

W-Y₂O₃ 复合材料和梯度材料的制备及力学性能

王诗阳^{1,2}, 傅宇东¹, 陈磊², 王玉山²

(1. 哈尔滨工程大学 材料科学与化学工程学院, 哈尔滨 150001; 2. 哈尔滨工业大学 特种陶瓷研究所, 哈尔滨 150001)

摘要: 采用无压烧结工艺制备了 Y₂O₃ 体积含量梯度变化的 W-Y₂O₃ 复合材料, 分析了复合材料的物相和组织, 并通过对各复合材料力学性能的测试和断口形貌的观察, 探讨了 W-Y₂O₃ 复合材料的断裂机理。采用有限元模拟 W-Y₂O₃ 梯度材料制备过程中的应力场, 分析了 W-Y₂O₃ 梯度材料各梯度层成分含量和结构设计的可行性, 并成功制备了 W-Y₂O₃ 梯度材料。结果表明: W-Y₂O₃ 复合材料中, 随着 Y₂O₃ 含量的逐渐增加, 材料的力学性能逐渐降低, 该现象是组成相的固有强度、气孔率和晶粒尺寸等因素共同作用的结果。该成分分布和梯度结构的设计可制备界面结合良好且内部无热裂纹缺陷的 W-Y₂O₃ 梯度材料。

关键词: W-Y₂O₃ 梯度材料; W-Y₂O₃ 复合材料; 热应力; 力学性能

中图分类号: TB331 文献标识码: A

Fabrication and Mechanical Property of W-Y₂O₃ Composites and Graded material

WANG Shi-Yang^{1,2}, FU Yu-Dong¹, CHEN Lei², WANG Yu-Jin²

(1. College of Materials Science and Chemical Engineering; Harbin Engineering University, Harbin 150001, China; 2. Institute for Advanced Ceramics; Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: W-Y₂O₃ composite with the gradient variation of volume content of Y₂O₃ was fabricated by pressureless sintering process. Phases and microstructure of W-Y₂O₃ composite were characterized. Fracture mechanism was explored by means of the measured results of mechanical properties and fracture morphology. Distribution of thermal stress in W-Y₂O₃ graded material during sintering is simulated by finite element method, while feasibility of composition content and structure of each layer are analyzed, then W-Y₂O₃ graded material is successfully fabricated by this process. The results show that the mechanical properties of W-Y₂O₃ composite decrease with the increment of volume content of Y₂O₃, which is mainly contributed to the effects of inherent strength of composed phase, porosity and grain size. Finally, faultless W-Y₂O₃ graded material with high quality of interface bonding can be fabricated by reasonable design of gradient layers.

Key words: W-Y₂O₃ Graded Material; W-Y₂O₃ composites; Thermal stress; Mechanical property

随着科学技术的快速发展, 一些具有特殊使用性和功能性的高温合金(Ti-Al、Mg-Al、Nb-Si、Zr-U

等)被广泛应用于航空航天、船舶工程、石油化工、国防军工和生物医疗等领域^[1-5]。高温合金的熔炼纯

收稿日期: 2017-07-20; 收到修改稿日期: 2017-09-15

基金项目: 国家自然科学基金(51532006, 51172052, 51621091); 教育部新世纪人才计划(NCET-13-0177)

National Natural Science Foundation of China (51532006, 51172052, 51621091); Program for New Century Excellent Talents in University (NCET-13-0177)

作者简介: 王诗阳(1988-), 男, 博士研究生. E-mail: vivienneop@163.com

通讯作者: 傅宇东, 副教授. E-mail: fuyudong@hrbeu.edu.cn; 王玉山, 教授. E-mail: wangyuj@hit.edu.cn

度是保证材料性能的一项重要指标, 因此, 熔炼坩埚的选材也就成为了影响金属及高温合金纯度的关键因素。高温合金熔炼坩埚材料应具备优良的热化学稳定性和抗侵蚀性, 在高温使用过程中, 坩埚材料不与合金发生反应; 与此同时, 高温合金熔炼坩埚材料应兼顾优良的力学性能和抗热震性能, 保证熔炼坩埚在高温热循环、强辐射等苛刻条件下必要的服役寿命。

