

TiN 对 Sialon 陶瓷结构和性能的影响

Effects of TiN on Microstructure and Properties of Sialon Ceramics

杨 建, 薛向欣, 谢 朋, 董志远, 王文忠 (东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110006)

YANG Jian, XUE Xiang-xin, XIE Peng, DONG Zhi-yuan, WANG Wen-zhong
(School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110006, China)

摘要: 系统地评述了 TiN 第二相的引入对 Sialon 陶瓷结构和各种性能的影响。研究表明 TiN 是十分有价值的 Sialon 陶瓷的结合剂。与传统工艺相比, 通过原位复合技术制备的原位 TiN/Sialon 显示出更加优化的显微结构和更加优异的性能, 具有十分广阔的应用前景。

关键词: Sialon; TiN/Sialon; TiN/O-Sialon; 原位反应; 显微结构; 性能

中图分类号: TQ174.75 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381 (2002) 01-0044-05

Abstract: Effects of the incorporation of TiN as second phase on microstructure and various properties of Sialon ceramics were reviewed systematically based on the research results having been obtained. It was indicated that TiN is a valuable reinforcement for Sialon ceramics. Comparing with conventional process, in situ TiN/Sialon prepared by in situ composition shows more optimistic microstructure and more excellent properties, having extensive prospect in application and research.

Key words: Sialon; TiN/Sialon; TiN/O-Sialon; in situ reaction; microstructure; properties

Sialon 陶瓷具有出色的力学性能、热物理性能和化学稳定性, 被认为是最有希望的工程陶瓷, 已成为工程陶瓷研究的热点^[1,2]。为适应高技术发展日益苛刻的需求, 复相陶瓷已成为陶瓷材料发展的主要方向之一^[3,4]。人们对复相 Sialon 陶瓷也进行了大量的研究。研究人员根据 Si-Al-O-N 系及相关相平衡或外加第二相, 利用晶须 (纤维) 补强、相变增韧、颗粒弥散强化等原理, 开发出了许多综合性能优异的复相 Sialon 陶瓷^[5]。而以第二相颗粒弥散于陶瓷主相来组成复相陶瓷是陶瓷材料强化与增韧较易实现的途径之一^[4]。

近年来, 人们开始将 TiN 作为第二相颗粒引入到 Sialon 陶瓷当中。TiN 熔点为 2950, 莫氏硬度为 9, 显微硬度为 21GPa。TiN 具有良好的传热性能和导电性能, 随温度升高导电性降低, 表现为金属性质^[6]。热力学计算表明: TiN 与大部分重要的工程陶瓷都有很好的相容性^[7]。将 TiN 引入到 Sialon 基体中, 一方面可利用 TiN 的高熔点、高硬度和出色的刚性来起到独特的增强增韧效果; 另一方面则是考虑到 Sialon 陶瓷硬度高, 难于加工成复杂形状, 使其应用受到一定程度的限制。利用 TiN 的高导电性可以改善 Sialon 陶瓷的导电能力, 以便能够采用经济有效的放电加工技术 (EDM) 进行加工^[8-12]。

目前研究人员已成功地制备出了 TiN/O-Sialon, TiN/O-Sialon, 并对其结构和性能进行了一些研究。

本工作将总结已有的研究成果, 就 TiN 的引入对 Sialon 陶瓷结构和各种性能的影响进行系统的评述。

1 TiN 复合 Sialon 陶瓷的显微结构

TiN 对 Si₃N₄ 基陶瓷材料的增韧补强程度和材料的可靠性主要取决于材料的显微结构, 即基体和第二相晶粒的大小、形貌、分布及基体和第二相之间可能的相互作用^[13]。而这又与材料的制备方法密切相关。TiN/Sialon 的制备方法可主要划分为两类: 一类是传统的制备工艺, 即将 TiN 增强相颗粒与基体的原料粉末机械混合后压型烧结, 该工艺存在很多弊端; 另一类是近几年引起广泛注意的原位合成技术, 即将 TiN 增强相的原料 (主要是 TiO₂ 或 Ti 的醇盐) 与 Sialon 基相原料粉末混合, 利用烧结过程中发生的原位反应生成 TiN 增强相。原位合成相对于传统方法具有许多优越性, 因而研究人员对其兴趣浓厚。

