

原位反应合成(TiB₂-Al₂O₃)/NiAl 复合材料的微观组织

曹丽丽^{1,2}, 崔洪芝¹, 吴杰¹, 汤华杰¹

(1. 山东科技大学 材料科学与工程学院, 青岛 266590;

2. 机械科学研究总院 先进制造技术研究中心, 北京 100083)

摘要: 通过 Ni、Al、TiO₂ 和 B₂O₃ 粉末之间的原位反应合成(TiB₂-Al₂O₃)/NiAl 复合材料, 研究材料的物相组成和组织结构, 并对典型组织的形成过程进行探讨。结果表明: 反应产物由 NiAl、TiB₂ 和 Al₂O₃ 这 3 种相组成。基体由 NiAl 和 Al₂O₃ 组成, 而 TiB₂ 颗粒规则, 尺寸 2~5 μm, 呈簇状镶嵌在 Al₂O₃ 中, 少量弥散分布在 NiAl 基体上。分析认为 TiB₂ 的晶体结构、含量、所处 NiAl 熔体环境以及极快的冷却速度是影响其生长形态和分布的主要原因。

关键词: TiB₂-Al₂O₃; NiAl; 复合材料; 原位合成; 微观组织

中图分类号: TB333

文献标志码: A

Microstructures of (TiB₂-Al₂O₃)/NiAl composite prepared by in-situ reaction synthesis

CAO Li-li^{1,2}, CUI Hong-zhi¹, WU Jie¹, TANG Hua-jie¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shandong University of Science and Technology, Qingdao 266590, China;

2. Advanced Manufacture Technology Center, China Academy of Machinery Science and Technology, Beijing 100083, China)

Abstract: (TiB₂-Al₂O₃)/NiAl composite materials were synthesized by in-situ reaction from Ni, Al, TiO₂ and B₂O₃ mixed powders. The phase composition, microstructure and formation mechanism of typical microstructure were studied. The results show that the products contain NiAl, TiB₂ and Al₂O₃ phases; the matrix is made of NiAl and Al₂O₃ phases; and the regular TiB₂ particles are in size range of 2~5 μm, which are embedded by Al₂O₃ in clusters. A small amount of TiB₂ particles disperse in the NiAl matrix. It is believed that the crystal structure, content, surroundings of molten NiAl and the fast cooling speed are the main reasons for determining the morphology and distribution of TiB₂ particles.

Key words: TiB₂-Al₂O₃; NiAl; composite material; in-situ synthesis; microstructure

NiAl 金属间化合物由于具有密度低(5.95 g/cm³)、熔点高(1 638 °C)、良好的热导率(70 W/(m·K))以及优良的抗腐蚀性能而备受关注, 可用作航空发动机或工业燃气轮机的涡轮叶片和导向叶片、热障涂层、耐腐蚀涂层^[1-3]等。在高温环境及腐蚀性环境中具有很好的应用前景, 但是, 其室温塑性低和高温强度差制约了其在工业及生产中的应用^[1-4]。为了改善 NiAl 的室

温塑性和高温强度等性能开展了大量的研究工作。MOSHKSAR 等^[3]以 Ni 和 Al 粉末为原料, 采用球磨法及粉末之间的热爆反应制备 NiAl 金属间化合物, 通过改变颗粒形貌、细化晶粒改善 NiAl 性能。近年来, 众多研究者探讨了不同合金元素^[5]和稀土元素^[6]对 NiAl 合金组织和性能的影响。郭建亭等^[6]的研究结果表明, 适量稀土元素加入到 NiAl 共晶合金中, 能够显

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51072104); 山东省博士基金资助项目(BS2010E06048)