热力学计算表明, 在 1200~1900 K 温度区间内, Y₂O₃ 具有最好的热化学稳定性, 且与熔融金属互相润湿, 保证熔炼金属的纯度^[6]。因此, Y₂O₃ 陶瓷被认为是高温合金熔炼和精密铸造的理想耐火材料^[7-8]。然而, Y₂O₃ 陶瓷的力学性能和抗热震性能较差, 制约了其作为高温合金熔炼坩埚材料的应用。金属 W 熔点高达 3410℃, 具有高热导率、低热膨胀系数、优异的耐蚀性和抗热冲击性能, 但其抗液态金属腐蚀的性能较差; 同时, W 作为难熔金属, 在低温条件下较难实现烧结的致密化, 这也在一定程度上提高了 W 用于熔炼坩埚材料的成本^[9-10]。W 和 Y₂O₃ 在高温下有较好的化学相容性, 在 W 的烧结过程中, Y₂O₃ 作为弥散相, 阻碍了钨的高温回复及再结晶过程, 抑制了钨晶粒的长大, 从而提高了钨的高温强度和抗蠕变性能, 降低了钨的韧脆转变温度。此外, W 与 Y₂O₃ 形成低熔点的化合物 WO₃-Y₂O₃ 可降低烧结温度, 提高 W 的致密度^[11]。在高温合金的熔炼过程中, W-Y₂O₃ 梯度材料中的 Y₂O₃ 提供热阻效应, 保护金属不受腐蚀和氧化, W 则起到增韧和强化作用。然而, 关于 W-Y₂O₃ 梯度材料设计及性能的研究报道却极为少见^[12-13]。综合考虑 Y₂O₃ 和 W 的优缺点, 将纯 Y₂O₃ 陶瓷侧作为坩埚内壁, 制备一种成分梯度过渡的 W-Y₂O₃ 梯度材料可作为高温合金熔炼坩埚的理想材料。

本工作为 1900℃ 采用无压烧结工艺制备了 Y₂O₃ 体积含量梯度变化的 W-Y₂O₃ 复合材料, 分析了 W-Y₂O₃ 复合材料的物相和组织, 通过对各复合材料力学性能的测试及断口形貌的表征, 探讨了 W-Y₂O₃ 梯度材料可能存在的断裂形式。通过 ANSYS 有限元软件模拟 W-Y₂O₃ 梯度材料制备过程中的残余热应力场分布, 验证了 W-Y₂O₃ 梯度材料设计的合理性, 并采用粉末铺层法和无压烧结工艺成功制备出界面结合良好且内部无热裂纹缺陷的 W-Y₂O₃ 梯度材料。

1 实验方法

采用 Wakashima 幂函数模型^[14]对不同成分分布

及各梯度层组元的体积分数进行计算, 如式(1)、(2)所示:

$$C_a = \left(\frac{x}{l}\right)^p \tag{1}$$

$$C_b = 1 - C_a \tag{2}$$

式中, x 为梯度层中的位置, l 为梯度层厚度(mm), p 为成分分布指数, C_a 、 C_b 分别为两组元的体积含量。根据式(1)和(2)对 p 为 0.5 时各梯度层组元的体积含量进行计算。W-Y₂O₃ 梯度材料的设计尺寸为 $\phi 60\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 。其中, 纯 W 层和纯 W-Y₂O₃ 层厚度均为 2 mm, 各复合材料梯度层成分含量及层厚如表 1 所示。并采用 1900℃ 真空无压烧结工艺制备 W-Y₂O₃ 复合材料。

采用 ANSYS 有限元软件对 W-Y₂O₃ 梯度材料的稳态残余热应力进行模拟(FEA)。由于材料在 1500℃ 以上处于零应力状态^[15], 故选取 PLANE 13 轴对称单元对梯度材料截面的稳态残余热应力场进行模拟。分别采用 Ravichandran 模型^[16]、Reuss 模型^[17]和 Turner 模型^[18]对 W-Y₂O₃ 复合材料梯度层的弹性模量、泊松比和热膨胀系数进行拟合。

根据各层复合材料的组分配比, 称取原始 Y₂O₃ 粉末(纯度为 99.99%, 平均粒径 6~8 μm)和 W 粉(纯度>99%, 平均粒径 0.5~1.0 μm)置于烧杯中, 无水乙醇作为分散介质超声分散 5 min, 将分散好的粉末置于 90℃ 的水浴加热搅拌, 并加入 1.5wt% 的聚丙烯酸作为分散剂。待水浴蒸发完乙醇后, 将得到的复合粉末置于 90℃ 烘箱中干燥 12 h。然后, 对干燥后得到的粉末球磨 24 h 得到分布均匀的复合粉体。经 20 MPa 模压成型后, 再经过 200 MPa 冷等静压, 保压 5 min 得到预制坯体。将预制坯体放置于 ZrO₂ 坩埚中, 采用 1900℃ 真空无压烧结工艺制备 W-Y₂O₃ 复合材料, 并采用粉末层铺法和该烧结工艺制备 W-Y₂O₃ 梯度材料。

表 1 W-Y₂O₃ 复合材料梯度层的成分含量及厚度
Table 1 Compositional and thickness designs of W-Y₂O₃ composite layers