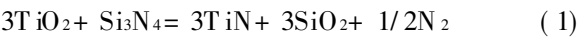
Wang^[13]和 Kishi 等^[14]以 Si₃N₄ 粉、铝及钛的醇盐为原料, 谢朋等^[15]以 Si₃N₄, SiO₂, Al₂O₃ 和 TiO₂ 粉为原料分别合成出了原位 TiN/O-Sialon 和原位 TiN/O-Sialon。由于是在基体中经反应-成核-生长而成, 原位生成的 TiN 颗粒细小。对于原料中 TiO₂ 颗粒或醇盐水解得到的 TiO₂ 颗粒细小的情况, 生成的 TiN 颗粒的粒度基本不变; 当 TiO₂ 颗粒尺寸大到超过某一临界值时, 在氮化过程中的体积变化会使 TiO₂

颗粒内部产生很大的应力,进而破裂成碎片,氮化得到的TiN颗粒的尺寸远小于初始的TiO₂颗粒,甚至可以达到纳米级^[13,16,17]。可见原位合成技术对实现纳米级颗粒的弥散具有很大作用。

原位生成的TiN分布均匀,且多在晶界处,这与TiN颗粒尺寸细小有关。据Brook的理论,TiN颗粒分布在晶界处还是分布在Sialon晶粒内,主要与TiN颗粒和晶界的最大允许迁移速率 V_p 、 V_b 并进而与TiN的粒度有关。TiN颗粒尺寸越小,其固定在晶界处的可能性越大。由于原位生成的TiN晶粒总体粒度细小,故主要呈现晶界分布,只有少量相对较粗的TiN晶粒(~200nm)分布在晶粒内^[13,17]。

在原位TiN/O-Sialon材料中观察到,TiN呈板块状,棱角分明,与O-Sialon晶粒直接结合,无氧化或污染现象。而且原位生成的TiN颗粒呈晶界分布,产生“钉扎”效应,在一定程度上抑制了基体O-Sialon晶粒的生长,使材料呈现细晶的显微结构。原位TiN/O-Sialon中的O-Sialon晶粒明显小于单相O-Sialon晶粒^[17]。

对于原位TiN/Sialon,TiN通常是以下述原位反应复合的:



这一原位合成过程会对TiN/Sialon复相材料的物相组成产生影响:生成SiO₂提供了SiO₂原位源,组成向富SiO₂侧移动,从而使材料中O-Sialon(Si₂N₂O)相的生成量增加^[9,13,14,18]。当以Y₂O₃为助烧剂时,随着TiO₂加入量的增加,部分原位产生的SiO₂也会溶入晶界相,使晶界相的组成也向相图的富SiO₂区移动,促进稳定的Y₂Si₂O₇晶界相的形成^[9]。

2 TiN 对 Sialon 陶瓷性能的影响

2.1 结构性能

谢朋^[17]制得的原位TiN/O-Sialon的体积密度为2.24~2.58g/cm³,显气孔率为15.1%~33.2%,线收缩率为1.07%~6.60%。由于TiO₂转变为TiN的过程一方面会产生较大的体积收缩,且随着TiO₂加入量的增加,体积收缩增大,线收缩率也增大;同时还产生气体,TiO₂加入量越多,产生的气体量就越多,显气孔率也就越大。材料的体积密度受上述两个因素的共同影响。烧成温度较高时,体积收缩的影响较大;烧成温度较低时,气体不易排出,气孔率增大的影响占优。综合作用的结果,随TiO₂加入量的增加,体积密度略有升高。

2.2 力学性能

将TiN引入到Sialon基体中,利用TiN的高熔

点和高硬度以及TiN与Sialon基体热膨胀系数的差异,通过微裂纹增韧等机理,可以对Sialon陶瓷起到很好的补强增韧效果。对于原位TiN/Sialon,由于上述原位合成在显微结构等各方面的优越性,TiN的增强增韧效果会更加显著。

