

表面强化技术

核壳结构 SiC@Ti(C,N)复合材料的
制备及性能研究黄绍锋^{a,b}, 甘志伟^a, 胡宁飞^a, 陆静^b, 李东旭^a

(华侨大学 a.材料科学与工程学院 b.制造工程研究院, 福建 厦门 361021)

摘要: 目的 碳化物陶瓷材料因优异的力学性能在精加工和切削行业具有广阔的应用前景, 制备特定结构的碳化物复合材料能够改善材料的综合性能。方法 通过化学法在 SiC 表面包覆纳米 Ti(C,N), 无压烧结制备了具有核壳结构的 SiC@Ti(C,N)复合材料。采用 XRD、SEM、TEM 和 EDS 等方法, 研究退火温度和原料配比对复合材料的成分组成和微观结构的影响。通过同步热分析 (TG-DSC) 比较单相和复合材料抗氧化性能差异。使用显微维氏硬度计和万能材料试验机测试材料力学性能的变化趋势及原因。构建核壳颗粒致密化模型, 分析复合材料的致密化机制和增韧机理。结果 随着烧结温度的升高, 其显微硬度先升高后降低。随着 SiC 比例的增大, 其显微硬度、压缩强度和断裂韧性均先增大后减小。在 1 250 °C 下, 制备的原料质量比为 11:1 的 SiC@Ti(C,N)复合材料具有最大显微硬度、压缩强度和断裂韧性, 分别为 3 273HV、434 MPa、4.38 MPa·m^{1/2}。结论 通过比较复合材料和单一碳化物材料的力学性能发现, 具有核壳结构的 SiC@Ti(C,N)复合材料综合性能得到提升。纳米 Ti(C,N)填充复合材料孔隙并促进致密化烧结, 从而提升了复合材料的强度; 通过 Ti(C,N)骨架的偏转裂纹实现增韧。

关键词: 碳化硅陶瓷; 碳氮化钛; 断裂韧性; 核壳结构; 显微硬度; 增韧机理

中图分类号: TB333 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2023)04-0410-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.04.037

Preparation and Properties of Core-shell SiC@Ti(C,N) Composites

HUANG Shao-feng^{a,b}, GAN Zhi-wei^a, HU Ning-fei^a, LU Jing^b, LI Dong-xu^a

(a. College of Materials Science and Engineering, b. Institute of Manufacturing Engineering, Huaqiao University, Fujian Xiamen 361021, China)

ABSTRACT: Carbide ceramic materials present widely applications in fine polishing and cutting industries due to their excellent mechanical properties. The preparation of carbide composite materials with specific structure will improve the comprehensive properties of materials. SiC@Ti(C,N) composites with core-shell structure were prepared by chemically coating

收稿日期: 2021-11-25; 修订日期: 2022-08-26

Received: 2021-11-25; Revised: 2022-08-26

基金项目: 国家自然科学基金 (51975222); 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验开放课题 (202207)

Fund: National Natural Science Foundation of China (51975222); State Key Laboratory of Metastable Materials Preparation Technology and Science (202207)

作者简介: 黄绍锋 (1995—), 男, 博士研究生, 研究方向为新型硬质材料的设计及合成。

Biography: HUANG Shao-feng (1995-), Male, Doctoral candidate, Research focus: design and synthesis of new hard materials.

通讯作者: 李东旭 (1981—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为新型硬质材料的设计及合成。

Corresponding author: LI Dong-xu (1981-), Male, Doctor, Professor, Research focus: design and synthesis of new hard materials.

引文格式: 黄绍锋, 甘志伟, 胡宁飞, 等. 核壳结构 SiC@Ti(C,N)复合材料的制备及性能[J]. 表面技术, 2023, 52(4): 410-416.

HUANG Shao-feng, GAN Zhi-wei, HU Ning-fei, et al. Preparation and Properties of Core-shell SiC@Ti(C,N) Composites[J]. Surface Technology, 2023, 52(4): 410-416.