Composite code	Composition/vol%		Thickness/mm
	W	Y ₂ O ₃	
WY1	82	18	0.5
WY2	69	31	0.5
WY3	57	43	1.0
WY4	44	56	1.0
WY5	34	66	1.0
WY6	25	75	1.0
WY7	17	83	1.0
WY8	6	94	2.0

采用阿基米德排水法测定 W-Y₂O₃ 复合材料的实际密度并计算材料的致密度。使用日本理学电机 D/max-γ B 型 X 射线衍射仪(XRD)对 W-Y₂O₃ 复合材料的物相进行表征,使用 ZEISSE VO18 型扫描电镜 (SEM)对 W-Y₂O₃ 梯度材料截面组织形貌、W-Y₂O₃ 复合材料的组织及断口形貌进行观察。根据 GB/T 16534-96 测试 W-Y₂O₃ 梯度材料各层及层间界面的硬度,载荷为 98 N,保压时间 10 s,每个试样测试 10 点并取平均值。根据 GB/T 4741-1999,使用 Instron-5500 型万能力学试验机,采用三点弯曲法测试 W-Y₂O₃ 复合材料的抗弯强度和弹性模量,压头移动速率为 0.5 mm/min,试样尺寸为 3 mm×4 mm×26 mm,跨距为 20 mm。

2 结果与讨论

2.1 W-Y₂O₃ 复合材料的物相分析

图 1 为 W-Y₂O₃ 复合材料的 XRD 图谱。由图可知,各 W-Y₂O₃ 复合材料中均含有 Y₂O₃ 和 W 两相,且随着复合材料中 Y₂O₃ 含量的增加, Y₂O₃ 衍射峰的强度逐渐增强,这也符合复合材料体系的设计。此外,在 Y₂O₃ 含量较大的复合材料中还存在 Y₂WO₆ 相。当 Y₂O₃ 处于高真空状态下,由于氧分压的降低, Y₂O₃ 中的氧原子活性较常压下有所提高,形成了活性较强的游离氧原子。该体系中 W 易与游离的活性氧原子反应生成 WO₃,在 Y₂O₃ 含量较高的环境下, WO₃ 与 Y₂O₃ 反应优先生成 Y₂WO₆ 相,而 Y₂WO₆ 相熔点为 1706℃^[19-20]。因此,在 W-Y₂O₃ 复合材料的烧结过程中,随着 Y₂WO₆ 相的熔化伴随着液相烧结。但随着保温时间的延长,液相在较高的蒸气压下升华,导致 W-Y₂O₃ 复合材料中 Y₂WO₆ 相的含量较低。