以Sm₂O₃为添加剂原位合成的TiN/O-Sialon材料的洛氏硬度和抗压强度均明显高于相同条件下制备的ZrO₂/O-Sialon和O-Sialon材料,其中洛氏硬度高达89.1,高于纯度为97%氧化铝瓷的洛氏硬度(85.5);抗压强度高达490MPa,远大于致密耐火材料制品对抗压强度的要求(50~100MPa)。而且随原料中TiO₂加入量即相应地材料中TiN含量的增加,材料的硬度和强度均逐渐增大^[17]。TiN的引入弥补了在Sialon家族中抗氧化性最佳的O-Sialon强度和硬度较差的不足,提高了O-Sialon的综合性能。

日立金属添加50wt%TiN经常压烧结制备的TiN/-Sialon的断裂强度为878MPa,维氏硬度为14.4,断裂韧性5MPa·m^{1/2},杨氏模量329GPa^[19]。

表1^[14]为由不同原料制得的原位TiN/-Sialon和-Sialon材料的物相和力学性能。由表1可见,原位TiN/Sialon的硬度和断裂韧性均优于-Sialon,这与前面的分析一致。仅是强度低于-Sialon,这考虑是由于在空气中热处理后TiN氧化成TiO₂,使试样表面粗化所致。但用Ti(Oi-Pr)₄的烧结体的强度要高于用TiO₂的烧结体,这是由于醇盐水解产生的TiO₂初始颗粒更加细小,相应经原位反应得到的TiN增强颗粒也更加细小,从而使烧结体的显微结构更细、更均匀。

表 1 由不同原料制得的原位 TiN/ -Sialon 和 -Sialon 材料的物相和力学性能^[14]

Table 1 Phases and mechanical properties of in situ TiN/ -Sialon and -Sialon prepared by different starting materials^[14]

原料	物相	断裂强度 /MPa	Hv/ GPa	K_{IC} /MPa·m ^{1/2}
Si ₃ N ₄ + Al (Oi-Pr) ₃	+ O	1480	16	3.3
Si ₃ N ₄ + Al (Oi-Pr) ₃ + TiO ₂	+ O + X+ TiN	740	17	3.7
Si ₃ N ₄ + Al (Oi-Pr) ₃ + Ti (Oi-Pr) ₄	+ O + TiN	890	17	3.7

2.3 化学稳定性

2.3.1 抗氧化性

Sialon陶瓷作为一种Si基陶瓷材料,在高温下表面会形成非常致密的SiO₂或莫来石膜,因而具有优

异的抗氧化性。其中 O-Sialon 由于是基于 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 的结构, 其抗氧化性更佳。引入 TiN 后, 材料的抗氧化性能主要取决于表面氧化层的保护性, 受氧化温度、材料 TiN 含量和气孔率等因素的影响。研究表明, TiN/O-Sialon 复相材料在空气中的氧化包括 TiN 的氧化和 O-Sialon 的氧化两部分, 分别于 600 左右和 1000 左右开始进行。当在 600~1000 进行氧化时, TiN 发生反应氧化成 TiO_2 。时间足够长, 则 TiN 充分氧化, 原来的原位 TiN/O-Sialon 材料转变成新的原位 TiO_2 /O-Sialon 材料。在 1000~1200 氧化时, TiN 和 O-Sialon 均发生氧化, 氧化产物为 TiO_2 , SiO_2 和 Al_2O_3 。当氧化温度为 1200~1320 时, 对气孔率较低 (< 30%) 且 TiN 含量也较低 (TiO_2 加入量 < 30wt%) 的 TiN/O-Sialon 材料, 由于内部的金属离子或杂质扩散并富集于表面生成低熔点硅酸盐相, 当温度升至一定程度时, 即在材料表面形成硅酸盐熔融层, 使气孔被封闭。这一致密的保护膜形成后, 氧化过程受氧原子通过“保护膜”的扩散控制, 氧化阻力较大, 氧化速率显著降低, 发生惰性氧化, 氧化过程遵循抛物线方程:

$$(\Delta m/s)^2 = Kt + A \quad (2)$$

式中, $\Delta m/s$ 为试样单位面积的增重; K 为反应速度常数; t 为氧化时间; A 为常数^[17]。若氧化温度没有达到足够高, 将无法形成硅酸盐熔融层, 即“保护膜”。而对于气孔率较高 (> 30%) 的材料, 若 TiN 含量较低 (TiO_2 加入量 < 30wt%), 则由于相应的氧化层气孔率较高, 氧化层不具有保护性, 氧原子很容易通过气孔到达反应界面, 所以氧化过程受界面化学反应控制, 遵循直线规律:

$$\Delta m/s = Kt + A \quad (3)$$

式中, 各符号意义同式 (2)。但若 TiN 含量较高, 则在氧化前期由于氧化产生的大量 TiO_2 与铝硅酸盐作用, 生成低熔点液相覆盖在材料表面形成“保护膜”, 使氧化呈现抛物线规律。但随着氧化过程的进行, 保护膜内开始出现大量气泡, 且随着氧化层的增厚, 氧化层与基体密度和热膨胀系数的差异将导致氧化层出现裂缝。气泡和裂缝的存在使材料逐渐过渡为按直线规律氧化, 从而整个氧化过程呈现抛物线—直线规律。

图 1 为气孔率相同 (均为 30% 左右) TiO_2 加入量不同的 TiN/O-Sialon 在 1320 氧化的恒温热重曲线。由图 1 可见, 随 TiO_2 加入量即 TiN 含量的增加, 材料的抗氧化性下降, TiN 的引入使 O-Sialon 的抗氧化性有所削弱。由于材料气孔率较高, 所以当 TiO_2 加入量为 10wt% 和 20wt% 时, 氧化遵循直线规律 (3); 当 TiO_2 加入量达到 30wt% 时, 材料按抛物线—

直线规律氧化。

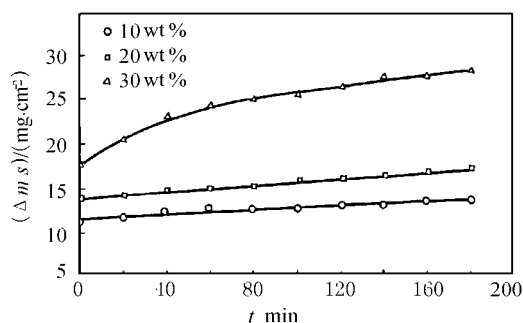


图 1 不同 TiO_2 加入量的原位 TiN/O-Sialon 的热重曲线^[17]

Fig. 1 TGA curves of in situ TiN/O-Sialon with different TiO_2 contents in starting materials^[17]

2.3.2 抗渣侵蚀性^[17]

谢朋模拟高 FeO 的高炉软融带渣, 采用静态熔滴法研究了原位 TiN/O-Sialon 材料的抗渣侵蚀性能。炉渣对 TiN/O-Sialon 的侵蚀主要通过熔渣成分与材料发生化学反应和熔渣成分 (主要是 Fe^{2+}) 向材料中的扩散和渗透来进行。材料中的 TiN 与 O-Sialon 分别与渣中的 FeO 发生反应, 反应产物 TiO_2 和 SiO_2 进入熔渣中并同渣中的其它成分生成高熔点相 (如钙钛矿等); 同时由于熔渣的作用, 材料的结构变得松散, 晶粒分离, 高熔点的 TiN 会部分溶入熔渣当中。这些都使熔渣的粘度增大, 流动性降低, 从而抑制了渣的进一步侵入, 使材料表现出较好的抗渣侵蚀性能。材料被侵蚀后由外向内明显分为三层: 渣带、渗透带和未变带。随材料中 TiN 含量的增大, 渣带和渗透带变窄, 蚀损深度降低, 侵蚀程度明显减轻。在相同侵蚀条件下, TiN/O-Sialon 的抗渣侵蚀性 (蚀损深度和 Fe^{2+} 的渗透深度两项指标) 优于 ZrO_2 /O-Sialon 和 O-Sialon, 蚀损深度虽然比铝碳砖大, 但 Fe^{2+} 在其中的渗透深度却要远小于铝碳砖。可见, TiN 的引入可显著提高 O-Sialon 的抗渣侵蚀性。

2.4 热物理性能

热扩散率是表征物体在加热或冷却过程中各部分温度趋于均衡的能力的综合参数。在相同的外部加热或冷却条件下, 材料的热扩散率越高, 则材料内部温度的传播速度越大, 各点的温差就越小。从 100 到 1100, 原位 TiN/O-Sialon 和 O-Sialon 的热扩散率均逐渐降低, 600 以后趋于稳定, 但前者的数值要小于后者, 说明加入 TiN 使材料的热扩散率减小^[17]。