nano-Ti(C,N) on the surface of 10 micron SiC and press-free sintering at low temperature in a tubular furnace. XRD, SEM, TEM and EDS were used to study the effects of annealing temperature and raw material ratio on the composition and microstructure of composite materials. The difference of oxidation resistance between single-phase and composite materials was compared by thermal analysis. The variation trend and reason of mechanical properties of composite materials were tested by micro-Vickers hardness tester and universal material testing machine. A model of core-shell partial densification was built to discussed the densification and toughened mechanisms of SiC@Ti(C,N) composites. The composition and microstructure of the composites are the core-shell structure of thin sheet Ti(C,N) coated SiC particles, which improves the oxidation resistance of the composites. As the sintering temperature increases, its microhardness increases firstly and then decrease. With the mass ratio of SiC/Ti(C,N) as a variable, the experimental results show that as the proportion of SiC increases, the microhardness, compressive strength and fracture toughness increase firstly and then decrease, the microhardness of SiC@Ti(C,N) composites prepared under the optimal experimental conditions surpasses that of SiC. The results show that the SiC@Ti(C,N) composites with raw material ratio of 11 : 1 fabricated at 1 250 °C have maxium microhardness, compressive strength and fracture toughness, which are 3 273HV, 434 MPa and 4.38 MPa·m^{1/2} respectively. The properties of SiC@Ti(C,N) composites with core-shell structure are improved by comparing the mechanical properties of composites and single carbide materials. The densification mechanism of this composites is the pore in the composites was filled by nano Ti(C,N) and densification of SiC was promoted, which helps the formation of Ti(C,N) framework and toughen composites by its crack deflection. Before sintering, there are still more pores between the particles in the composite, resulting in low density. As the calcination temperature rises above 1 200 °C, favorable conditions are provided for the energy release of Ti(C,N) atoms, which promotes the migration of powders. Meanwhile, nano-Ti (C,N) grains grow up and dissolve with each other, which increases the contact area between powders, gradually diffuses into the pores and fills them, resulting in the decrease of pores. At the same time, SiC particles were pushed to shrink to densification. The main function of Ti(C,N) with low modulus is to deflect crack and toughen the composite. After cooling, a stress field is generated at the interface of grain boundary of the two phases, resulting in weak interfacial bonding. When the crack expands to the interface, the crack will extend along the weak interfacial bonding and deflect. When the crack propagates inside the material, the crack will extend along the Ti(C,N) skeleton bending, which makes the crack propagation path become tortuous and the propagation resistance is greatly increased, thus greatly reducing the possibility of the internal SiC particles directly fracture to form a long straight crack.

KEY WORDS: SiC ceramic; Ti(C,N); fracture toughness; core-shell structure; microhardness; toughening mechanism

现代工业发展迅速,磨削加工业对材料的加工要求愈加苛刻。核壳型复合材料至少由两种材料通过物理、化学作用紧密结合,内核与外壳的协同作用下,能够发挥出单一材料或合金无法比拟的性能优势^[1-5]。SiC具有高硬度、高弹性模量的特点,常用作磨粒制备碳化硅砂轮;此外,由于其低断裂韧性、高熔点,加工过程中易引起衬底材料脆性断裂等缺陷而影响加工精度和质量;碳化硅材料的烧结温度较高,因此很难在低温下烧结致密,为满足此类材料的基本力学属性则需要在碳化硅材料中添加其他结合剂^[6-11]。Liu 等^[12]采用慢速共沉淀法设计制备了具有核壳结构的 SiC/Al₂O₃复合纳米粒子。慢速共沉淀法使氧化铝与碳化硅在更小的范围内均匀混合,使烧结碳化硅的密度更大、更均匀。Cao 等^[13]采用新型的热化学气相沉积(CVD)和热退火工艺成功合成了 SiC/SiO₂核壳纳米粒子。

Ti(C,N)材料因具有高强度、高硬度、耐磨损、耐酸碱、耐高温等优点,被广泛用作切削刀具、砂轮,但该材料作为结合剂与碳化硅复合鲜有研究,是一个值得探索的新方向^[14-16]。前期研究中,通过水热合成技术结合高温退火工艺制备纳米级薄片状 Ti(C,N),

其断裂韧性要优于碳化硅,并且能够在较低的温度下烧结致密^[17-19]。本文将通过化学法合成 Ti(C,N)前驱体的同时,对 SiC 颗粒进行表面包覆。以高模量的 SiC 为核,低模量的 Ti(C,N)为壳,经过无压烧结制备特定结构及组分的复合材料,尝试改善低温无压烧结条件下 SiC 复合材料的综合性能,其在加工领域存在一定的潜在应用价值。

1 试验

1.1 制备方法

称取适量的 TiOSO₄·xH₂SO₄·xH₂O(阿拉丁)溶解于蒸馏水中,水浴搅拌直至澄清,滤除溶液中的不溶物质,得到质量浓度为 0.01 g/mL 的硫酸氧钛溶液。称取多组不同质量的 SiC 粉末(1200 目,常州大红鹰砂轮研磨材料有限公司)、20 mL 乙二醇和 100 mL 蒸馏水混合并超声分散得到混合溶液。每组混合溶液中各缓慢加入 60 mL 硫酸氧钛水溶液,在混合溶液中加入适量 CO(NH₂)₂(作碳氮原料和沉淀剂)加速沉淀析出,水浴搅拌直至沉淀全部析出后室温静置 1 d。

离心去除上层清液得到沉淀,用蒸馏水和无水乙醇反复超声和离心洗涤沉淀后干燥,充分研磨后即为 SiC@Ti(C,N)前驱体粉末。将前驱体粉末置于 CHY-1700 型高温管式炉(河南成仪实验室设备有限公司),在 N₂ (99.99%) 气氛下,以 10 °C/min 速率升温至 800 °C 退火,得到不同质量比具有核壳型结构的 SiC@Ti(C,N)复合材料粉体。使用铬钢模具将复合材料粉体压制成型,置于管式炉中在氮气气氛中升温至设定温度烧结致密,最终用于力学性能测试。