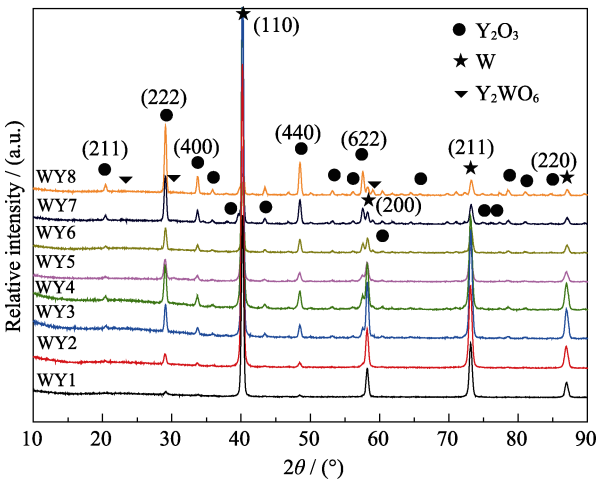


图 1 W-Y₂O₃ 复合材料的 XRD 图谱
Fig. 1 XRD patterns of W-Y₂O₃ composites

2.2 W-Y₂O₃ 复合材料的致密度

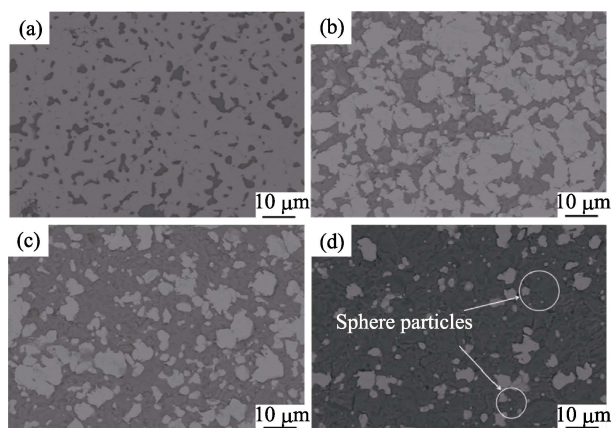
W-Y₂O₃ 复合材料的致密度及收缩率如表 2 所示。从表中可以看出, W 含量较高的 W-Y₂O₃ 复合材料却具有较高的致密度, WY1 材料的致密度可达 99.5%。一般来说, W 作为难烧结金属,其烧结温度约为 2000℃,但由于 WO₃ 与 Y₂O₃ 反应生成的 Y₂WO₆ 相液相烧结的作用促进了复合材料材料的致密化。W-Y₂O₃ 复合材料的致密度随着 Y₂O₃ 含量的增加而逐渐降低,当复合材料中 Y₂O₃ 的体积含量由 56%增加至 94%时,材料致密度降低程度较大,由 98.1%降至 91.1%。分析认为, Y₂O₃ 含量较高的 W-Y₂O₃ 复合材料在烧结过程中存在物质部分损失,高真空环境下,材料中形成的一定量 WO₃ 为易升华物质,随着温度升高未与 Y₂O₃ 反应的 WO₃ 比较容易在烧结过程中挥发。此外, W-Y₂O₃ 复合材料的轴向收缩率约为 20.0%,而材料的径向收缩率则随着 Y₂O₃ 含量的增加而逐渐降低,相比于 YW1 的径向收缩率 14.6%, YW8 复合材料的径向收缩率降低了 4.7%。在 W-Y₂O₃ 梯度烧结过程中,轴向收缩产生轴向压应力,有利于梯度材料的致密化;但在梯度材料中,各梯度层间相差较大的径向收缩率产生不同大小的拉应力,容易在烧结过程中造成梯度材料层间开裂及剥落。

2.3 W-Y₂O₃ 复合材料的组织形貌

图 2 为 W-Y₂O₃ 复合材料组织形貌的背散射电子相。从图 2 (a)~(c)中可以看出,在复合材料的组织中存在黑白两相。在图 2 (d)中,除出现的黑白两相外,在 Y₂O₃ 含量较大的 W-Y₂O₃ 复合材料中 W 颗粒周围包裹着一层灰色相,并形成了壳核结构。结合 XRD 物相分析结果可知灰色相为 Y₂WO₆ 相。随着复合材料中 Y₂O₃ 含量的增加, W 逐渐由连续相过渡为细小的球形颗粒并分布于 Y₂O₃ 基体中,其主要是 Y₂WO₆ 相的液相烧结加快了颗粒间的传质,多边形颗粒的边角处能量较高,容易发生扩散甚至溶

表 2 W-Y₂O₃ 复合材料的致密度
Table 2 The relative densities of W-Y₂O₃ composites

Materials code	Measured density/(g·cm ⁻³)	Density /%	Axial shrinkage/%	Radial shrinkage/%
WY1	16.679	99.5	19.8	14.6
WY2	14.657	98.3	20.0	13.7
WY3	12.934	98.1	19.8	12.5
WY4	10.899	96.3	20.3	11.5
WY5	9.226	93.3	20.0	12.2
WY6	7.916	92.1	20.0	10.7
WY7	6.879	92.4	20.1	10.3
WY8	5.347	91.1	19.7	9.9

图2 W-Y₂O₃ 复合材料组织形貌 SEM 照片Fig. 2 SEM images of W-Y₂O₃ composites

(a) WY1; (b) WY3; (c) WY5; (d) WY7

解, 使得颗粒趋近于能量较低的球形。随着复合材料中 Y₂O₃ 含量的增加, 复合材料中的气孔逐渐增多, 从而导致复合材料的致密度相对降低, 与致密度的测试结果保持一致。

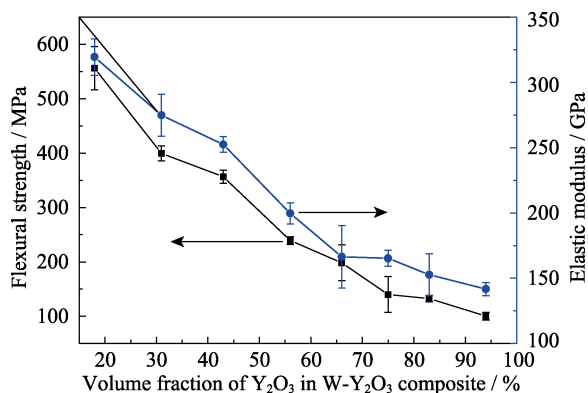
2.4 W-Y₂O₃ 复合材料的力学性能

图3为W-Y₂O₃复合材料的抗弯强度和弹性模量与Y₂O₃体积分数的关系曲线。从图中可以看出, 在制备的W-Y₂O₃复合材料中, 随着Y₂O₃体积分数的增加, 复合材料的抗弯强度呈现逐渐降低的趋势。材料的抗弯强度由Y₂O₃体积含量为18%时的556.2 MPa逐渐降低到Y₂O₃体积含量为94%时的100.2 MPa。陶瓷材料的强度随材料的纯度、微观组织结构因素及表面状态的变化而变化, 其中最常用的公式可表示为^[21]:

