

等离子喷涂纳米复合陶瓷涂层的组织结构及其形成机理

王东生^{1,2}, 田宗军^{1,2}, 沈理达², 刘志东^{1,2}, 黄因慧^{1,2}

(1. 南京航空航天大学 江苏省精密与微细制造技术重点实验室, 南京 210016;

2. 南京航空航天大学 机电学院, 南京 210016)

摘要: 以 Al_2O_3 -13% TiO_2 (质量分数)团聚体复合陶瓷粉末为材料, 采用等离子喷涂工艺在 TiAl 合金表面制备纳米结构陶瓷涂层。用扫描电镜(SEM)和 X 射线衍射仪(XRD)分析粉末和涂层形貌、微观结构及相组成, 讨论涂层的微观组织形成机理。结果表明: 纳米结构复合陶瓷涂层由部分熔化区以及与常规等离子喷涂类似的片层状完全熔化区组成; 根据组织结构的不同, 部分熔化区又分为液相烧结区(亚微米 Al_2O_3 粒子镶嵌在 TiO_2 基质相的三维网状或骨骼状结构)和固相烧结区(经过一定程度长大但仍保持在纳米尺度的残留纳米粒子); 等离子喷涂使部分 α - Al_2O_3 以及全部 θ - Al_2O_3 转变为亚稳态 γ - Al_2O_3 ; 纳米结构复合陶瓷涂层中的完全熔化区、液相烧结区及固相烧结区分别由等离子喷涂过程中纳米团聚体粉末中温度高于 Al_2O_3 熔点、介于 TiO_2 熔点到 Al_2O_3 熔点之间以及低于 TiO_2 熔点区域沉积获得, 纳米结构涂层中不同部分熔化组织源于复合陶瓷粉末中 Al_2O_3 与 TiO_2 之间的熔点差异。

关键词: Al_2O_3 -13% TiO_2 纳米复合陶瓷涂层; 等离子喷涂; 纳米团聚体粉末; 形成机理

中图分类号: TG 174

文献标识码: A

Microstructure and formation mechanism of plasma-sprayed nanostructured composite ceramic coatings

WANG Dong-sheng^{1,2}, TIAN Zong-jun^{1,2}, SHEN Li-da², LIU Zhi-dong^{1,2}, HUANG Yin-hui^{1,2}

(1. Jiangsu Key Laboratory of Precision and Micro-Manufacturing Technology,
Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China;

2. College of Mechanical and Electrical Engineering,
Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: The nanostructured ceramic coatings were fabricated on TiAl alloy surface by plasma spraying with agglomerated Al_2O_3 -13% TiO_2 (mass fraction) powders. The morphology, microstructure and phase of the powders and coatings were investigated by scanning electron microscopy and X-ray diffractometry. The formation mechanism of the coating was discussed. The results show that the nanostructured ceramic coating consists of the fully melted regions and the partially melted regions, and the fully melted region has a lamellar-like structure as the conventional coating. According to different microstructures, the partially melted regions are divided into liquid-phase sintered regions such as a three-dimensional net or skeleton-like structure, Al_2O_3 -rich submicron particles distributing in the TiO_2 -rich matrix, and solid-phase sintered regions such as remained nanoparticles. Partially α - Al_2O_3 phase and all θ - Al_2O_3 phase in the nanostructured powder change to γ - Al_2O_3 after plasma spraying. The fully melted region, liquid-phase sintered region and solid-phase sintered region of nanostructured composite ceramic coating are derived from the region of the nanostructured agglomerated powders, where the temperature is beyond 2 045 °C (melting point of Al_2O_3), ranging

between 1 840 (melting point of TiO_2) and 2 045 $^{\circ}\text{C}$, and less than 1 840 $^{\circ}\text{C}$ during plasma spraying, respectively. The formation of the solid-phase and liquid-phase sintered regions in the partially melted region is attributed to the melting point difference between Al_2O_3 and TiO_2 .