1.2 样品表征

样品物相分析采用 Rigaku MiniFlex 600 型 X 射线衍射仪(日本理学株式会社),测试条件: Cu-K α 辐射源,扫描角度范围 10°~80°。样品的微观形貌分析采用 Hitachi S-4800 型扫描电子显微镜(日本日立公司)。采用搭载能谱仪(EDS)的 JEM-2100 型透射电子显微镜(日本电子株式会社)观察试样显微结构,加速电压为 200 kV,并通过能谱分析元素分布。采用同步热分析仪(TGA/DSC3+, COMMODITY & SPECIFICATION, Mettler Toledo)分析复合材料的抗氧化性,测试温度区间 30~1 200 °C,加热速率 0~50 °C/min,测试气氛 O₂。

1.3 性能测试

在高级半自动显微维氏硬度计(型号为 ZHV-1MDXS,北京众研仪器有限公司)上对 $\phi 6$ mm 的圆片样品进行显微硬度测定,试验力为 1.96 N,保载时间为 10 s,测量次数大于 10 次;采用压痕法计算样品断裂韧性值,试验力为 9.8 N,保载时间为 10 s;取硬度和断裂韧性平均值。断裂韧性通过 Tanaka 公式计算:

$$K_{IC} = 0.072 5P/C^{3/2} \quad (1)$$

式中: P 是载荷(N); C 是金刚石压头在样品表面加压导致的从压痕中心到裂纹尖端的裂纹平均长度(m) [20-21]。

按照 GBT 7314—2005 标准,在型号为 UTM5305 的电子万能材料试验机(深圳三思纵横科技股份有限公司)分别对制备的复合材料进行压缩强度(σ_c)测试,同时记录载荷-位移关系曲线;最大试验力为 300 kN,载荷及应变测量精度为 0.5%,测试时上压头的加载速度为 1.0 mm/min,圆柱试样的直径和厚度均为 10 mm,压缩强度计算公式 [22] 为:

$$\sigma_c = P/A \quad (2)$$

式中: σ_c 为试样的压缩强度(MPa); P 为试样破坏过程中最大的压缩载荷(N); A 为试样的横截面积(mm²)。

2 结果及分析

2.1 SiC@Ti(C,N)复合材料的成分与微观形貌分析

图 1 为不同温度下制备原料质量比为 11:1 的

SiC@Ti(C,N)复合材料粉体的 XRD 图谱。对比标准 PDF 卡片可知,复合材料中主要存在两种物相: SiC 和 Ti(C,N)。对比不同温度烧结产物的 XRD 图谱发现,随着温度的升高,Ti(C,N)晶粒逐渐增大,结晶性增强,当温度过高时,Ti(C,N)受热分解导致结晶性降低,其特征衍射峰相对于 SiC 的特征衍射峰先增强后减弱。观察 1 350 °C 产物的 XRD 图谱发现, Ti(C,N)的特征衍射峰相对于其他温度点产物的特征衍射峰略微右移,这是温度升高使产物 Ti(C,N)逐渐氮化所致。

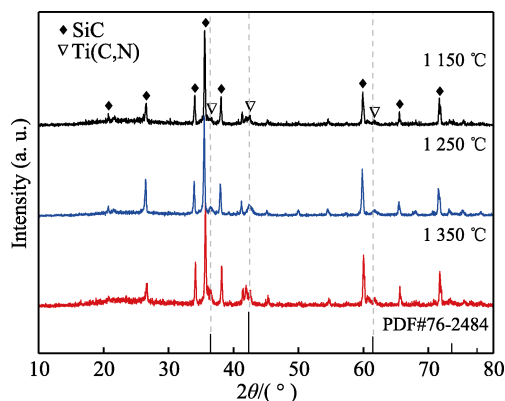


图 1 不同温度下制备的 SiC@Ti(C,N)复合材料 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of SiC@Ti(C,N) composites sintering at different temperature

图 2 为 1 250 °C 制备的 SiC@Ti(C,N)复合材料 SEM 图像。通过 SiC@Ti(C,N)复合材料颗粒与纯 SiC 颗粒对比发现,纯碳化硅颗粒表面较光滑(图 2a 和图 2d),复合材料颗粒表面存在层片状的颗粒(图 2b—c 和图 2e、图 2f),且平均粒径相差不大。观察不同比例的复合材料颗粒可知,质量比为 SiC/Ti(C,N)=8:1 的复合材料颗粒边界轮廓(图 2e)比质量比为 SiC/Ti(C,N)=11:1 的边界轮廓(图 2f)更模糊,说明 SiC 颗粒表面的片状 Ti(C,N)更厚。扫描电镜观察到复合材料的微观形貌为核壳结构。