收稿日期: 2011-10-10; 修订日期: 2012-03-28

通信作者: 崔洪芝, 博士, 教授; 电话: 0532-86057929; E-mail: cuihongzhi1965@163.com

著细化合金的组织 and 晶粒,有效改善 NiAl 共晶合金的室温和高温拉伸塑性和强度,并提高其抗氧化性能。

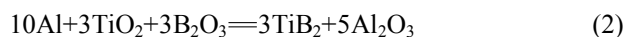
材料内部的相组成及组织结构对性能起着决定性的作用,添加合适的增强相制备复合材料也是改善其强度及蠕变性能的一种有效方法,常用的增强相有 Al₂O₃^[7]、TiB₂^[8-9]、TiC^[10]等。MICHALSKI 等^[11]利用 Ni、Al 之间的自蔓延反应,通过放电等离子烧结法制备了不同 Al₂O₃ 含量的 NiAl-Al₂O₃ 复合材料,其实验结果表明,随着 Al₂O₃ 含量的增加 NiAl-Al₂O₃ 材料的硬度得到提高,同时, NiAl-Al₂O₃ (38%, 体积分数)的断裂韧性约为 NiAl 的两倍。PENG 等^[12]以 Ni 和 Al 粉末为原料,通过部分 Al 粉末的预先氧化结合原位合成反应得到 Ni_xAl_y-Al₂O₃ 复合材料,室温下的性能测试结果表明其抗弯强度及断裂韧性分别达到 453 MPa 和 10.2 MPa·m^{1/2}。ÇAMURLUA 等^[13]用 Ti、Ni、Al 和 B 粉末合成了 40%TiB₂-NiAl(质量分数)材料,光学显微镜下观察 TiB₂ 均匀分布在 NiAl 基体中。对其进行研磨后烧结,40%TiB₂-NiAl(质量分数)的维氏硬度达(967±104)HV_{0.2}。大量研究结果表明,采用颗粒增强方式可明显改善 NiAl 的力学性能。

原位反应合成技术已成为复合材料的主要制备技术,由于可实现工艺简化、原材料成本降低及特殊显微结构设计和获得特殊性能而受到越来越多的关注^[14]。另外,采用原位合成技术制备颗粒增强复合材料,增强相颗粒原位生成,避免了外来杂质对界面的污染,增强了界面结合力,使得复合材料的性能更稳定。目前,对 TiB₂-Al₂O₃ 复合陶瓷相在不同基体中作为增强相的研究较为广泛。原位生成 Al₂O₃ 和 TiB₂ 陶瓷相,由于 TiB₂ 与 Al₂O₃ 的热膨胀系数相当,其化学相容性以及物理匹配性好^[15],而且在 Al₂O₃ 陶瓷中加入 TiB₂ 后可抑制 Al₂O₃ 晶粒的生长。增强相颗粒细小及弥散分布可使材料的强度提高;分散的 TiB₂ 粒子可以阻碍裂纹的扩展,对断裂韧性的提高也有一定的作用。如应用于刀具材料,提高了其耐磨性及断裂韧性^[16-17]。ZHAO 等^[18]通过原位合成 TiB₂ 和 Al₂O₃ 增强相制备了(TiB₂+Al₂O₃)/Al-Cu 复合材料,研究了材料的组织结构及力学性能;增强体与基体之间的界面干净,无污染,抗拉强度和硬度提高,增强效果优于相同含量单相陶瓷增强的 Al-Cu 复合材料的。

本文作者利用 Al-Ni 及 Al-B₂O₃-TiO₂ 粉末之间的放热反应制备(TiB₂-Al₂O₃)/NiAl 复合材料,对其进行物相分析和微观组织观察,着重分析反应及凝固过程中原位合成 TiB₂-Al₂O₃ 复合陶瓷相的晶体结构与其生长形态的关系。

1 实验

实验采用原位合成技术制备(TiB₂-Al₂O₃)/NiAl 复合材料。原料粉末为 Ni 粉(99.9%, 50 μm)、Al 粉(99.9%, 75 μm)、B₂O₃(98%, 75 μm)和 TiO₂(98%, 45 μm)。Ni 和 Al 粉按照摩尔比 1:1 进行配比。为比较不同实验方法和工艺条件下所得材料的相组成及组织形态,分析其形成过程及影响因素,在 Ni 与 Al 摩尔比为 1:1 的配料中,加入 10%~30%(质量分数)的 Al-TiO₂-B₂O₃,制备金属间化合物及陶瓷的复合材料。粉末之间的化学反应式如下:



将称量的粉末在三维混合机上干混 6 h,使粉末均匀混合。取混合粉末装入钢制模具中,单向加压成型,得到圆柱形粉末压坯,尺寸为 $d 20 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$,坯体密度约为理论密度的 65%。然后将粉末压坯放入反应器并在电阻炉中 300 °C 预热 30 min,采用通电钨丝点燃结合镁粉助燃引发粉末之间的放热反应,反应示意图如图 1 所示。