Key words: Al_2O_3 -13% TiO_2 nanostructured composite ceramic coating; plasma spraying; agglomerated powder; formation mechanism

陶瓷材料具有优异的耐磨、耐蚀、耐热和抗高温氧化性能,但其脆性较大、耐疲劳性能差、对应力和裂纹敏感,且难以加工,使其应用受到限制。金属表面陶瓷涂层技术能有机地将基体金属和表面陶瓷涂层的特点结合起来,发挥两类材料的综合优势,同时满足对结构性能和环境性能的需要,获得相当理想的复合材料结构。因此,施加表面防护陶瓷涂层是改善金属基体性能以及拓宽陶瓷材料应用范围的一条有效途径。

热喷涂技术是材料表面强化与保护的重要技术,它在表面技术中占重要地位。热喷涂技术是指利用某种热源将喷涂材料迅速加热到熔化或半熔化状态,再经过高速气流或焰流使其雾化,加速喷射在经预处理的零件表面上,使材料表面得到强化和改性,获得具有某种功能(如耐磨、防腐、抗高温等)表面的一种应用性很强的材料表层复合技术,其中等离子喷涂技术是生产实际中最常用的金属表面陶瓷涂层技术,目前已被广泛应用于航天、航空、冶金、机械和生物等领域^[1-2]。

纳米材料由于其结构的特殊性,具有一般材料难以获得的优异性能,为等离子喷涂涂层性能的提高提供有利条件。但由于纳米颗粒材料尺寸(1~100 nm)和质量太小,另外喷涂过程中容易发生烧结,因此,不能直接用于热喷涂,实际使用中是将纳米颗粒材料制备成具有一定尺寸、能够直接进行等离子喷涂的纳米团聚体粉末。等离子喷涂纳米结构涂层已成为当前国内外研究的热点^[3-9]。近年来的研究表明,与传统涂层相比,等离子喷涂纳米结构涂层在强度、韧性、抗蚀、耐磨、热障和抗热疲劳等方面会有显著改善,且部分涂层可以同时具有上述多种性能。众多学者把纳米陶瓷涂层性能的提高归因于涂层中获得的完全熔化区和部分熔化区的特殊两相结构。

本文作者以纳米团聚体 Al_2O_3 -13% TiO_2 (质量分数)复合陶瓷粉末为材料,采用等离子喷涂方法在 TiAl 合金表面制备纳米结构陶瓷涂层,研究粉末和涂层的微观组织结构,并从单个纳米团聚体粉末熔化状况讨论涂层中各种组织结构的形成机理。

1 实验

1.1 实验材料

实验用基体材料为北京钢铁研究总院高温材料研究所熔炼的 γ -TiAl 基合金(TAC-2),尺寸为 20 mm×16 mm×5 mm,其名义化学成分为 Ti-46.5Al-2.5V-1Cr(摩尔分数,%)。过渡层是北京矿冶研究总院金属材料所生产的由 Y_2O_3 弥散的 NiCoCrAl 超合金粉末(KF-113A),其粒度为 45~105 μm ,名义成分为 Ni-20Co-18Cr-15Al-2Y $_2\text{O}_3$ (质量分数,%)。采用过渡层主要是为了减小陶瓷涂层与基体金属之间较大的物理性能差异,以松弛应力,避免涂层开裂,同时也增强涂层材料与基体的结合力。纳米团聚体粉末是美国 Inframat 公司生产的牌号为 Nanox S2613P 的粉末,其名义成分为 Al_2O_3 -13% TiO_2 (以下简称为 n-AT13)。该粉末采用喷雾干燥法制备,其加工具体过程为:首先将粒径 30~80 nm 纳米粒子配成胶状悬浮液,加入一定量添加剂后,将该胶状悬浮液进行喷雾干燥成小颗粒;然后将得到的小颗粒先后进行 250 $^{\circ}\text{C}$ 左右的低温烧结和 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 左右的高温烧结,获得球状微米级纳米团聚陶瓷颗粒,团聚体尺寸分布范围为 10~50 μm ,图 1(a)所示为相应的纳米团聚体粉末的整体形貌。从图 1(b)可以看出经过烧结后粉末的表面纳米粒子已经有所长大。从图 1(c)粉末的内部形貌可以看出,内部纳米粒子几乎没有长大,基本维持原始纳米尺度,只是由于烧结作用使纳米粒子界面有一定的程度的缩颈和粘连,另外从图中可以看出,粉末内部的孔隙率较高。

1.2 涂层制备工艺和设备

采用等离子喷涂制备 KF-113A 过渡层及 n-AT13 陶瓷层,喷涂设备为美国普莱克斯公司生产的 3710 型等离子喷涂系统。喷涂前试样经打磨、除油和喷砂等预处理。在优化的等离子喷涂工艺下,可以获得纳米颗粒熔化后再结晶得到的基体相和未完全熔化的纳米颗粒嵌入相组成的特殊两相结构的纳米结构涂层,实验所采用的相对优化的工艺参数列于表 1。