2.2 SiC@Ti(C,N)复合材料的透射电镜和能谱分析

图 3 为 SiC@Ti(C,N)复合材料透射电镜图像和能谱扫描结果。观察图 3a 可知,复合材料粉体中存在两种不同形貌的颗粒,颗粒状的 SiC@Ti(C,N)复合粒子和片状的纳米 Ti(C,N);电子衍射花样结果中存在 SiC (006)晶面和 Ti(C,N) (111)晶面的衍射光斑。图 3b 为 SiC@Ti(C,N)复合粒子表面高分辨电镜图。高分辨电镜下存在两种不同的晶格条纹,其中晶格间距为 0.209 nm 的晶格条纹与 SiC (006)晶面的晶格条纹相对应,晶格间距为 0.246 nm 的晶格条纹与 Ti(C,N) (111)晶面的晶格条纹相对应,与电子衍射花样中出现的电子衍射光斑结果相对应。对复合材料进行能谱测试,能谱面扫描结果显示,复合材料中均存在 C、N、Ti、Si 元素。根据元素分布可知,存在全包裹的复合

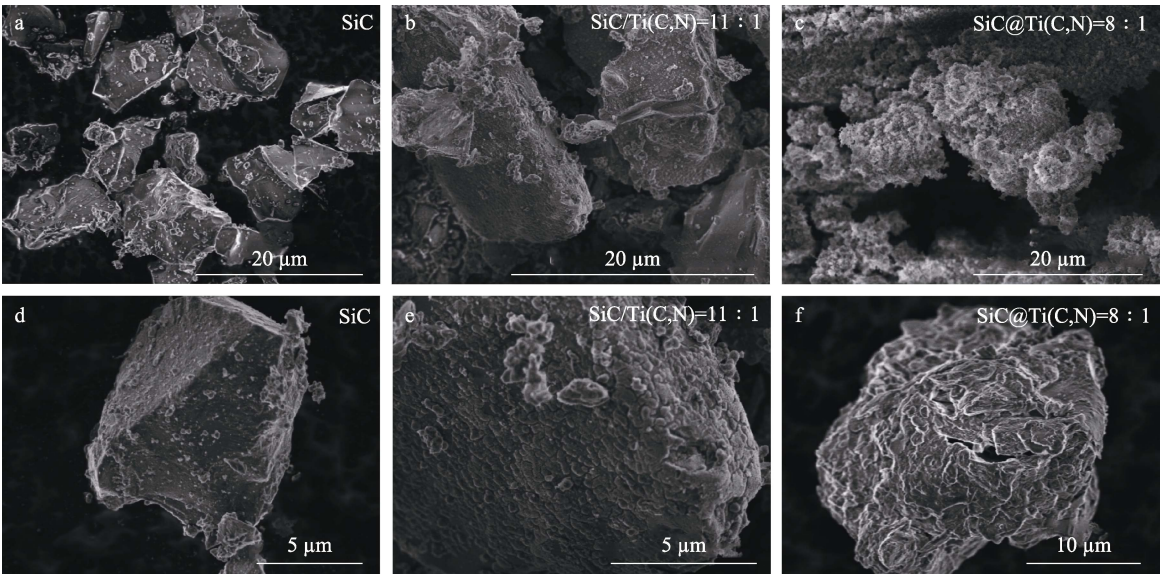


图 2 SiC 与 SiC@Ti(C,N)复合材料的 SEM 图像
Fig.2 SEM images of SiC and SiC@Ti(C,N) composites