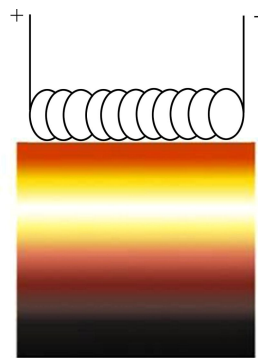


图1 通电钨丝引发自蔓延反应示意图

Fig. 1 Schematic diagram of SHS reaction initiated by electrifying tungsten wire

对 Ni-Al 摩尔比为 1:1 的试样,其反应波稳态蔓延,速度约 25 mm/s,随 Al-TiO₂-B₂O₃ 添加量的增加,点火延迟时间延长,但一旦反应被引发,反应波蔓延速度加快,当 Al-TiO₂-B₂O₃ 含量增加到 30%时,反应波速度达到 40 mm/s,反应的整个过程由平缓变得比较剧烈。反应后试样随模缓冷。实验过程均在空气中进行,无惰性气体气氛保护。

采用 D/MAX2500PC 型 X 射线衍射仪(Cu 靶, $\lambda=0.154\ 056\ \text{nm}$)分析反应合成样品的物相组成;在 KYKY-2800B 型扫描电镜下观察样品的孔洞结构及孔壁的微观组织形貌、晶粒形态和分布等;采用 JXA-8230 型电子探针观察元素分布,分析反应过程及组织形态演变机理。

2 结果与分析

2.1 (TiB₂-Al₂O₃)/NiAl 的物相组成

在 Ni+Al 混合粉末中,加入 10%~30%(质量分数)的 Al-TiO₂-B₂O₃,通电钨丝引发粉末之间的反应,获得 NiAl 基复合材料。图 2 所示为(Ni-Al)+(Al-TiO₂-B₂O₃)反应前的 XRD 谱。由图 2 可知,反应前的混合物粉末由 Ni、Al、TiO₂ 和 B₂O₃ 组成。

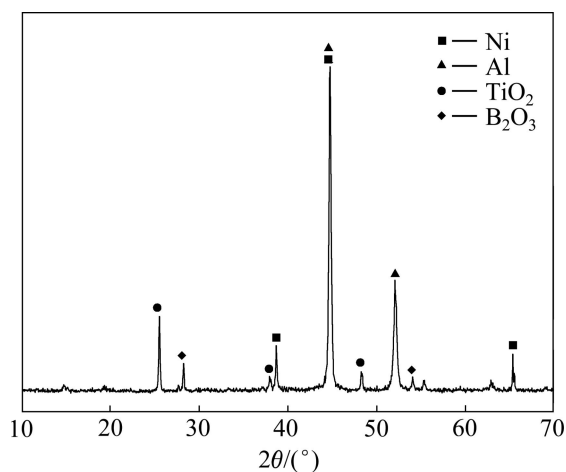


图 2 反应物粉末的 XRD 谱

Fig. 2 XRD pattern of reactants

图 3 所示为在 Ni-Al 粉末中加入不同质量分数的 Al-TiO₂-B₂O₃ 后反应产物的 XRD 谱。结果表明,在 Ni 与 Al 摩尔比为 1:1 的体系中加入按照化学反应式(1)配料的组分,反应产物中只有 NiAl、TiB₂ 和 Al₂O₃ 陶瓷相,说明反应按预期进行,反应充分、完全,获得所设计的物相;反应物中 Al-TiO₂-B₂O₃ 含量越高,生成的 TiB₂ 和 Al₂O₃ 陶瓷相越多。

2.2 (TiB₂-Al₂O₃)/NiAl 的组织结构

对添加不同陶瓷含量的试样进行镶嵌、打磨、抛光、腐蚀制成金相试样后,在扫描电镜下观察其组织,结果如图 4 所示。由图 4(a)和(b)可知,基体为深灰色

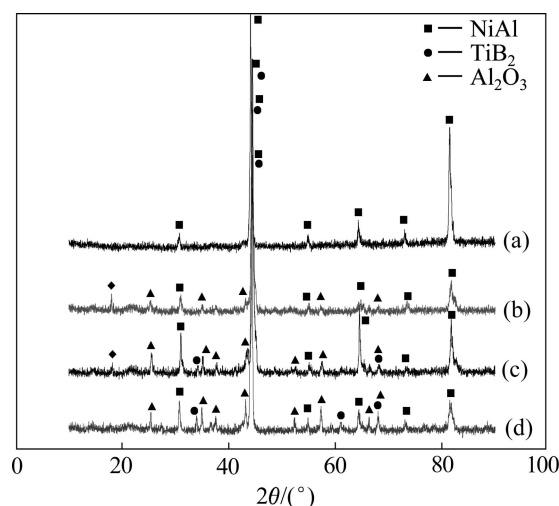


图 3 Ni-Al 粉末中加入不同含量的 Al-TiO₂-B₂O₃ 后反应产物的 XRD 谱

Fig. 3 XRD patterns of Ni-Al products with different mass fractions of Al-TiO₂-B₂O₃: (a) 0; (b) 10%; (c) 20%; (d) 30%