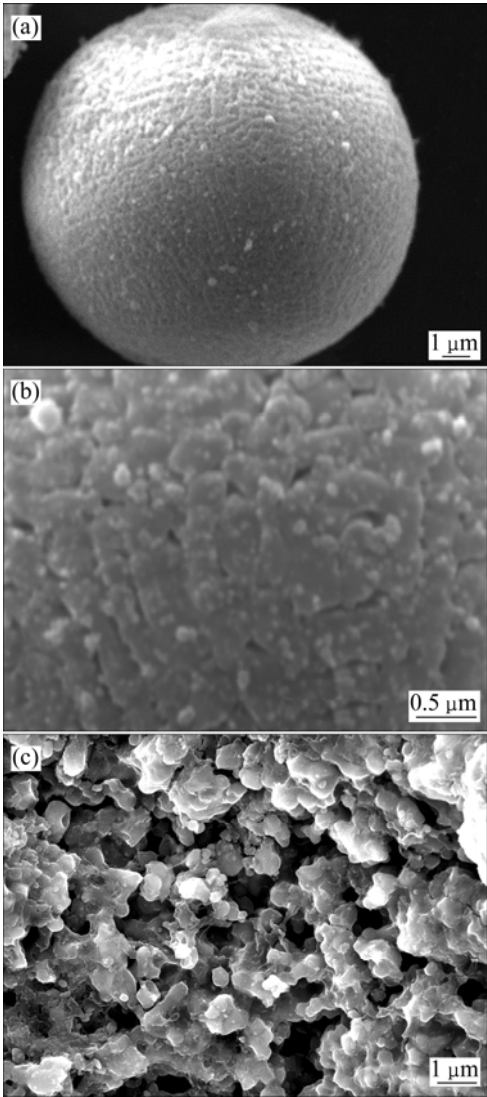


图 1 n-AT13 复合陶瓷粉末、粉末表面及内部 SEM 形貌
Fig.1 SEM morphologies of n-AT13 composite ceramic powder(a), surface(b) and internal of powders(c)

表 1 等离子喷涂参数

Process parameter	Bond coating (KF-113A)	Ceramic coating (n-AT13)
Current/A	710	870
Voltage/V	42	42
Primary gas, Ar/PSI	65	45
Secondary gas, He/PSI	115	140
Carrier gas, Ar/PSI	45	45
Powder feed rate/(r·min ⁻¹)	2	3
Spray distance/mm	110	110
Traverse speed/(mm·s ⁻¹)	100	100
Coating thickness/μm	100	350

1.3 分析及测试手段

采用 JSM-7100F 型(JEOL)场发射扫描电子显微镜(FESEM)观察粉末和涂层形貌;用 X 射线衍射(XRD)来进行粉末和涂层相分析,衍射实验在日本理学 D/max 2500 型 X 射线衍射仪上进行,衍射条件如下:靶材为铜靶(K_{α} , $\lambda=0.154\ 178\ \text{nm}$),电子加速电压为 50 kV,电流为 200 mA,扫描速度为 4(°)/min,步宽为 0.02°。

2 结果及分析

2.1 等离子喷涂纳米结构陶瓷涂层的显微组织

图 2 所示为等离子喷涂 n-AT13 涂层横截面组织形貌。由图可知,图中从右至左依次为 n-AT13 复合陶瓷层、KF-113A 过渡层和 TiAl 合金基体。从图中可以看出,喷涂后的纳米陶瓷涂层由纳米颗粒完全熔化区和部分熔化区两部分组成,这与很多学者在等离子喷涂纳米结构涂层中观察到的两相结构是一致的[5, 10-12]。

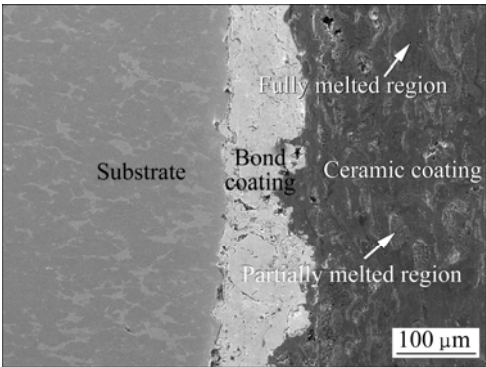


图 2 等离子喷涂 n-AT13 涂层横截面形貌
Fig.2 Cross-sectional SEM morphology of plasma-sprayed n-AT13 coating