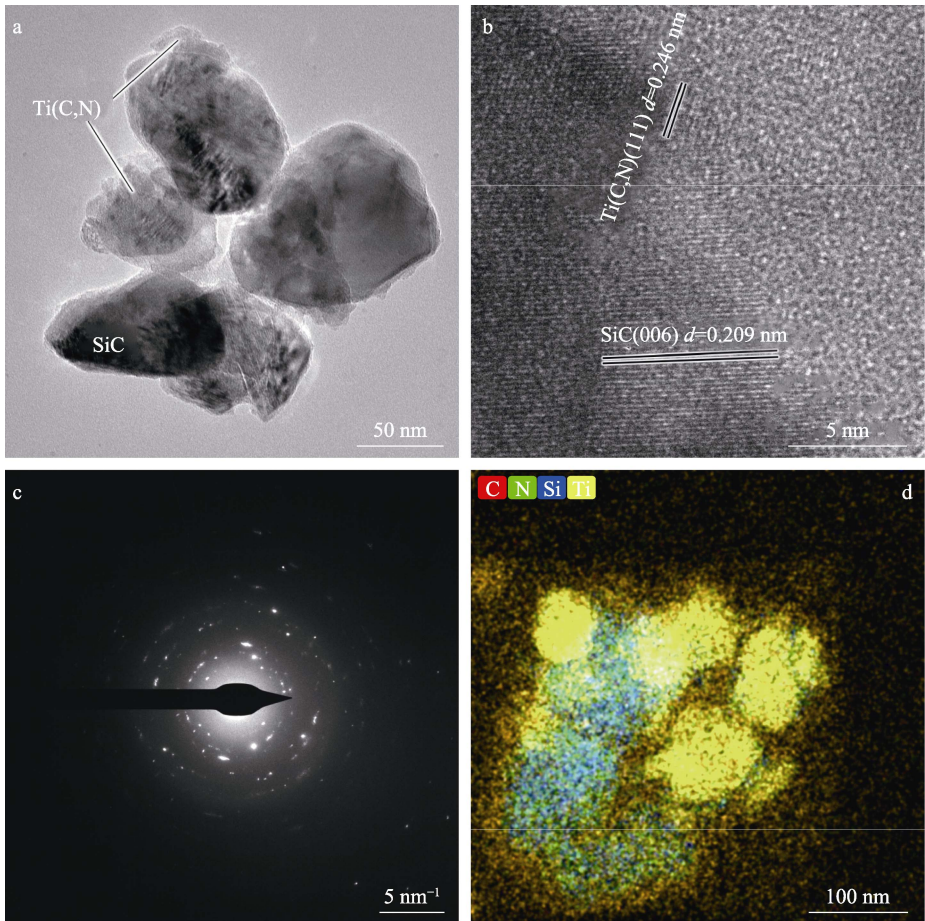


图 3 SiC@Ti(C,N)复合材料的 TEM (a—c) 和 EDS (d) 图像
Fig.3 TEM (a-c) and EDS (d) images of SiC@Ti(C,N) nanocomposites

纳米颗粒和未包裹的 SiC 颗粒。产生这一现象的原因是微米级的复合材料颗粒经过充分研磨和超声分散时, 部分复合材料颗粒表面结合较弱的 Ti(C,N)纳米片不断剥落, 而内层 SiC 核与少量 Ti(C,N)结合较牢

固, 研磨后颗粒间相互碰撞粉碎导致粒径不断减小为纳米级颗粒, 如图 3a 所示。透射电镜与能谱面扫描结果证实复合材料颗粒表面包覆着薄片状的纳米 Ti(C,N)。

2.3 SiC@Ti(C,N)复合材料的同步热分析

图4为Ti(C,N)、SiC与SiC@Ti(C,N)材料在氧气气氛下从室温升温至1300℃的TG-DSC图。观察图4a发现,在454℃出现一个明显的放热峰且伴随着样品增重,产生这一现象的原因是Ti(C,N)与氧气发生反应,600℃以后样品的质量基本不再发生变化。观察图4b发现,300℃前出现一个较小的吸热峰,为样品中水分的挥发,在930℃出现的一个明显的

放热峰,此时SiC发生氧化反应并伴随着略微的增重。观察图4c发现,400℃前样品质量几乎不变,400℃以后样品质量开始缓慢上升,但DSC曲线观察不到454℃存在明显的放热峰,这是由于复合材料中Ti(C,N)占比较小,其氧化反应放热较少;随着温度上升到930℃时,DSC曲线没有出现SiC氧化反应的特征放热峰,其原因是SiC@Ti(C,N)复合材料具有核壳结构,其表面片状的Ti(C,N)高温氧化生成的TiO₂起到防止SiC氧化的作用^[23-24]。

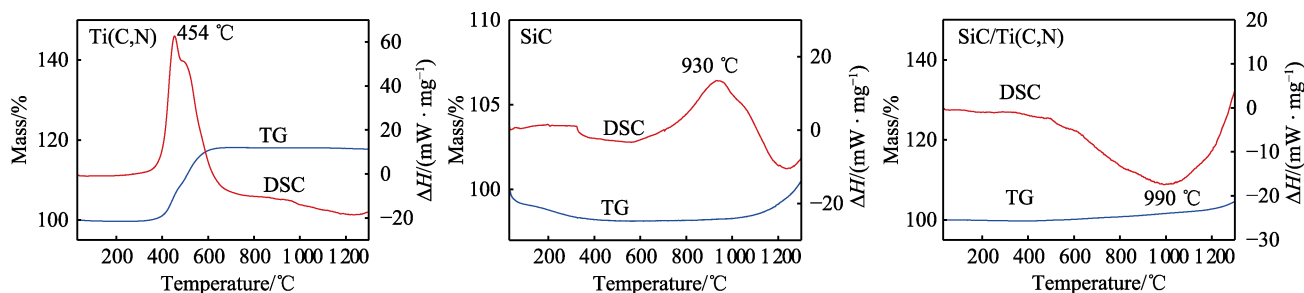


图4 Ti(C,N) (a)、SiC (b) 与 SiC@Ti(C,N) (c) 材料在氧气气氛下的 TG-DSC 图
Fig.4 TG-DSC patterns of Ti(C,N) (a), SiC (b) and SiC@Ti(C,N) (c) composites in O₂ atmosphere

2.4 SiC@Ti(C,N)复合材料的力学性能、致密化机制及增韧机理

图5不同温度下制备的SiC@Ti(C,N)复合材料的显微硬度对比图。由图可知,随着烧结温度升高,复合材料的显微硬度呈现先增大后降低的趋势。在1250℃下烧结的样品的平均显微硬度为1493HV。