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-\alpha q) \quad (3)$$

式中, q 为气孔率, σ_0 为 $q=0$ 时的强度, α 为常数, 一般在 4~7 之间。由上式可知, 复合材料的强度与组成相的固有强度 σ_0 和材料的气孔率 q 有关^[21]。

W-Y₂O₃ 复合材料的致密度随着 Y₂O₃ 体积分数的升

图3 W-Y₂O₃ 复合材料的抗弯强度和弹性模量Fig. 3 Flexural strength and elastic modulus of W-Y₂O₃ composites

高而降低, 气孔率 q 随着 Y₂O₃ 体积分数的增加而升高; 另一方面, σ_0 取决于复合材料的成分配比, 虽然 Y₂O₃ 的存在能够抑制 W 的晶粒长大^[22], 在一定程度上增加基体的强度; 但 Y₂O₃ 的固有强度较低, 故 W-Y₂O₃ 复合材料的抗弯强度呈现了随 Y₂O₃ 的含量增加而降低的规律。

从 W-Y₂O₃ 复合材料的弹性模量与 Y₂O₃ 体积分数的关系曲线可以看出, 随着 Y₂O₃ 体积分数的增加, 复合材料的弹性模量也逐渐降低, 由 Y₂O₃ 体积含量为 18% 时的 319.5 GPa 降低至 Y₂O₃ 体积含量为 94% 时的 141.7 GPa。Y₂O₃ 的理论弹性模量 E_0 为 173 GPa, 因此, W-Y₂O₃ 复合材料弹性模量的变化趋势是气孔率 q 和组成相弹性模量 E_0 共同作用的结果。

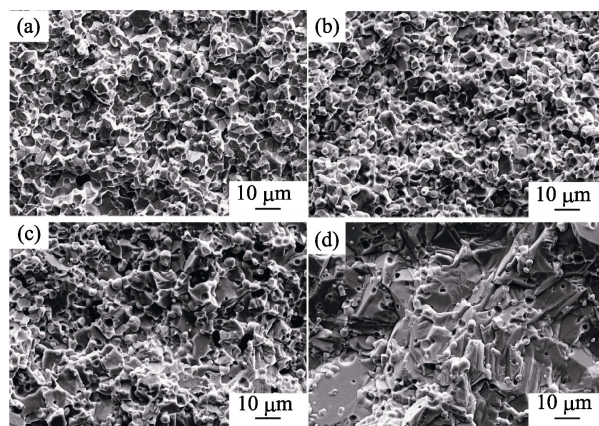
图4为W-Y₂O₃复合材料的断口形貌。由图可见, W-Y₂O₃复合材料主要以W的沿晶断裂和Y₂O₃的穿晶断裂为主, W与Y₂O₃的界面结合较好。在W含量较高的W-Y₂O₃复合材料中, W晶粒较为细小且均匀; 随着复合材料中Y₂O₃含量的增加, 材料的断裂方式从W的沿晶断裂逐渐转变为Y₂O₃的穿晶解理断裂方式, Y₂O₃晶粒内部的气孔逐渐增多。W颗粒作为弥散相大多分布于Y₂O₃的晶界处, 具有一定的钉扎效应, 但Y₂O₃晶粒明显长大, 根据Hall-Petch关系式^[21]:

$$\sigma_b = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (4)$$

式中, σ_0 为无限大晶粒的强度, k 为系数, d 为晶粒直径。由式(4)可见, W-Y₂O₃复合材料的断裂强度随着Y₂O₃晶粒尺寸的增大而降低。因此, 晶粒尺寸也是影响W-Y₂O₃复合材料力学性能的关键因素。

2.5 W-Y₂O₃ 梯度材料的应力场有限元模拟

材料的烧结过程的热弹性问题应采用增量理论, 建立应力增量和应变增量间的本构方程, 并通过积分总应力和总应变。热弹性区的应力增量可表

图4 W-Y₂O₃ 复合材料的断口形貌Fig. 4 Fracture surface SEM images of W-Y₂O₃ composites

(a) WY1; (b) WY3; (c) WY5; (d) WY7

示为^[23]:

$$\{d\sigma\} = [D]_e \{d\varepsilon\} - [D]_e \left\{ \{\alpha\} + \frac{\partial [D]_e^{-1}}{\partial T} \{\sigma\} \right\} \quad (5)$$