图 3 所示为图 2 中陶瓷涂层的局部放大像。从图 3(a)可知,完全熔化区呈等离子喷涂态的典型片层状结构特征,这与常规等离子喷涂获得的组织结构基本相同。完全熔化区呈明显深浅相间的层状结构,对浅色层状区和深色层状区的能谱分析结果表明:浅色组织为富 TiO_2 区,深色组织为富 Al_2O_3 区,且富 TiO_2 区与富 Al_2O_3 区之间存在成分的相互扩散[13]。对部分熔化区的观察发现,存在两种不同的组织结构,除文献[7, 14]中观察到的由三维网状或骨骼状结构的液态烧结区组成的部分熔化区,如图 3(b)所示,还存在由液态烧结区包裹的残留纳米粒子的固态烧结区组成的部分熔化区,如图 3(c)和(d)所示。

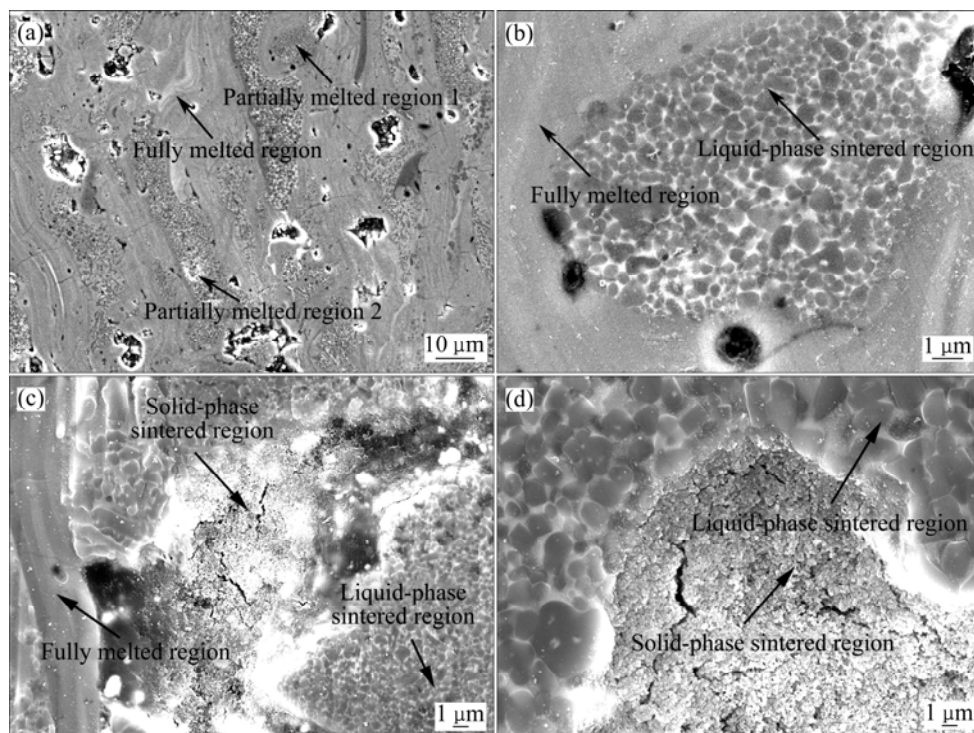


图 3 等离子喷涂 n-AT13 陶瓷层的 SEM 像

Fig.3 SEM images of plasma-sprayed n-AT13 ceramic coating

图 4 所示为相应的液相烧结区和固相烧结区的高倍形貌。从图 4(a)可以看出,在液相烧结区的纳米粒子已明显长大,而且相邻粒子粘连在一起。图 4(b)所示为相腐蚀后的组织相貌,可以清晰看到液相烧结区呈三维网状或骨骼状结构,三维网状结构由几百纳米的亚微米粒子和厚度为几十纳米的薄壁网状基质构成。EDS 分析表明亚微米粒子富 Al_2O_3 ,而网状薄壁则富 TiO_2 ;在固相烧结区纳米粒子由残留纳米颗粒组成,与图 1(c)原始纳米团聚体粉末内部纳米粒子相比,固相烧结区纳米粒子几乎没有长大,由于经历等离子喷涂过程的高温作用,致密性有显著增加,但仍存在一些孔隙。