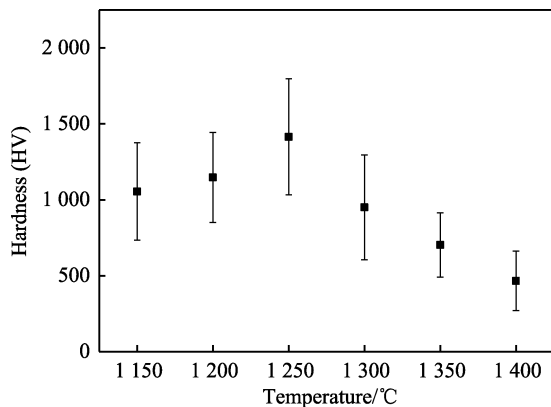


图5 不同温度下制备的SiC@Ti(C,N)纳米复合材料的显微硬度

Fig.5 Micro-vickers hardness of SiC@Ti(C,N) nanocomposites prepared at different temperature

结合XRD图谱可知,在该温度下烧结的复合材料颗粒的结晶性最好,因此显微硬度也最大。SiC因本身具有热稳定性好、熔点高等特点,在1250℃基本不发生变化。随着煅烧温度的升高,Ti(C,N)晶粒不断长大,包裹在外层的Ti(C,N)逐渐结合致密,因此硬度增大;当温度超过1250℃时,Ti(C,N)晶粒的结晶性开始降低,C—N环随着温度的升高而逐渐断

裂,从而导致Ti、C和N原子开始随机结合,最终导致硬度下降^[18]。

表1为1250℃下不同SiC@Ti(C,N)质量比的复合材料硬度、断裂韧性和压缩强度的对比。随着原料质量比的增大(即壳层厚度增大),SiC@Ti(C,N)复合材料的硬度、断裂韧性和压缩强度均呈先增大后降低的趋势。当原料质量比为9:1时,此时复合材料颗粒壳层较厚,Ti(C,N)含量相对较多,复合材料整体力学性能稍低,平均显微硬度只有1067HV,断裂韧性为3.46 MPa·m^{1/2};随着壳层厚度降低,当原料质量比为13:1时,壳层厚度过薄,复合材料内部气孔缺陷大幅增加,致密下降,导致力学性能变差,该比例的材料平均显微硬度为1325HV,断裂韧性为2.98 MPa·m^{1/2}。对比不难发现,当复合材料中Ti(C,N)比例较大时,复合材料的增韧效果更加显著;当复合材料中Ti(C,N)比例较小时,增韧效果显著下降。

当SiC@Ti(C,N)的质量比为11:1时,Ti(C,N)壳层厚度合适,缺陷最少,致密度最高,平均显微硬度达到1704HV,优于同等条件下烧结的SiC单相材料的平均显微硬度;最大显微硬度值达到3273HV,压缩强度为434 MPa,断裂韧性为4.38 MPa·m^{1/2};同等条件下测试的Ti(C,N)和SiC材料的硬度分别为1200、1269HV,断裂韧性分别为3.85、1.26 MPa·m^{1/2},在1250℃采用纯SiC微粉烧结的试样压缩强度为277 MPa。硬度平均值与最大值之间差值较大是因为碳化硅的显微硬度大于碳氮化钛,硬度计在复合材料不同区域测试出的硬度差别较大。原料质量比为11:1的SiC@Ti(C,N)纳米复合材料的平均硬度超过Ti(C,N)材料与SiC材料,断裂韧性和压缩强度相对于纯SiC材料均有较大提升,其最高显微硬度达到3273HV。

图 6 为 SiC@Ti(C,N)复合材料 (比例为 11 : 1) 经过金刚石研磨膏抛光后的表面压痕。可以观察到样品表面没有明显的气孔, 说明致密度较高; 菱形压痕的四周裂纹扩展路径曲折, 无长直裂纹产生。如图 7 致密化模型所示, 复合材料压片制得的样品在烧结前内部颗粒之间仍然有较多的孔隙存在, 致密度较低; 随着煅烧温度上升到 1 200 ℃ 以上时, 为 Ti(C,N)原子能量释放提供了有利的条件, 由此促进粉体迁移, 同时纳米 Ti(C,N)晶粒不断长大且相互固溶, 使得粉体之间的接触面积增大, 逐渐向孔隙扩散并填充孔

隙, 导致孔隙减小, 同时推动 SiC 颗粒收缩达到致密化, 最终形成烧结体^[13,20]。

图 8 为复合材料压痕的背散射电镜图像。SiC 核与核之间由 Ti(C,N)构成的骨架结构连接在一起, 核与壳之间形成一个整体。由于两相之间弹性模量的差异, 低模量的 Ti(C,N)主要作用是偏转裂纹而增韧; 复合材料经过冷却后, 在两相晶界交界处产生应力场, 造成界面弱结合, 当裂纹扩展到交界面时, 裂纹将沿着弱结合的晶界处延伸并发生偏转。结合压痕图, 当裂纹在材料内部扩散时, 裂纹将沿着 Ti(C,N)

