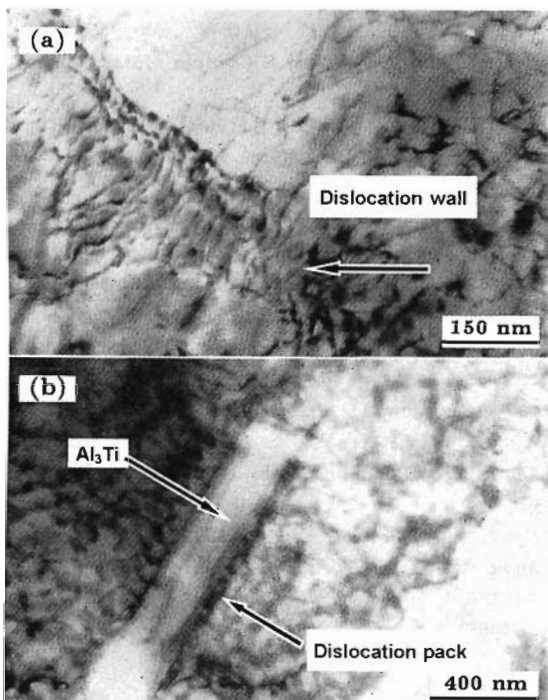


图 5 基体中的位错墙与 Al_3Ti 棒界面处的位错塞积

Fig.5 Dislocation wall in the matrix (a) and dislocation stacking (b) at the interface between Al_3Ti rod and matrix

米,与基体的热错配应力也较大,界面成了复合材料的薄弱区,裂纹易在界面区萌生,并沿界面扩展,使棒与基体分离,在断口中留下空洞(见图4a, b)。这表明高温时棒与基体的界面结合强度直接影响了复合材料的拉伸强度。随着 $r_{B_2O_3/TiO_2}$ 的提高, Al_3Ti 棒减少,断口中的空洞减少(见图4),细小韧窝增加,但韧窝深度比室温下的浅,这可能是由于温度升高时,界面结合强度下降,在拉伸过程中裂纹扩展速度加快所致。此外,因温度升高,基体在拉伸过程中的塑性流动增加,增强相颗粒发生流动聚集(如图6所示),使组织的均匀性下降,这也使高温强度下降。因此,减小增强体的尺寸,可减轻错配应力;细化基体晶粒,可改善增强体在基体中的分布,这均有利于提高界面结合强度,提高复合材料的强度性能。

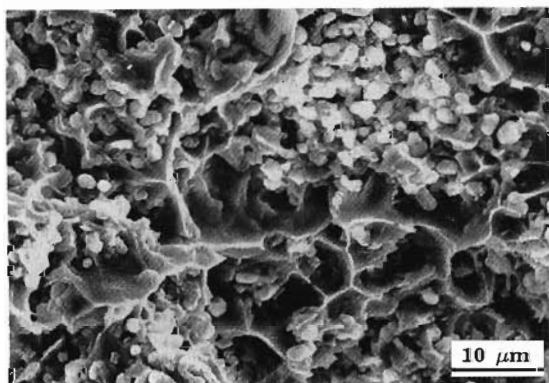


图6 723 K 拉伸时断口的 SEM 图

Fig.6 SEM photograph of the tensile fracture surface obtained at 723 K ($r_{B_2O_3/TiO_2}=1$), reinforcements accumulated

3 结论

(1) 在 $Al-TiO_2-B_2O_3$ 反应系中,当 B_2O_3/TiO_2 摩尔比为 0 时,增强相由 $\alpha-Al_2O_3$ 和 Al_3Ti 组成,加入 B_2O_3 后,棒状物 Al_3Ti 减少,基体晶粒细化,在 B_2O_3/TiO_2 摩尔比为 1 时, Al_3Ti 基本消失,强度和塑性分别由 250.4 MPa 和 4.0% 提高到 320.8 MPa 和 10.6%。