2.2 涂层物相成分分析

图 5 所示为原始 n-AT13 粉末和等离子喷涂 n-AT13 涂层的 XRD 谱。由于在纳米团聚体粉末制备过程中先后进行 250 °C 左右的低温烧结和 1 000 °C 左右的高温烧结,因此, n-AT13 粉末物相比较复杂,不仅有六方 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、四方 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$,而且有斜方 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$,另外还有金红石型氧化钛 Rutile-TiO_2 和在高温烧结中发生还原失氧生成的 $\text{Al}_2\text{Ti}_7\text{O}_{15}$ 固溶体,其中主要以稳态 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\text{Al}_2\text{Ti}_7\text{O}_{15}$ 固溶体的形式存在。经过等离子喷涂后,纳米结构陶瓷涂层主要由

$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 以及 Brookite-TiO_2 组成,其中 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 在涂层中含量较高。与原始粉末相比,等离子喷涂使部分 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 以及全部 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 转变为 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。这主要是由于在等离子喷涂过程中,涂层冷却速度高达 $10^6\sim 10^8$ °C/s,是一种典型的快速凝固过程,从而在涂层中易形成亚稳相。亚稳相的形成不仅与基材及陶瓷本身的物理、化学和热学等基本性能密切相关,还与陶瓷颗粒的熔化程度、温度、喷射速度、颗粒分布及基材温度等参数有关。在快速凝固过程中,熔体中的颗粒处于过冷状态,此时满足均匀成核条件,熔体中各相的成核能力由固相临界成核自由能决定,而不是由各相自由能高低来决定。因此,优先形核的不是具有低自由能的相,而是具有较低的临界成核自由能的相。由于在等离子喷涂中 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 具有较低的临界成核自由能,易于形核,而 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相的形核率则较小,所以涂层中以亚稳相的 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 为主^[15]。另外,金红石型氧化钛 Rutile-TiO_2 转变为板钛矿型氧化钛 Brookite-TiO_2 。

2.3 纳米结构陶瓷涂层显微的组织形成机理

在等离子喷涂纳米团聚体粉末中,在涂层中保留一定比例的纳米颗粒是其基本目标,同时为保证涂层的粘结强度,需要使纳米团聚体粉末有适当的熔化程

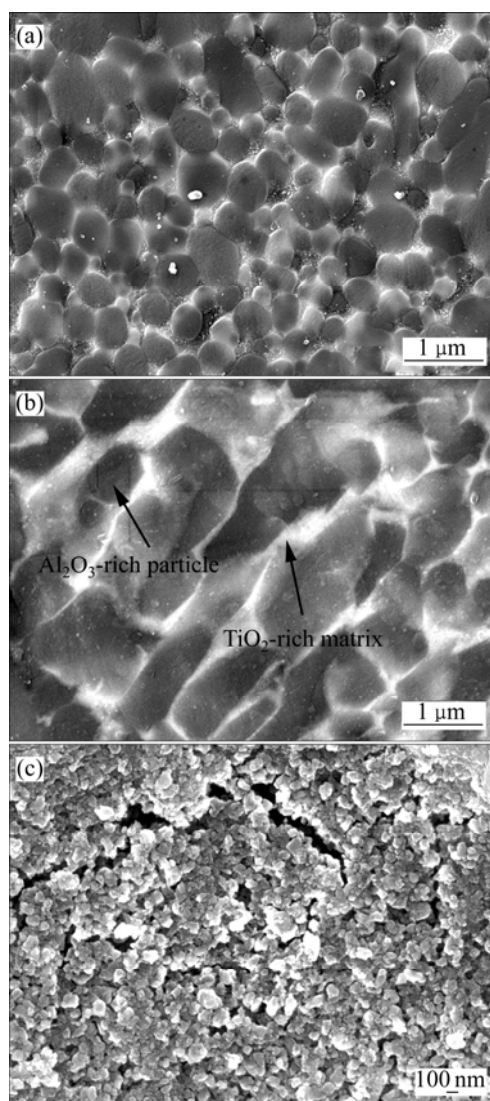


图 4 腐蚀前后部分熔化区的组织形貌及液相烧结区的固相烧结区

Fig.4 SEM morphologies of partially melted region: (a) Non-etched; (b) Etched, liquid-phase sintered region (a three-dimensional net or skeleton-like structure: Al_2O_3 -rich submicron particles distributing in TiO_2 -rich matrix); (c) Solid-phase sintered region (remained nanoparticles)