图 2 是 TiN/O-Sialon 材料平均线膨胀系数与原料中 TiO_2 加入量的关系。由图 2 可见, 向 O-Sialon 中引入 TiN 后, 材料的热膨胀系数均有不同程度的增大。随 TiO_2 加入量的增加, 热膨胀系数由增大变为减

小, 在添加 20wt% TiO₂ 时达到最大。这主要是由于 TiO₂ 加入量的增加使材料的气孔率增大, 当气孔率达到一定程度时, 对热膨胀系数产生了较大的影响, 当温度升高, 质点振幅加大, 质点间距增加时, 膨胀部分被结构内部的空隙所吸收, 从而使整个材料宏观的膨胀量降低^[17]。

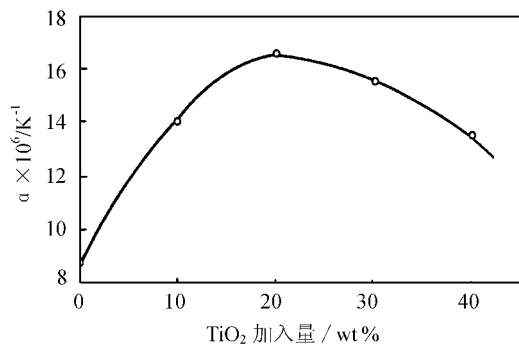


图2 原位 TiN/O-Sialon 的平均线膨胀系数与原料中 TiO₂ 加入量的关系^[17]

Fig. 2 Dependence of average linear thermal expansion coefficient () on TiO₂ contents in starting materials for in situ TiN/O-Sialon^[17]

2.5 电性能

Sialon 陶瓷电导率低, 无法满足放电加工技术所要求的 $100 \cdot \text{cm}^{-2[9]}$ 。TiN 具有优异的导电性, 电阻率仅为 $0.25 \times 10^{-4} \cdot \text{cm}^{[20]}$, 引入 TiN 可望大大提高 Sialon 陶瓷的导电性能。在以导电性粒子为第二相来改善基体导电性的复相陶瓷中, 导电性粒子在绝缘性基体中的分布有两种状态: 分散状态和网络状态。对应这两种分布状态的复相材料的电阻率可分别由下述两式近似表示:

$$c = m \frac{1 - V_d}{1 + 2V_d} \quad (m \gg d) \quad (4)$$

$$c = \frac{3d}{V_d} \quad (5)$$

式中 c , m , d 分别为复相材料、基相、导电相粒子的电阻率; V_d 是导电相粒子的体积百分率^[21]。

据渗流理论, 复相材料电阻率随掺入的导电相含量变化时, 导电相含量存在一个临界值 V_c 。当导电相含量小于此值时, 复相材料为绝缘体; 而在临界点时, 电阻率发生突变; 大于此值时, 导电相在复相材料中贯通而联结成网络导电, 电阻率将急剧降低^[22]。

图3是 TiN/O-Sialon 复相材料的常温电阻率与 TiN 含量的关系。图中两条虚线是假定 TiN 在 O-Sialon 基体中的分布分别为分散状态和网络状态时, 根据 (4) 式和 (5) 式得到的材料电阻率的计算值。由图3可见, 随着 TiN 含量的增加, 实测的 TiN/O-Sialon 的电阻率由分散状态计算值急剧向网络状态

计算值接近, 说明 TiN 的分布由分散状态逐渐变为网络状态。整个变化过程可分为三个阶段: AB 段 TiN 含量较少, 难以形成导电网络, 呈分散分布, 故材料的电阻率较高且接近于分散状态的计算值, 随 TiN 含量的增加电阻率降低很小; BC 段材料的电阻率急剧降低, 发生突变, 说明随着 TiN 含量的增加, 基体内逐渐开始形成 TiN 导电网络。这里似乎并不存在前述的 TiN 含量的临界值, 而是存在一个 5vol% ~ 10vol% 的区间, 但这仍远远小于采用传统工艺制备的其它含 TiN 复相材料的临界值 (20vol% ~ 30vol%), 所以 BC 段实际上是一个分散分布与网络分布共存的过渡阶段; CD 段电阻率随 TiN 含量的增加缓慢降低, 逐渐接近网络状态的计算值, 此时 TiN 已基本形成了相互联结的导电网络, TiN 含量趋近于联结成连续网络的饱和含量, 再增加 TiN 含量对材料电阻率的影响不大^[17, 22]。从图中可以看出, CD 段的 TiN/O-Sialon 材料的电阻率已能满足放电加工的需要。