(2) 当 B_2O_3/TiO_2 摩尔比小于 1 时,室温拉伸断口显示棒状物 Al_3Ti 呈开裂状态,断裂裂纹是从棒内萌生,沿棒的解理面向与基体的界面扩展;高温拉伸时,复合材料的强度降低,塑性提高,断口中棒状物 Al_3Ti 直接与基体脱离,棒的界面结合强度因与基体间的热错配应力大而显著降低,并低于自身断裂强度,表明 Al_3Ti 棒对复合材

料的性能提高不利。

(3) 当 B_2O_3/TiO_2 摩尔比为 1 时,室温拉伸断口全为细小韧窝; 723 K 拉伸时抗拉强度降低到 85.6 MPa,延伸率则上升至 20.5%,拉伸断口由细小的浅韧窝组成,增强体颗粒因基体流动而发生偏聚。

参考文献

- [1] Michal B, Jozef I, Ladislav K. *Mater Lett*, 2000; 46: 181
- [2] Tsang H, Chao C G, Ma C Y. *Scr Mater*, 1997; 37: 1359
- [3] Ma Z Y, Lü Y X, Bi J. *Acta Metall Sin*, 1999; 35: 98
(马宗义, 吕毓雄, 毕敬. 金属学报, 1999; 35: 98)
- [4] Chen J, Wang Z F, Bian J H, Wang X M. *Acta Metall Sin*, 2001; 37: 207
(陈俊, 王执福, 边建华, 王晓明. 金属学报, 2001; 37: 207)
- [5] Tjong S C, Ma Z Y. *Mater Sci Eng*, R-Report. 2000; 29: 49
- [6] Lv W J, Zhang D, Zhang X N, Wu R J, Sakata T, Mori H. *Mater Sci Eng*, 2001; A311: 142
- [7] Peng H X, Fan Z, Wang D Z. *J Mater Res*, 2000; 15: 1943
- [8] Yang B, Zhang E L, Zeng S Y, Dai S L, Liu B C. *Chin J Nonferrous Met*, 2001; 11: 846
(杨波, 张二林, 曾松岩, 戴圣龙, 刘伯操. 中国有色金属学报, 2001; 11: 846)
- [9] Zhu H G. *PhD Dissertation*, Southeast University, Nanjing, 2003
(朱和国. 东南大学博士学位论文, 南京, 2003)
- [10] Ma Z Y, Li J H, Li S X, Ning X G, Lv Y X, Bi J. *J Mater Sci*, 1996; 31: 741
- [11] Wu S Q, Zhu H G, Tjong S C. *Metall Mater Trans*, 1999; 30A: 243
- [12] Zhu H G, Wang H Z, Wu S Q. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 385
(朱和国, 王恒志, 吴申庆. 金属学报, 2002; 38: 385)
- [13] Yu H S, Min W H, Chen X C. *Acta Mater Compos Sin*, 2000; 17(3): 113
(于化顺, 闵文辉, 陈熙琛. 复合材料学报, 2000; 17(3): 113)
- [14] Garcia E, Janssen R. *J Mater Sci*, 1999; 34: 769
- [15] Schumacher P, Greer A L. In: Evans J ed., *Light Met*, Warrendale, PA: TMS, 1995: 869
- [16] Edit Group of the Metal Mechanical Property. *Metal Mechanical Property*. Beijing: China Machine Press, 1982: 71
(金属机械性能编写组. 金属机械性能. 北京: 机械工业出版社, 1982: 71)
- [17] Eston M, Stjohn D. *Metall Mater Trans*, 1999; 30A: 1613
- [18] Clyne T W, Withers P J. *An Introduction to Metal Matrix Composites*, London: Cambridge University Press, 1993: 85
- [19] Petch N J. *J Iron Steel Inst*, 1953; 25: 174
- [20] Jiang C H, Wang D Z, Yao Z K. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 555
(姜传海, 王德尊, 姚忠凯. 金属学报, 2000; 36: 555)