度^[16], 这与常规等离子喷涂希望获得完全熔化的粉末有一定区别。

在等离子喷涂过程中, 单个熔融团聚体粉末为形成涂层的基本单位, 单个粉末的行为包括如下 3 个基本过程: 1) 粉末送入等离子弧焰流的过程; 2) 粉末与等离子弧焰流的相互作用过程, 在等离子弧焰流的作用下, 粉末被加热、熔化; 3) 高温高速熔融粒子与基体(或已沉积形成的涂层)的作用, 包括熔融粉末与基体的碰撞、横向流动扁平化和急速冷却凝固。纳米

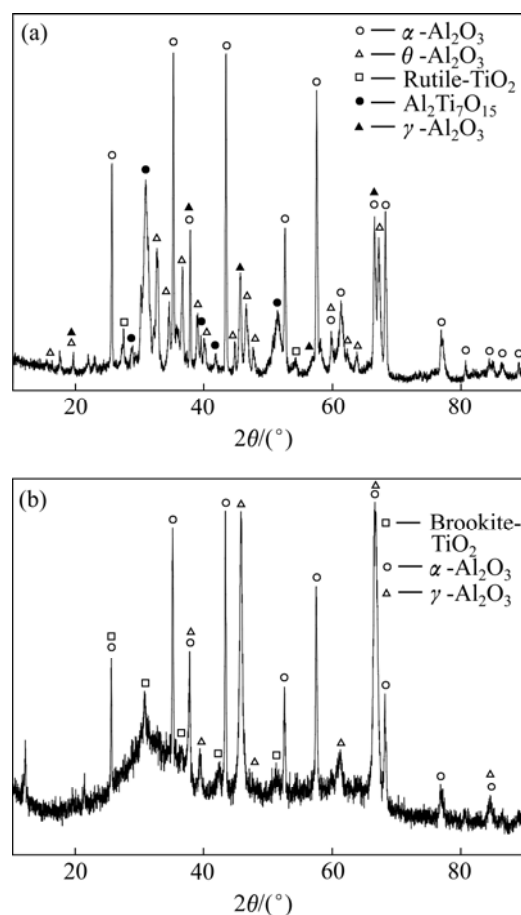


图 5 原始 n-AT13 粉末和等离子喷涂 n-AT13 涂层的 XRD 谱

Fig.5 XRD patterns of as-received n-AT13 powder(a) and plasma-sprayed n-AT13 coating(b)

团聚体粉末熔化状态理论上可以分为如下 3 种情况: 完全熔化, 部分熔化和完全未熔化。由于等离子弧焰流温度很高, 粉末完全未熔化基本上是不可能的, 因此, 在等离子喷涂纳米团聚体粉末时通常粉末只有完全熔化和部分熔化两种状态。

以等离子喷涂 n-AT13 复合陶瓷粉末为例, 在等离子喷涂过程中, 粉末周围等离子射流的加热作用使粉末整体温度越来越高。由于陶瓷材料本身的热传导系数较低, 加上纳米团聚体粉末内部较高的孔隙率使粉末热传导系数更低, 表面的热量不易向粉末内部传递, 因此, 在粉末径向有较高的温度梯度。假设粉末在沉积时其中心温度为 t_c , 则根据中心温度的高低可把粉末熔化状态分为 3 种情况, 结果如图 6 所示。当 $t_c \geq 2045^\circ\text{C}$ (Al_2O_3 熔点) 时, 则整个粉末完全熔化, 沉积时形成如图 3(a) 所示的完全熔化区; 当 t_c 在 1840°C (TiO_2 熔点) 到 2045°C 之间时, 在其内部区域达到 TiO_2 熔点而低于 Al_2O_3 熔点, 因此, TiO_2 熔化成基质相, 对 Al_2O_3 纳米粒子, 由于温度较高, 经历