组织,但在基体上分布着灰白色的颗粒,形态多数呈立方或六边形,在局部区域出现聚集现象。而在灰白色颗粒周围出现近似黑色的组织,多数白色颗粒镶嵌在黑色组织上(见箭头指向位置)。随着反应物中 Al-TiO₂-B₂O₃ 含量的增加,白色颗粒的数量显著增加,并且更加细小,分布由聚集趋于均匀、弥散,在灰色基体中明显可见一种比例较高、形态不规则的黑色组织,如同白色颗粒周围的黑色组织一般,如图 4(c)和(d)所示。将图 4(a)中基体、白色颗粒及白色颗粒周围等典型区域测试显微硬度。结果表明:基体的硬度差别很大,深灰色部位的硬度较低,仅为 600~650 HV₁₀₀,基体中黑色部分的硬度高,达到 1 360~1 580 HV₁₀₀;白色颗粒的硬度最高,高达 2 700~3 200 HV₁₀₀,而在白色颗粒周围的黑色区域,硬度则在 1 400~1 500 HV₁₀₀ 之间,与基体中的黑色组织硬度接近。

对上述试样进行 EDS 成分分析,结果如图 5 所示。观察图 5(a)中 Spectrum1 处的基体可见灰色基体中有黑色相。结合 XRD 分析、显微硬度测试、EDS 分析结果,可以判断:图 5(a)和(b)中所示灰色基体由 NiAl 金属间化合物和 Al₂O₃ 陶瓷两相组成,深灰色相为 NiAl 金属间化合物,无晶界显示,而黑色相为 Al₂O₃,呈无规则形状;图 5(c)中白色规则颗粒皆为 TiB₂。TiB₂ 的形态种类较多,有类正六方体、类六棱柱体和棒条状,最小的比较完整的颗粒尺寸为 2~5 μm,主要镶嵌在无规则的 Al₂O₃ 相中,还有一些 TiB₂ 颗粒分布在 NiAl 基体上,尺寸为 5~10 μm。