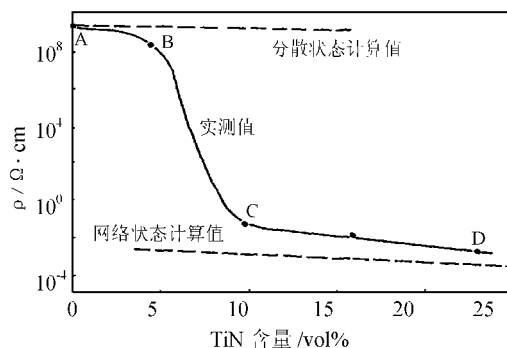


图3 TiN/O-Sialon 复相材料的常温电阻率与 TiN 含量的关系^[17]

Fig. 3 Dependence of room-temperature electric resistivity on TiN contents for TiN/O-Sialon composites^[17]

在低于室温时, TiN 含量超过临界区间的 TiN/O-Sialon 材料的电阻率随环境温度的降低而降低, 具有正的温度系数, 表现出金属性质。这是因为当导电网络形成之后, 复相材料的体积电阻取决于 TiN 粒子本身及 TiN 粒子间界面的导电性能。而对于 TiN 含量处于临界区间的材料, 由于复相材料的体积电阻主要取决于尚未完全形成连续导电网络的一定数量的 TiN 粒子与基相 O-Sialon 晶粒之间相界面的导电性能, 而这种相界面的电势垒要远高于 TiN 粒界的电势垒, 温度的降低不足以克服势垒而对导电性能产生影响, 故环境温度降低时电阻率不发生变化^[17]。

对 TiN 含量处于及大于临界区间值的 TiN/O-Sialon 材料, 在高于室温 (298 ~ 673K) 范围内, 电阻率均随环境温度升高而降低, 并在升至某一温度时,

发生突变而急剧降低, 表现为半导体的本征导电性, 如图 4 所示。这一现象对材料的放电加工非常有利。由图 4 可见, 随材料中 TiN 含量的增加, 突变温度降低。环境温度升高时, 尽管 TiN 中准自由电子的定向迁移受阻, 准自由电子的导电作用减弱, 但据能带理论, 因 TiN 为间隙化合物, 间隙粒子缺陷在能带间隙内形成受主能级, 在价带顶部产生空穴, 通过热激活极易放出空穴而参与导电, 故电阻率仍逐渐降低。TiN 含量越高, 这种空穴导电作用越强, 相应电阻率就越低^[17]。

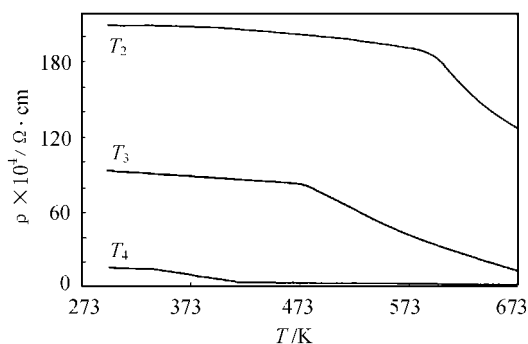


图 4 TiN/O-Sialon 复相材料在高温条件下的电阻率^[17]

Fig. 4 Electric resistivity of TiN/O-Sialon composites at temperature range from 298K to 673K^[17]

目前, Nakamura 等^[19]已合成出了可放电加工的含 50wt% TiN 的 TiN/ (-Sialon 复相材料, 并对其进行了放电加工研究。

3 结束语

由于 TiN 独特的物理化学性质, TiN 的引入对 Sialon 陶瓷的结构和各种性能都产生了不同程度的影响。其中, TiN 对 Sialon 陶瓷的强化增韧和改善导电性的效果十分显著, 使 Sialon 陶瓷的力学性能和导电性能大大提高。此外, TiN 的引入还使 Sialon 的抗渣侵蚀性能进一步提高。TiN 是很有价值的 Sialon 陶瓷的结合剂。TiN 引入的效果还与制备工艺密切相关。与传统工艺相比, 通过原位复合技术制备的原位 TiN/Sialon 复相材料显示出更加优化的显微结构和更加优异的性能等种种优势, 具有十分广阔的应用和研究前景。