液相(高

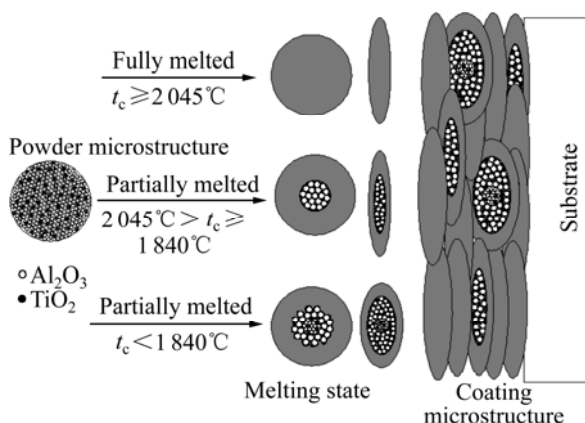


图6 纳米团聚体复合陶瓷粉末等离子喷涂过程中熔化状态与涂层显微组织关系示意图

Fig.6 Schematic illustration of melting states of nanostructured agglomerated composite ceramic powders during plasma spraying and microstructure in ceramic coating

温)烧结,在烧结过程中,以表面能降低为驱动,物质通过不同扩散途径向粒子间颈部和气孔部位填充,使颈部渐渐长大,细小的纳米粒子相互键联,晶粒长大,孔隙和晶界渐趋减少,致密性增加,形成如图3(b)、4(a)和(b)所示的亚微米 Al_2O_3 粒子镶嵌在 TiO_2 基质相的三维网状或骨骼状结构的液相烧结区;当 $t_c < 1840^\circ\text{C}$ 时,温度低于 1840°C 的区域则发生固相烧结,在等离子焰流中发生晶界吞并长大的驱动力在较低的温度和极短的时间内不足以使固相烧结区的纳米粒子长大^[17],因此,在此区域获得经过一定长大但仍保持在纳米尺度的纳米粒子,结果如图4(c)所示。此时整个部分熔化区就由三维网状或骨骼状结构的液相烧结区包裹着残留纳米粒子的固相烧结区组成,结果如图3(c)和(d)所示。

从以上的分析可以看出,纳米复合陶瓷涂层中部分熔化区形成液相烧结区和固相烧结区的根本原因是不同陶瓷材料 Al_2O_3 与 TiO_2 之间的熔点差异。由于在等离子喷涂过程中纳米团聚体粉末粒径、飞行轨迹的差别,使不同的粉末经历不同的熔化过程,即有完全熔化的粉末,也有部分熔化的粉末,这些不同熔化状态的粉末沉积变形后就形成图3(a)所示的微观组织结构。

3 结论

1) 以纳米团聚体 Al_2O_3 -13% TiO_2 复合陶瓷粉末为

材料,采用等离子喷涂技术,在TiAl表面制备出纳米结构复合陶瓷涂层。

2) 纳米结构复合陶瓷涂层由部分熔化区以及常规等离子喷涂类似的片层状的完全熔化区组成,根据组织结构的不同,部分熔化区又分为亚微米 Al_2O_3 粒子镶嵌在 TiO_2 基质相的三维网状或骨骼状结构的液相烧结区和经过一定长大但仍保持在纳米尺度的残留纳米粒子的固相烧结区。

3) 等离子喷涂过程中,涂层沉积时的快速凝固作用使原始粉末中部分 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 以及全部 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 转变为亚稳态 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。

4) 纳米结构复合陶瓷涂层中的完全熔化区(片层状组织)、液相烧结区(三维网状结构)及固相烧结区(残留纳米粒子)分别由等离子喷涂过程中纳米团聚体粉末在温度高于 2045°C 、介于 1840°C 到 2045°C 之间以及低于 1840°C 区域沉积获得。纳米结构复合陶瓷涂层中不同部分的熔化组织的成因源于复合陶瓷粉末中 Al_2O_3 与 TiO_2 熔点的差异。