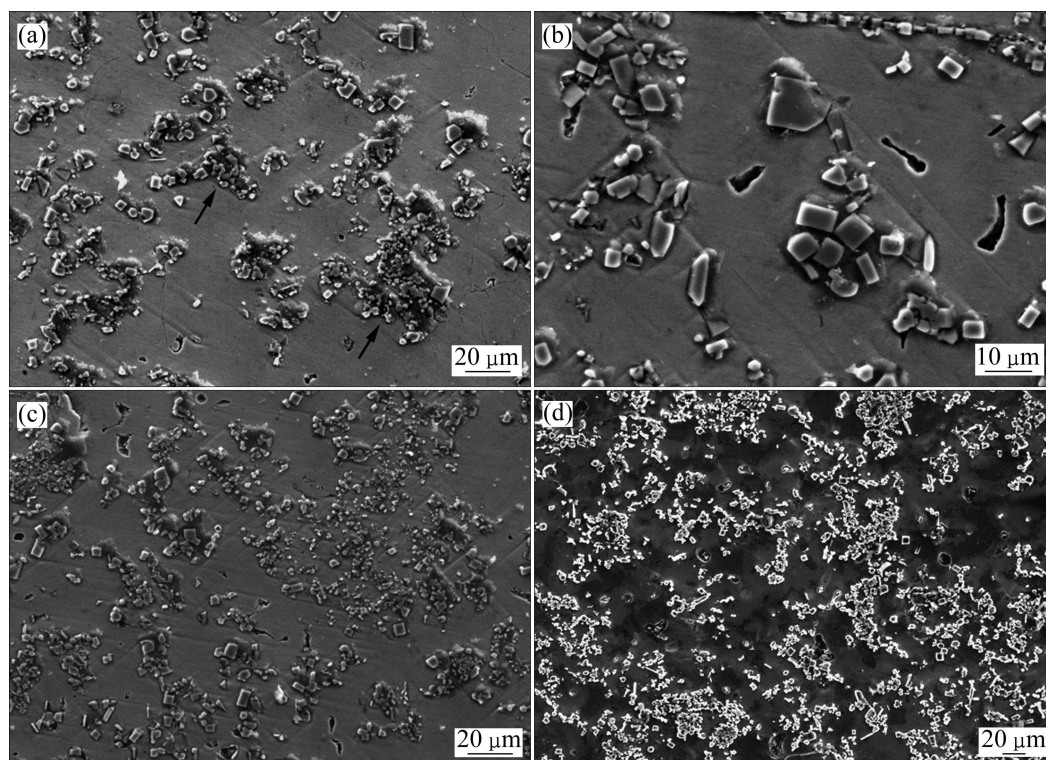


图 4 不同 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 含量的($\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$)/NiAl 的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of ($\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$)/NiAl with different mass fractions of $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$: (a), (b) 10%; (c) 20%; (d) 30%

2.3 ($\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$)/NiAl 典型组织的形成过程

2.3.1 簇状 TiB_2 及 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{+NiAl}$ 混合基体

在反应混合物中 Al 的颗粒较大, 为 $70\sim 230\ \mu\text{m}$, 但生成的 TiB_2 颗粒却很小, 大部分尺寸小于 $5\ \mu\text{m}$, 主要呈簇状镶嵌在 Al_2O_3 基体上, 由此推断 Al_2O_3 和 TiB_2 是相伴生长的。 TiB_2 团簇的尺寸为 $10\sim 20\ \mu\text{m}$, 远远小于 Al 颗粒的尺寸。

对于 Ni-Al 摩尔比为 1:1 的体系, 室温下引发反应, 体系的绝热温度 $T_{\text{ad}}=T_{\text{m,NiAl}}=1\ 911\ \text{K}^{[19]}$; 而对于 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 摩尔比为 10:3:3 的体系, 室温下引发反应, 反应的绝热温度 $T_{\text{ad}}=2\ 448\ \text{K}^{[20]}$ 。对试样 $300\ ^\circ\text{C}$ 预热, 根据文献[21]热力学数据计算混合体系 Ni-Al+ $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 的绝热温度, 随着 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 含量的增加, 体系绝热温度升高, 当 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 的质量分数由 10% 增加至 30% 时, 其 T_{ad} 由 $2\ 684\ \text{K}$ 升高至 $2\ 723\ \text{K}$, 介于 Al_2O_3 和 TiB_2 的熔点之间。

由于 Al 的熔点为 $660\ ^\circ\text{C}$, B_2O_3 的熔点为 $445\ ^\circ\text{C}$, 因此, 在反应过程中, B_2O_3 和 Al 首先熔化。熔化的 Al 一方面与液态 B_2O_3 相接触后, 另一方面扩散渗入 TiO_2 , 迅速置换出 B 和 Ti 元素, 并生成 Al_2O_3 , 与此同时熔化的 Al 与 Ni 反应形成 NiAl。因 NiAl 熔点为

$1\ 638\ ^\circ\text{C}$, 低于反应体系的绝热温度, 即反应生成的 NiAl 处于液态。Ti 和 B 元素在以 NiAl 为主的熔体内快速扩散, 结合生成 TiB_2 。冷却过程中, 随着 TiB_2 颗粒的长大和聚集, 将 Al_2O_3 推移到 TiB_2 颗粒边界, 并与邻近的 Al_2O_3 连接在一起生长。随着反应的进行, NiAl 熔体以及陶瓷相 Al_2O_3 和 TiB_2 增多, 部分被 Al 置换出的 Ti 与 B 可能在以 NiAl 为主的熔体内远程扩散, 相遇结合成为 TiB_2 , 通过形核、长大成为基体中分布相对均匀的 TiB_2 颗粒, 由于聚集长大的时间短, 因而这类 TiB_2 颗粒尺寸较小, 分布又较均匀, 而此时置换反应生成的 Al_2O_3 也将漂移到以 NiAl 为主的反应的熔体内, 冷却到 NiAl 凝固点时, 大部分 NiAl 便以 Al_2O_3 为异质形核剂而形核, 并在 Al_2O_3 块间生长。由于 NiAl 和 Al_2O_3 两相润湿性良好, 因此, 共同成为复合材料的基体。此时明显可见, Al_2O_3 和 TiB_2 的形成显著细化了 NiAl 基体组织。