式中, $\{d\varepsilon\}$ 为产生的弹性应变增量, $[D]_e$ 为弹性矩阵; $\{\alpha\}$ 为热膨胀系数 ($10^{-6}/^{\circ}\text{C}$); T 为温度 ($^{\circ}\text{C}$)。W-Y₂O₃ 梯度材料的网格划分如图 5 所示, 网格长度 0.2 mm。

图 6(a) 为 1500 $^{\circ}\text{C}$ 时 W-Y₂O₃ 梯度材料的应力分布云图, 从图中可以看出, 由于各梯度层材料弹性模量及热膨胀系数的差异引起的热应力错配, 导致各梯度层界面处的热应力明显增大, 而各梯度层内部的热应力分布则较为均匀。热应力的最大值为 250.0 MPa, 位于富 W 端最底层与相邻梯度层界面

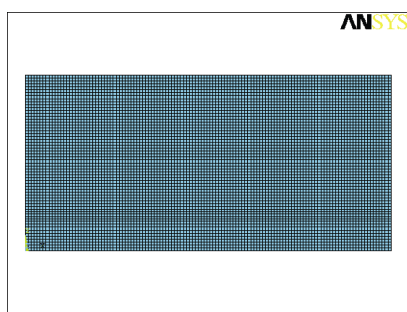


图 5 W-Y₂O₃ 梯度材料的网格划分模型

Fig. 5 Mesh generation of W-Y₂O₃ graded material

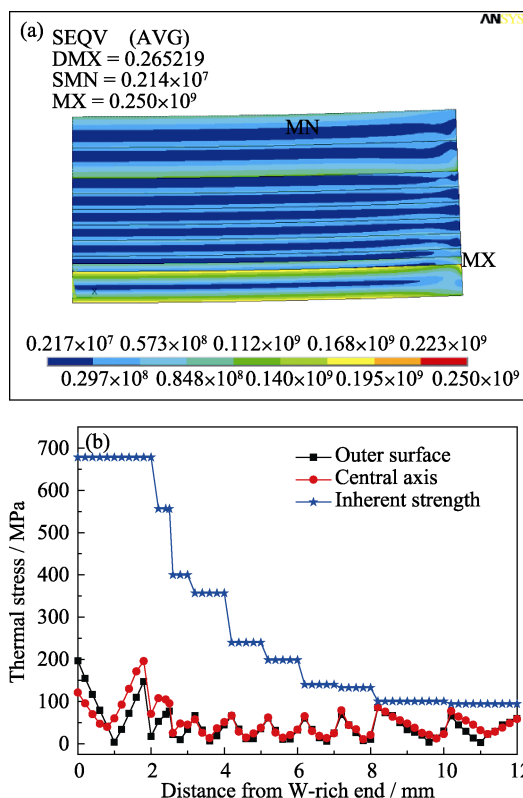


图 6 W-Y₂O₃ 梯度材料的应力场有限元模拟结果

Fig. 6 FEA results of thermal stress

(a) Stress distribution pattern; (b) Stress distribution curves

的外侧边缘处; 根据二维热应力的表达式, 在稳态的温度场下, 材料的热应力主要受材料的热膨胀系数、弹性模量及泊松比大小的影响, 由于 W-Y₂O₃ 复合材料泊松比的相差并不大, 故其主要的影响因素是热膨胀系数和弹性模量的乘积, 故材料的最大热应力主要集中于富 W 端最底层与相邻梯度层界面外侧边缘处; 而最小热应力仅为 2.14 MPa, 位于纯 Y₂O₃ 层中。

图 6(b) 为 W-Y₂O₃ 梯度材料中心轴与外表面各节点的应力变化曲线, 除 W 端底层和纯 Y₂O₃ 层外, 各梯度层中心轴处各节点的热应力均高于外表面处的热应力, 这主要是由于梯度材料外表面为自由边界条件, 残余热应力得以释放所致。由于宏观各梯度层弹热应力的不匹配, 导致各梯度层层间界面处的热应力存在一个峰值, 且由富 W 端至富 Y₂O₃ 端逐渐降低。复合材料内部及层间界面处的热应力为拉应力, 理论上, 陶瓷材料的抗弯强度应高于其抗拉强度, 但由于陶瓷材料抗拉强度的测量较为困难, 且梯度层界面处微观组织的连续性也相应地增强了其抗拉强度, 故采用 W-Y₂O₃ 复合材料的抗弯强度作为其固有强度。从图中可以看出, W-Y₂O₃ 梯度材料各复合材料梯度层内部及层间界面处的热应力均低于材料的固有强度, 不会导致材料的破坏性断裂, 但富 Y₂O₃ 端梯度层界面处的热应力值与材料固有强度值较为接近, 说明该处为材料烧结过程中易断破坏处。综合分析结果, 该成分含量及梯度层的设计可制备出完好无裂纹的 W-Y₂O₃ 梯度材料。