REFERENCES

- [1] BEELE W, MARIJINISSEN G, VAN LIESHOUT A. The evolution of thermal barrier coatings—status and upcoming solutions for today's key issues[J]. Surface and Coatings Technology, 1999, 120/121: 61–67.
- [2] CHU P K, CHEN J Y, HUANG N. Plasma-surface modification of biomaterials[J]. Mater Sci Eng R, 2002, 36(5/6): 143–206.
- [3] LBRAHIM A, LIMA R S, BERNDT C C, MARPLE B R. Fatigue and mechanical properties of nanostructured and conventional titania (TiO_2) thermal spray coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2007, 201(16/17): 7589–7596.
- [4] KIM J H, YANG H S, BAIK K H, SEONG B G, LEE C H, HWANG S Y. Development and properties of nanostructured thermal spray coatings[J]. Current Applied Physics, 2006, 6(6): 1002–1006.
- [5] ZHANG Jian-xin, HE Ji-ning, DONG Yan-chun, LI Xiang-zhi, YAN Dian-ran. Microstructure characteristics of Al_2O_3 -13wt.% TiO_2 coating plasma spray deposited with nanocrystalline powders[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 197(1/3): 31–35.
- [6] ZHANG Jian-xin, HE Ji-ning, DONG Yan-chun, LI Xiang-zhi, YAN Dian-ran. Microstructure and properties of Al_2O_3 -13wt.% TiO_2 coatings sprayed using nanostructured powders[J]. Rare Metals, 2007, 26(4): 391–397.
- [7] WANG Y, TIAN W, YANG Y. Thermal shock behavior of nanostructured and conventional Al_2O_3 /13wt.% TiO_2 coatings fabricated by plasma spraying[J]. Surface and Coatings Technology, 2007, 201(18): 7746–7754.

- [8] 林 锋, 于月光, 蒋显亮, 曾克里, 任先京, 李振铎. 等离子体喷涂纳米结构热障涂层微观组织及性能[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(3): 482–487.
- LIN Feng, YU Yue-guang, JIANG Xian-liang, ZENG Ke-li, REN Xian-jing, LI Zhen-duo. Microstructures and properties of nanostructured TBCs fabricated by plasma spraying[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(3): 482–487.
- [9] 李春福, 王 斌, 王 戎, 丁武成, 牛艳花, 朱泽华. 纳米掺杂 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ 等离子喷涂涂层的组织及性能[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(9): 1397–1403.
- LI Chuan-fu, WANG Bin, WANG Rong, DING Wu-cheng, NIU Yan-hua, ZHU Ze-hua. Microstructure and performance of nano-doping $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ plasma spray coating[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(9): 1397–1403.
- [10] GELL M, JORDAN E H, SOHN Y H, GOBERMAN D, SHAW L, XIAO T D. Development and implementation of plasma-sprayed nanostructured ceramic coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 146/147: 48–54.
- [11] SHAW LENON L, GOBERMAN DANIEL, REN RUIMING, GELL MAURICE, JIANG STEPHEN, WANG YOU, XIAO T. DANNY, STRUTT PETER R. The dependency of microstructure and properties of nanostructured coatings on plasma spray conditions[J]. Surface and Coatings Technology, 2000, 130(1): 1–8.
- [12] LIMA R S, KUCUK A, BERNDT C C. Integrity of nanostructured partially stabilized zirconia after plasma spray processing[J]. Mater Sci Eng A, 2001, 313(1/2): 75–82.
- [13] 杨元政, 刘正义, 庄育智. 等离子喷涂 $\text{Al}_2\text{O}_3+13\%\text{TiO}_2$ 陶瓷涂层的组织结构及其耐磨性[J]. 功能材料, 2000, 31(4): 390–392.
- YANG Yuan-zheng, LIU Zheng-yi, ZHUANG Yu-zhi. The structure and wear resistance of plasma sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3+13\%\text{TiO}_2$ ceramic coating[J]. Journal of Functional Materials, 2000, 31(4): 390–392.
- [14] WANG Y, JIANG S, WANG M D, WANG S, XIAO T D, STRUTT P R. Abrasive wear characteristics of plasma sprayed nanostructured alumina/titania coatings[J]. Wear, 2000, 237(2): 176–185.
- [15] LIN X H, ZENG Y, ZHOU X M, DING C. Microstructure of alumina-3wt.% titania coatings by plasma spraying with nanostructured powders[J]. Mater Sci Eng A, 2003, 357(1/2): 228–234.
- [16] AHMED I, BERGMAN T L. Optimization of plasma spray processing parameters for deposition of nanostructured powders for coating formation[J]. Journal of Fluids Engineering, 2006, 128(2): 394–401.
- [17] 宫文彪, 孙大千, 孙喜兵, 刘 威. 等离子喷涂纳米团聚体粉末的熔化特性研究[J]. 材料热处理学报, 2007, 28(4): 125–129.
- GONG Wen-biao, SUN Da-qian, SUN Xi-bing, LIU Wei. Study on melting characteristics of plasma-sprayed nanometer agglomerated powders[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2007, 28(4): 125–129.

(编辑 龙怀中)