2.3.2 TiB_2 晶体的形态

TiB_2 晶体的形态种类较多, 有正六方体、六棱柱体和棒条状, 以正六面体和六棱柱体为主。 TiB_2 晶体为有序的拓扑立方 C32 结构, 晶格常数 $a=b=0.303\ \text{nm}$, $c=0.322\ \text{nm}^{[21-23]}$ 。单晶 TiB_2 有一种“小面化”的趋势,

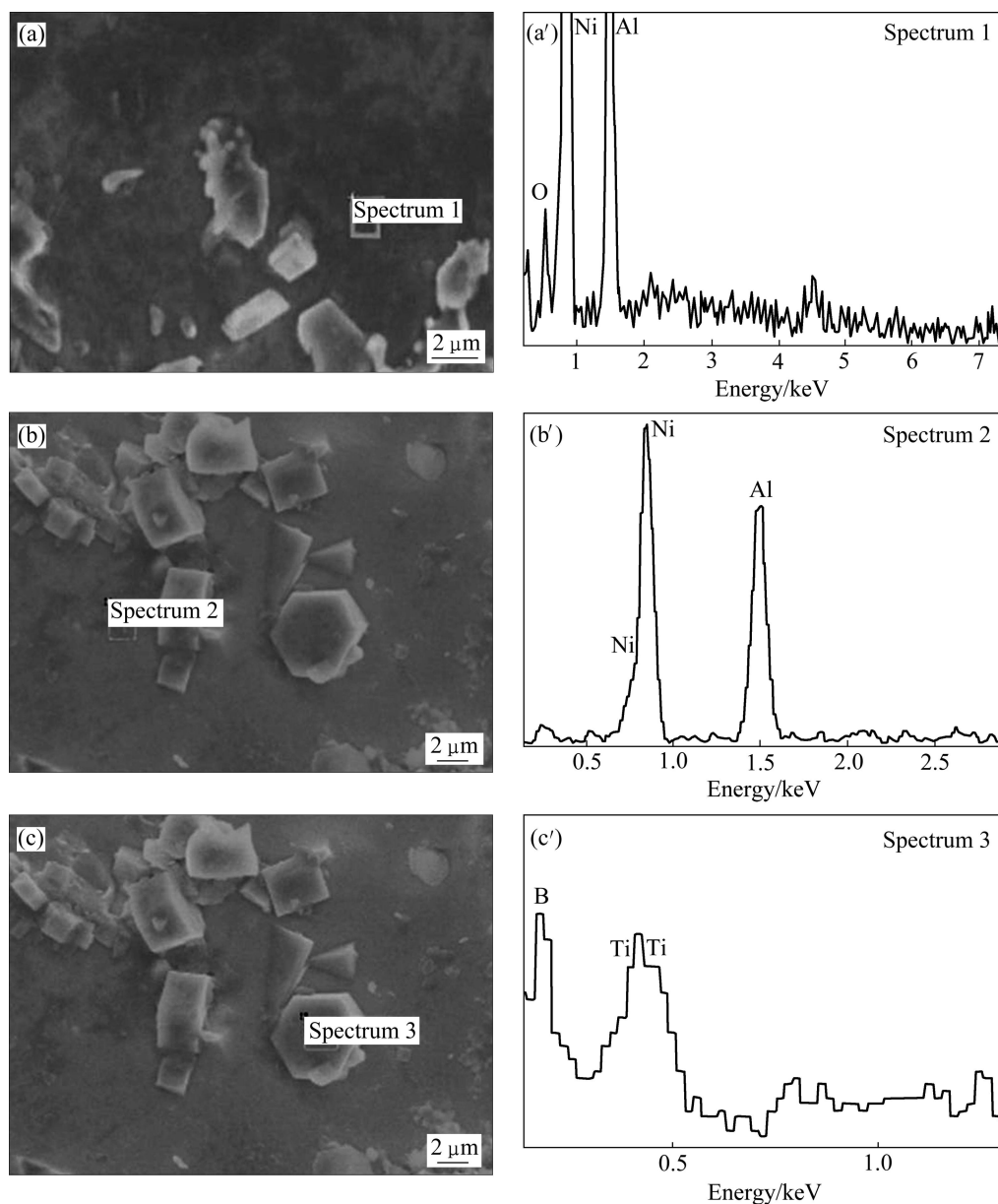


图 5 $\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3/\text{NiAl}$ 的微观组织和 EDS 分析