2.6 W-Y₂O₃ 梯度材料的截面组织形貌及硬度

图 7 为 W-Y₂O₃ 梯度材料的截面组织形貌。从图中可以看出, 白色相为 W 相, 灰色相为 Y₂O₃ 相, 材料的组分从富 W 端至富 Y₂O₃ 端呈梯度过渡, 无明显的层间界面存在, 各梯度层的厚度与设计保持一致, 且 W-Y₂O₃ 梯度材料内部无热应力引发而产生的热裂纹。在梯度材料中, 即使在梯度层间界面处也必然存在一连续组元, 因此, W-Y₂O₃ 梯度材料的微观组织具有连续性, 这种微观组织的连续性有利于克服由界面导致材料性能突变, 也是保证 W-Y₂O₃ 梯度材料发挥其性能的关键。

图 8 为 W-Y₂O₃ 梯度材料不同位置处的硬度值。

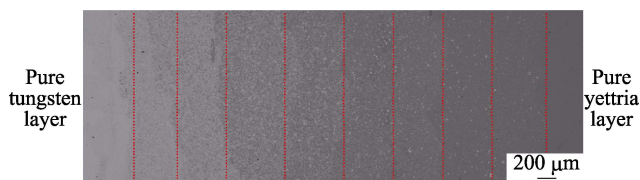


图 7 W-Y₂O₃ 梯度材料的截面组织形貌

Fig. 7 Cross section SEM image of W-Y₂O₃ graded material

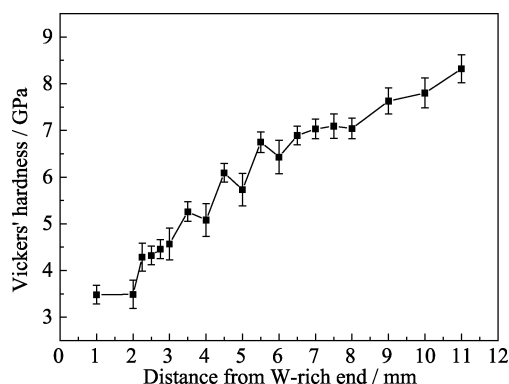


图8 W-Y₂O₃ 梯度材料不同位置处的硬度值

Fig. 8 Vickers hardness of W-Y₂O₃ graded materials at different positions

从测试结果可知, 随着 W-Y₂O₃ 梯度材料各梯度层中 Y₂O₃ 陶瓷相含量的增加, 材料的硬度值逐渐上升, 纯 W 层的硬度为 3.48 GPa, 而纯 Y₂O₃ 层的硬度可达 8.32 GPa, 说明 Y₂O₃ 陶瓷相对提高 W-Y₂O₃ 复合材料的硬度起到关键作用。各层间界面处的硬度值并无明显降低现象, 如从 W 端底层 2.5 mm 处的硬度为 4.32 GPa, 而与其相邻的 WY1 和 WY2 梯度层的硬度值分别为 4.29 GPa 和 4.46 GPa, 结果表明各梯度层间的界面结合较好, 且各梯度层热物理性能差异产生的热应力错配对制备 W-Y₂O₃ 梯度材料的层间界面影响较小。

3 结论

(1) 制备的 W-Y₂O₃ 复合材料中均含有 W 和 Y₂O₃ 两相。在 Y₂O₃ 含量较大的梯度层复合材料中还存在 Y₂WO₆ 相。各梯度层复合材料的致密度随着 Y₂O₃ 含量的增加而逐渐降低, Y₂WO₆ 相的液相烧结有利于材料的致密化。

(2) 随着 W-Y₂O₃ 复合材料中 Y₂O₃ 含量的梯度增加, 复合材料的抗弯强度和弹性模量逐渐降低, 复合材料的强度降低是组成相的固有强度、气孔率和晶粒尺寸等因素共同作用的结果。且其主要断裂形式为 W 的沿晶断裂和 Y₂O₃ 的穿晶断裂。

(3) 热应力有限元模拟结果表明, W-Y₂O₃ 梯度材料制备中产生的热应力最大值和最小值分别为 250.0 MPa 和 2.14 MPa, 均低于各梯度层 W-Y₂O₃ 复合材料的固有强度, 故不会导致材料的破坏性断裂, 该成分含量及梯度层的设计可制备内部完好无热裂纹的 W-Y₂O₃ 梯度材料。

(4) 采用 1900℃ 无压烧结制备的 W-Y₂O₃ 梯度材料的组分从富 W 端至富 Y₂O₃ 端呈梯度过渡, 无明显的层间界面存在。各梯度层的硬度随着 Y₂O₃