表 1 1 250 ℃所制备 SiC@Ti(C,N)复合材料的力学性能
Tab.1 Mechanical properties of SiC@Ti(C,N) composites prepared at 1 250 ℃

Serial number	SiC/Ti(C,N) mass ratio	Avg microhardness (HV)	Max microhardness (HV)	Compressive strength/MPa	Fracture toughness/(MPa·m ^{1/2})
1	9 : 1	1 067	1 642	341	3.46
2	10 : 1	1 483	2 920	428	4.36
3	11 : 1	1 704	3 273	434	4.38
4	12 : 1	1 342	2 184	424	3.22
5	13 : 1	1 325	2 587	388	2.98
Ti(C,N)		1 200-1 800			3.85
SiC		1 200		277	1.26

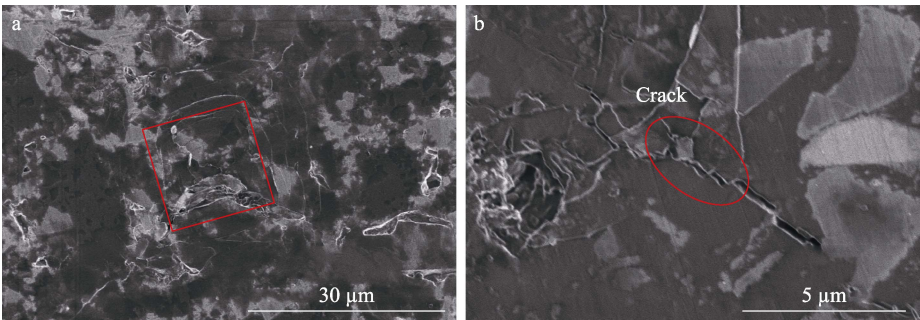


图 6 SiC@Ti(C,N)复合材料的压痕 (a) 与裂纹 (b)
Fig.6 Vickers indentation (a) and crack (b) map of SiC@Ti(C,N) composites

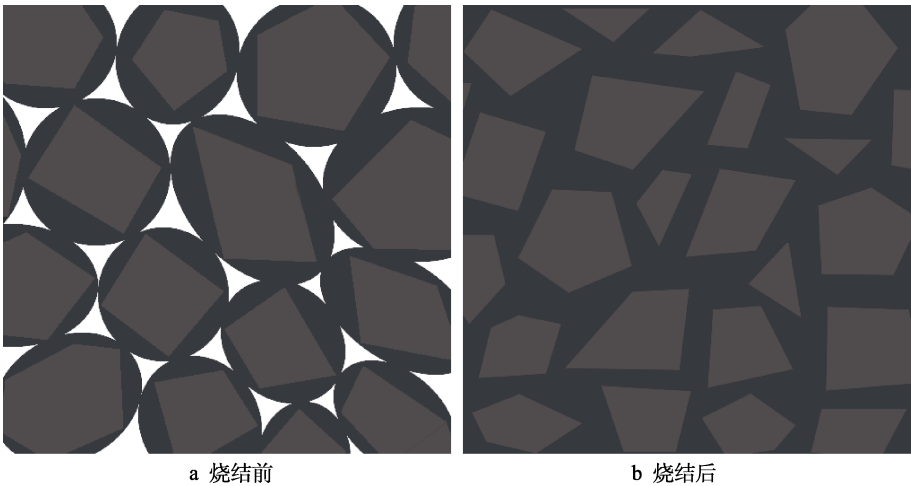


图 7 核壳颗粒致密化模型
Fig.7 Model of core-shell particle densification: a) before sintering; b) after sintering

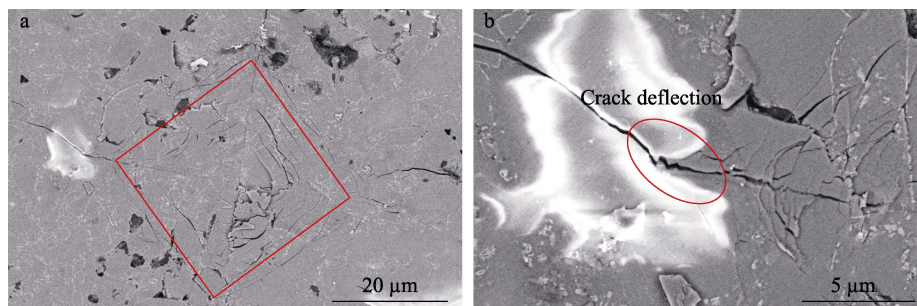


图 8 SiC@Ti(C,N)复合材料压痕 BSE 图像
Fig.8 Vickers indentation BSE images of SiC@Ti(C,N) composite