Fig. 5 Microstructures ((a), (b), (c)) and EDS analysis ((a'), (b'), (c')) of $(\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)/\text{NiAl}$: (a), (a'), (b), (b') Matrix of $\text{NiAl}+\text{Al}_2\text{O}_3$; (c), (c') TiB_2 particles

一般以正六方体、六棱柱体出现的机会较多。在正六面体颗粒中，一般 4 个侧面多为较密排的晶面 $\{0001\}$ 和 $\{0110\}$ 等低指数晶面。而六方棱柱体的侧面为 6 个 $\{0110\}$ 低指数面，因为较密排面为低能量晶面，因而在 TiB_2 从 NiAl 液体中析出时，先结晶的密排面将优先长大，而长成“小面化”外表面的单晶 TiB_2 颗粒。在冷却速度相同时， TiB_2 颗粒的尺寸、形态与生长空间和 Ti、B 源是否充分有关。为了更加直观地观察 TiB_2 的形态、尺寸，将添加 30% 的 $\text{Al-TiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ 粉末反应

物料松散堆积，用等离子引发反应。反应后合成的 $(\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)/\text{NiAl}$ 材料呈多孔状。图 6 所示为 $(\text{TiB}_2\text{-Al}_2\text{O}_3)/\text{NiAl}$ 材料断口的微观形貌。从图 6 可以看出，存在大量细小的呈正六方体形态的 TiB_2 颗粒，尺寸在 $0.5\sim 1.0\ \mu\text{m}$ 之间。在反应物料松散堆积接触时，被 Al 置换出的 Ti、B 原子接触不充分，反应产物 NiAl 熔体不连续，Ti、B 原子长程扩散困难，因而相近邻的 Ti、B 原子结合成为 TiB_2 ，生长为细小的立方颗粒并分散分布。

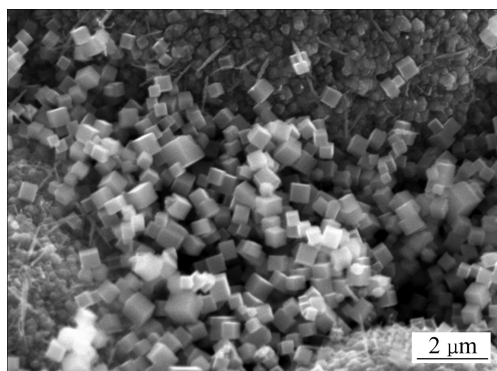


图 6 添加 30% Al-TiO₂-B₂O₃ (TiB₂-Al₂O₃)/NiAl 的微观形貌

Fig. 6 Micrograph of (TiB₂-Al₂O₃)/NiAl prepared with 30% Al-TiO₂-B₂O₃

3 结论

1) 通过 Ni、Al、TiO₂ 和 B₂O₃ 粉末之间的化学反应原位合成了(TiB₂-Al₂O₃)陶瓷相增强的 NiAl 基复合材料。反应产物物相组成为 NiAl、TiB₂ 和 Al₂O₃ 相。

2) (TiB₂-Al₂O₃)/NiAl 复合材料的基体由连续的浅灰色 NiAl 相和无规则黑灰色块状 Al₂O₃ 相组成, TiB₂ 相为白色颗粒状, 尺寸为 2~5 μm, 呈簇状镶嵌在 Al₂O₃ 中, 少量 TiB₂ 颗粒分布在 NiAl 基体上。

3) TiB₂ 的晶体结构、所处 NiAl 熔体环境以及极快的冷却速度使得 TiB₂ 呈规则、细小颗粒状。添加 Al-TiO₂-B₂O₃ 后体系反应温度升高, 在颗粒间隙处的 Al₂O₃ 晶须充分生长。

REFERENCES

- [1] OZDEMIR O, ZEY TIN S, BINDAL C. A study on NiAl produced by pressure-assisted combustion synthesis[J]. Vacuum, 2010, 84: 430-437.
- [2] YE H C L, SU S H, CHANG H Y. Effects of TiC addition on combustion synthesis of NiAl in SHS mode[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 398: 85-93.
- [3] MOSHKARSAR M M, MIRZAEI M. Formation of NiAl intermetallic by gradual and explosive exothermic reaction mechanism during ball milling[J]. Intermetallics, 2004, 12: 1361-1366.
- [4] ZHOU J, GUO J T. Effect of Ag alloying on microstructure, mechanical and electrical properties of NiAl intermetallic compound[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 339: 166-174.