参考文献

- [1] Jack K H. J Mater Sci, 1976, 11: 1135.
- [2] Ekstrom T, Nygren M. J Am Ceram Soc, 1992, 75 (2): 259.
- [3] 江亮, 郭景坤. 硅酸盐学报, 1991, 19 (3): 258.
- [4] 郭景坤. 硅酸盐通报, 1995, 14 (4): 18.
- [5] 杨建, 薛向欣, 王文忠. 陶瓷工程, 1999, 33 (5): 1.

- [6] 莫畏, 邓国珠, 罗方承编著. 钛冶金 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1998.
- [7] Kamiya K, Toko T, Bassho M. J Mater Sci, 1987, 22: 937.
- [8] Shij C J, Yang J M, Ezis A. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24 (12): 2419.
- [9] Lin W, Yang J M, Ting S J, et al. J Am Ceram Soc, 1992, 75 (11): 2945.
- [10] Lin W, Yang J M. J Eur Ceram Soc, 1994, 13 (1): 53.
- [11] Martin C, Cales D, Vivier P. Mater Sci Eng, 1989, A109: 351.
- [12] Bellosi A, Tampieri P, Liu Y Z. Mater Sci Eng, 1990, A127: 115.
- [13] Wang M C. J Mater Sci, 1995, 30: 3222.
- [14] Kishi K, Umabayashi S. J Ceram Soc Jpn, 1988, 96 (7): 725.
- [15] 谢朋, 薛向欣, 翟玉春等. 中国有色金属学报, 1998, 8 (S2): 80.
- [16] Ueno K, Inoue T, Sodeoka S, et al. J Ceram Soc Jpn, 1997, 105 (4): 304.
- [17] 谢朋. 东北大学博士学位论文, 1999.
- [18] Nakamura H, Umabayashi S, Kishi K, et al. Yogyo-Kyokai-Shi, 1985, 93 (4): 19.
- [19] Nakamura M, Kanayama K, Kanematsu W, et al. J Ceram Soc Jpn, 1988, 96 (9): 901.
- [20] 王零森编著. 特种陶瓷 [M]. 长沙: 中南工业大学出版社, 1996.
- [21] 三宅雅也, 竹内九雄. , 1986, 21 (8): 719.
- [22] 林广涌, 饶平根, 王黎等. 中国陶瓷, 1998, 34 (3): 5.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (59874012)

收稿日期: 2000-06-21

作者简介: 杨建 (1976-), 男, 博士研究生, 联系地址: 沈阳东北大学钢冶系炼铁实验室 (110006)。

* * * * *

(上接第 11 页)

参考文献

- [1] 舒利, J J. 固体火箭发动机喷管用的碳/碳材料 [J]. 固体发动机技术, 1981, 3: 57.
- [2] 王曼霞. 碳/碳复合材料与多功能材料的现状 [J]. 宇航材料工艺, 1988, 5: 1.
- [3] Frizer E. Carbon, 1987, 25 (2): 163.
- [4] 杨正, 乔儒生. 航空发动机材料的现状和发展 [J]. 材料工程, 1992, 1-6, 合刊: 258.
- [5] Kapralov, B K Veis, M M Kadun, Y I and Bul dyaev, A F. Brazing carbon-carbon composites materials with metal-containing brazing alloys [J]. Welding International, 1992, 6 (7): 562.
- [6] 郭正, 赵稼祥. 碳/碳复合材料的研究与发展 [J]. 宇航材料工艺, 1995, 5.

基金项目: 航空基础科学基金资助项目 (96H21008)

收稿日期: 2001-03-08

作者简介: 马文利 (1968-), 女, 工程师, 在北京航空材料研究院焊接与锻压工艺研究室从事新型材料的钎焊、扩散焊研究工作, 联系地址: 北京 81 信箱 20 分箱 (100095)。