骨架弯曲延伸开来,使得裂纹扩展途径变得曲折,扩展阻力大大增加,从而大大降低了内部 SiC 颗粒直接断裂形成长直裂纹的可能性。Ti(C,N)相比 SiC 具有更高的热膨胀系数,还将导致界面微开裂并扩展至相邻的两晶界,微裂纹的产生能够消耗主裂纹扩展的部分驱动力,起到钝化裂纹尖端的作用,进而增加整体的韧性^[25]。

3 结论

1) 当烧结温度升高时, SiC@Ti(C,N)复合材料的硬度先升高后下降;当 SiC 比例增大时, SiC@Ti(C,N)复合材料的硬度、压缩强度和断裂韧性均先增大后减小;在 1 250 °C 下,制备的原料质量比为 11 : 1 的 SiC@Ti(C,N)复合材料具有最大的显微硬度 3 273HV,压缩强度达到 434 MPa,断裂韧性提高至 4.81 MPa·m^{1/2}。

2) 提出核壳颗粒高温烧结致密化模型,其致密化机制主要为高温下纳米 Ti(C,N)填充孔隙实现致密,其增韧机理主要为 Ti(C,N)纳米壳层的裂纹偏转增韧。

参考文献:

- [1] GHOSH CHAUDHURI R, PARIA S. Core/Shell Nanoparticles: Classes, Properties, Synthesis Mechanisms, Characterization, and Applications[J]. Chemical Reviews, 2012, 112(4): 2373-2433.
- [2] DING Shu-qiang, ZENG Yu-ping, JIANG Dong-liang. In-Situ Reaction Bonding of Porous SiC Ceramics[J]. Materials Characterization, 2008, 59(2): 140-143.
- [3] 张旺玺, 梁宝岩, 卢金斌, 等. 超硬材料包覆新技术研究综述[J]. 超硬材料工程, 2019, 31(5): 41-48.
ZHANG Wang-xi, LIANG Bao-yan, LU Jin-bin, et al. Review on the Novel Technology of Coating Superhard Materials[J]. Superhard Material Engineering, 2019, 31(5): 41-48.
- [4] 高书燕, 逯乐慧, 彭春耘, 等. 无机-无机核壳结构复合材料的制备和应用[J]. 河南师范大学学报(自然科学版), 2005, 33(3): 62-66.
GAO Shu-yan, LU Le-hui, PENG Chun-yun, et al. Preparations and Applications of Inorganic-Inorganic Nanomaterials with Core-Shell Structures[J]. Journal of Henan Normal University (Natural Science), 2005, 33(3): 62-66.
- [5] 杨磊, 沈高扬, 傅丽君. 无机-有机核壳结构纳米复合粒子研究进展[J]. 广东化工, 2009, 36(2): 42-44, 47.
YANG Lei, SHEN Gao-yang, FU Li-jun. Research on Progress of Organic-Inorganic Core-Shell Nano-Composite Particles[J]. Guangdong Chemical Industry, 2009, 36(2): 42-44, 47.
- [6] BISWAS S, NANDI A, MUKHOPADHYAY S, et al. Mechanochemical Synthesis of Quasi Monodispersed Core-Shell Silicon Nanostructure[J]. Applied Surface Science, 2019, 494: 326-334.
- [7] PU Dong-mei, CHEN Peng-ju, XIAO Peng, et al. Microstructure Evolution and Isothermal Oxidation Properties of *c*-AlPO₄ and SiC Whisker Co-Modified Mullite Coated SiC-C/SiC Composites[J]. Ceramics International, 2019, 45(16): 20704-20713.
- [8] 王家鹏, 贺东葛, 赵婉云. 碳化硅材料研究现状与应用展望[J]. 电子工业专用设备, 2018, 47(4): 23-26.
WANG Jia-peng, HE Dong-ge, ZHAO Wan-yun. Research Status and Application Prospect of Silicon Carbide Materials[J]. Equipment for Electronic Products Manufacturing, 2018, 47(4): 23-26.
- [9] 孟祥玮, 吴西士, 裴兵兵, 等. 短碳纤维增强碳化硅基复合材料的制备与力学性能[J]. 无机材料学报, 2019, 34(9): 1015-1020.
MENG Xiang-wei, WU Xi-shi, PEI Bing-bing, et al. Preparation and Mechanical Property of Short Carbon Fiber Reinforced Silicon Carbide Matrix Composites[J]. Journal of Inorganic Materials, 2019, 34(9): 1015-1020.
- [10] HE Zhen-hua, KATSUI H, TU Rong, et al. High Hardness and Ductile Mosaic SiC/SiO₂ Composite by Spark Plasma Sintering[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2014, 97(3): 681-683.
- [11] QIN Yan-fang, HE Ji-ning, YIN Fu-xing, et al. Effect of Ti Particle Size on Mechanical and Tribological Properties of TiCN Coatings Prepared by Reactive Plasma Spraying[J]. Ceramics International, 2017, 43(18): 16548-16554.

(下转第 426 页)