- [5] JOHNSON D R, CHEN X F, OLIVER B F, NOEBE R D, WHITTENBERGER J D. Processing and mechanical properties of in-situ composites from the NiAl-Cr and the NiAl-(Cr,Mo) eutectic systems[J]. Intermetallics, 1995, 3(2): 99-113.
- [6] 郭建亭, 袁超, 侯介山. 稀土元素在 NiAl 合金中的作用[J]. 金属学报, 2008, 44(5): 513-520.
GUO Jian-ting, YUAN Chao, HOU Jie-shan. Effects of rare earth elements on NiAl-based alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2008, 44(5): 513-520.
- [7] CHANG S T, TUN W H, YOU H C, LIN I C. Effect of surface grinding on the strength of NiAl and Al₂O₃/NiAl composites[J]. Materials Chemistry and Physics, 1999, 59: 220-224.
- [8] TORRES R D, REIMANIS I E, MOORE J J, MUSTOE G G W. Reaction steps in the combustion synthesis of NiAl/TiB₂ composites[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2000, 31B: 433-438.
- [9] HAWK J A, ALMAN D E. Abrasive wear behavior of NiAl and NiAl-TiB₂ composites[J]. Wear, 1999, 225/229: 544-556.
- [10] CHEN Y, WANG H M. Microstructure and wear resistance of a laser clad TiC reinforced nickel aluminides matrix composite coating[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 368: 80-87.
- [11] MICHALSK A, JAROSZEWICZ J, ROSIŃSKI M, SIEMIASZKO D. NiAl-Al₂O₃ composites produced by pulse plasma sintering with the participation of the SHS reaction[J]. Intermetallics, 2006, 14: 603-606.
- [12] PENG L M, WANG J H, LI H, GONG M. Microstructure and mechanical behavior of Ni₃Al₂-Al₂O₃ in situ composites by pre-oxidation followed by hot-pressed reactive sintering[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 425: 339-345.
- [13] ÇAMURLUA H E, MAGLIA F. Self-propagating high-temperature synthesis of ZrB₂ or TiB₂ reinforced Ni-Al composite powder[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 478: 721-725.
- [14] 张国军, 金宗哲, 岳雪梅. 材料的原位合成技术[J]. 材料导报, 1997, 11(1): 1-4.
ZHANG Guo-jun, JIN Zong-zhe, YUE Xue-mei. Technology for materials synthesis[J]. Materials Review, 1997, 11(1): 1-4.
- [15] LIU J, OWNBY P D. Enhanced mechanical properties of alumina by dispersed titanium diboride particulate inclusions[J]. Journal of American Ceram Society, 1991, 74(1): 241-243.
- [16] GU M, HUANG C, XIAO S, LIU H. Improvements in mechanical properties of TiB₂ ceramics tool materials by the dispersion of Al₂O₃ particles[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 486: 167-170.
- [17] DENG J, CAO T, LIU L. Self-lubricating behaviors of Al₂O₃/TiB₂ ceramic tools in dry high-speed machining of hardened steel[J]. Journal of the European Ceramic Society,

- 2005, 25: 1073–1079.
- [18] ZHAO D G, LIU X F, PAN Y C, BIAN X F, LIU X J. Microstructure and mechanical properties of in situ synthesized ($\text{TiB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$)/Al-Cu composites[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 189: 237–241.
- [19] ZHU P, LI J C M, LIU C T. Adiabatic temperature of combustion synthesis of Al-Ni systems[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 357(1/2): 248–257.
- [20] MEYERS M A, OLEVSKY E A, MA J, JAMET M. Combustion synthesis/ densification of an Al_2O_3 - TiB_2 composite[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 311: 83–99.
- [21] KRENDELSBERGER R, SOUTO M F, SYTCHEV J, BESENHARD J O, FAFILEK G, KRONBERGER H, NAUER G E. Texture effects in TiB_2 coatings electrodeposited from a NaCl-KCl- K_2TiF_6 -NaF- NaBF_4 melt at 700 °C[J]. Journal of Mining and Metallurgy, 2003, 39(1/2)B: 269–274.
- [22] WANG R M, TAO C H, LI C Z, YAN M G. A new phase in TiB_2 -reinforced Ni-Al-Fe matrix composite[J]. Journal of Materials Science, 1998, 33: 1183–1187.
- [23] WIEDEMANN R, OETTEL H, JERENZA M. Structure of deposited and annealed TiB_2 layers[J]. Surface and Coatings Technology, 1997, 97: 313–321.

(编辑 龙怀中)