含量的增加而逐渐增大, 且层间界面处的硬度无明显降低, 说明各梯度层间的界面结合较好, 各梯度层热物理性能差异产生的热应力错配对制备 W-Y₂O₃ 梯度材料的层间界面影响不大。

参考文献:

- [1] TETSUI T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles. *Materials Science & Engineering A*, 2002, **329-331(1)**: 582-588.
- [2] CUI REN-JIE, GAO MING, ZHANG HU, *et al.* Interactions between TiAl alloys and yttria refractory material in casting process. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, **210(9)**: 1190-1196.
- [3] 苏叶清. 镁合金熔炼用陶瓷材料的研究. 天津: 天津大学硕士学位论文, 2004: 1-3.
- [4] GUAN P, GUO X P, DING X, *et al.* Directionally solidified microstructure of an ultra-high temperature Nb-Si-Ti-Hf-Cr-Al alloy. *Acta Metallurgica Sinica*, 2004, **23(4)**: 1093-1098.
- [5] 吴梅柏. Nb 基超高温合金熔炼用坩埚的选择及石墨坩埚惰性涂层的制备. 西安: 西北工业大学硕士学位论文, 2007: 5-10.
- [6] ZHANG XIAN, CHENG LAI-FEI, ZHANG LI-TONG, *et al.* Thermodynamic analysis for the reaction of liquid uranium and its alloys with coatings of graphite crucibles. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2003, **32(3)**: 187-190.
- [7] HINO T, AKIBA M. Japanese developments of fusion reactor plasma facing components. *Fusion Engineering & Design*, 2000, **49-50**: 97-105.
- [8] DAVIS J W, BARABASHV R, MAKAHANKOW A, *et al.* Assessment of tungsten for use in the ITER plasma facing components. *Journal of Nuclear Materials*, 1998, **258-263(4)**: 308-312.
- [9] KUANG J P, HARDING R A, CAMPBELL J. Investigation into refractories as crucible and mould materials for melting and casting γ -TiAl alloys. *Materials Science and Technology*, 2000, **16(9)**: 1007-1016.
- [10] TAN JUN, ZHOU ZHANG-JIAN, ZHONG MING, *et al.* Fabrication and performance evaluation of yttrium oxide dispersion strengthen tungsten composites. *China Tungsten Industry*, 2012, **21(1)**: 40-42.
- [11] ISHIWATA Y, ITOH Y. Fabrication and application of yttrium oxide dispersion tungsten composites. *China Tungsten Industry*, 1997, **9**: 14-20.
- [12] NAEBE M, SHIRVANIMOGHADDAM K. Functionally graded materials: a review of fabrication and properties. *Applied Materials Today*, 2016, **5**: 223-245.
- [13] BURLAYENKO V N, ALTENBACH H, SADOWSKI T, *et al.* Modelling functionally graded materials in heat transfer and thermal stress analysis by means of graded finite elements. *Applied Mathematical Modelling*, 2017, **45**: 422-438.

- [14] WAKASHIMA K, HIRANO T, NIINOM. Space applications of advanced structural materials. *ESA Special Publication*, 1990, **303**: 97.
- [15] 沈海丰. Y_2O_3 -W 功能梯度材料的设计及抗热震性能. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学硕士学位论文, 2013: 36.
- [16] RAVICHANDRANK S. Elastic properties of two phase composites. *Journal of the American Ceramic Society*, 1994, **77(5)**: 1178–1184.
- [17] FENG YUN-BIAO, GUO SHUANG-QUAN, GE CHANG-CHUN, *et al.* Simulation of thermal stress of W/Cu functionally graded coating of plasma facing materials. *Stanford Materials*, 2010, **24(16)**: 84–87.
- [18] SURESH S, MORTENSEN A. 功能梯度材料基础—制备及热机械行为. 北京: 国防工业出版社, 2000: 92.
- [19] JIA ZUO-CHENG. Sintering mechanism of W- Y_2O_3 alloy and its corrosion resistance to molten metal. *China Tungsten Industry*, 1997, **5**: 22–30.
- [20] KURIBAYASHI K, YOSHIMURA M, OHTA T, *et al.* High-temperature phase relations in the system Y_2O_3 - Y_2O_3 - WO_3 . *Journal of the American Ceramic Society*, 1980, **63(11/12)**: 644–647.
- [21] 周 玉. 陶瓷材料学. 北京: 科学出版社, 2004: 256.
- [22] BATTABYAL M, SCHAUBLIN R, SPATIGP, BALUC N. W-2wt% Y_2O_3 composite: microstructure and mechanical properties. *Materials Science & Engineering A*, 2012, **538(3)**: 53–57.
- [23] 张 淼. APDL 参数化设计语言在材料加工数值模拟中的应用. 昆明: 昆明理工大学硕士学位论文, 2003: 76–82.