

ZrO₂-13% Al₂O₃ 陶瓷薄壁件激光近净成形实验

吴东江 卢卫锋 陈云啸 马广义 郭玉泉 郭东明

(大连理工大学精密与特种加工教育部重点实验室, 辽宁 大连 116024)

摘要 采用同轴送粉激光近净成形系统,在纯钛基体上进行激光近净成形(LENS) ZrO₂-13% Al₂O₃ (质量分数)复合陶瓷的基础实验研究。分析了激光功率和扫描速度对激光近净成形陶瓷薄壁宏观质量(宽高、表面平整性和宏观裂纹)的影响规律,获得致密、无宏观裂纹的陶瓷薄壁件。利用扫描电镜观察了成形件的微观组织,结合电子探针(EPMA)和 X 射线衍射仪(XRD)分析了微观组织成分和 ZrO₂ 陶瓷激光加工前后相成分的变化。结果表明,激光功率和扫描速度对激光近净成形陶瓷单层高度和表面宏观质量具有重要影响,通过精确控制这两个参数能够获得良好的表面质量;不同的激光功率和扫描速度下,会产生横向和纵向两种不同的宏观裂纹;激光近净成形技术能够制备出致密并具有细小枝状晶组织的陶瓷;少量的 Al₂O₃ 主要存在于晶界中,有利于抑制裂纹扩展。

关键词 激光技术;激光近净成形;ZrO₂;陶瓷;同轴送粉

中图分类号 TN249 文献标识码 A doi: 10.3788/CJL201239.0703004

Experimental Study on Ceramic of ZrO₂-13% Al₂O₃ by Laser Engineered Net Shaping

Wu Dongjiang Lu Weifeng Chen Yunxiao Ma Guangyi Guo Yuquan Guo Dongming

(Key Laboratory for Precision and Non-Traditional Machining Technology of Ministry of Education, Dalian University of Technology, Dalian, Liaoning 116024, China)

Abstract ZrO₂-13% Al₂O₃ (mass fraction) composite ceramic by laser engineered net shaping (LENS) with co-axial powder feeding is investigated on the titanium substrate. The effect of laser power and scanning speed on the macroscopic qualities (weight, height, surface and macrocrack) of ceramic by LENS is discussed. The dense, macrocrack-free ceramic thin-wall has been fabricated, the microstructure of ceramic has been evaluated using optical microscope, the composition distribution and the phase transformation before and after laser processing have been determined by electro-probe microanalyzer (EPMA) and X-ray diffractometer (XRD). The results indicate that laser power and scanning speed have an important impact on the thickness of single layer and surface of ceramic, so good macroscopic qualities can be obtained by optimization of this two parameters. There may be two different macrocracks of horizontal and vertical by different laser powers and scanning speeds. The dense ceramic with fine dendritic crystal can be formed by the laser processing. Small amount of Al₂O₃ which mainly exists in the grain boundary is benefit to reduce cracks.

Key words laser technique; laser engineered net shaping; ZrO₂; ceramic; coaxial powder feeding

OCIS codes 350.3390; 350.3850; 160.1435; 140.3390

1 引言

工程结构陶瓷(ZrO₂、Al₂O₃等)以其高熔点、高硬度、耐高温、耐腐蚀、耐磨损及化学稳定性好等良好的性能,广泛应用于机械、电子、石油、航空航天和生物医学工程等领域,尤其在高温、腐蚀、高磨损等

极端工矿条件和特种环境下,对零件的性能要求越来越苛刻,比如涡轮机热端部件、燃烧器喷嘴、宇航飞行器热保护系统、航天器陶瓷高温燃烧室及人造骨骼等^[1,2]。对特殊领域要求的形状复杂的陶瓷零件,传统加工方法加工成本高,开发周期长,产品改

收稿日期: 2012-01-18; 收到修改稿日期: 2012-03-05

基金项目: 国家自然科学基金(51175061)和国家 973 计划(2009CB724307)资助课题。

作者简介: 吴东江(1964—),男,教授,博士生导师,主要从事激光精密制造以及先进制造技术等方面的研究。

E-mail: djwudut@dlut.edu.cn

进及更新换代慢,陶瓷材料激光近净成形能够克服上述缺点,因此引起各国研究者的广泛关注。目前的陶瓷快速成形技术[如分层实体制造(LOM)、熔化沉积造型(FDM)、选择性激光烧结(SLS)等],对陶瓷材料要求严格,需要添加粘接剂制备陶瓷胚体,然后通过烧结去除粘接剂,容易产生致密度低、粘接剂难以去除等缺点,且制备的陶瓷件难以满足性能要求^[3,4]。

同轴送粉激光近净成形(LENS)技术因其能够实现激光束、熔覆材料和基体在动态下同时加热并快速凝固,可加工任何高熔点材料,并实现冶金结合,能够快速制备复杂形状的零件,因而得到广泛的研究^[5~8];通过控制激光功率、送粉速率、扫描速度等工艺参数,可获得良好的成形质量,实现零件的近净成形制造,从而减少后续加工工序。激光近净成形陶瓷结构件与传统陶瓷快速成型制造方法相比,具有致密度高、气孔率低、微观晶粒组织细小、制备过程简单、产品生产周期短等优点^[4]。而现阶段应用此技术制造陶瓷零件的报道很少,仅美国华盛顿州立大学的 V. K. Balla 科研小组^[4,9]在美国军方的资助下开展了高纯度 Al_2O_3 陶瓷和 $\text{Pb}(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})\text{O}_3$ 陶瓷的激光近净成形技术研究,获得了致密均匀的陶瓷结构件,为陶瓷激光近净成形技术在陶瓷结构件制造领域的应用奠定了基础。

通过添加少量 Al_2O_3 能够减小 ZrO_2 陶瓷对裂纹的敏感性,增强陶瓷强度^[10,11],因此本文使用添加少量 Al_2O_3 的 ZrO_2 基复合陶瓷粉末,利用带有同轴送粉系统的激光近净成形设备,对陶瓷零件的激光近净成形技术进行了基础研究。着重研究激光功率和扫描速度对激光近净成形陶瓷单层高度和表面平整性及宏观裂纹的影响规律及影响机理,利用优化的工艺参数制备出薄壁陶瓷件,并对其微观结构进行了分析研究。

2 实验方法

选用工业纯钛作为基体材料,尺寸为 $200\text{ mm} \times 150\text{ mm} \times 9\text{ mm}$,实验前用砂纸打磨并用乙醇擦拭。熔覆材料采用质量分数为 8% Y_2O_3 稳定的 ZrO_2 球形粉末和球形度较好的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ 复合陶瓷粉末(Al_2O_3 质量分数为 87%, TiO_2 质量分数为 13%),两种粉末的粒度均为 $45\sim 90\ \mu\text{m}$,结合送粉系统性能,采用两路送粉分别输送 ZrO_2 粉末和 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ 复合陶瓷粉末,并控制两种粉末的质量分数比为 87% ZrO_2 、13% $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ 。使用英国

GSI Lumonics 公司的连续 Nd:YAG 激光器,光束模式为高斯多模,最大功率为 1000 W,光斑直径为 1.4 mm。采用新加坡 RESEM 公司集成的 RP-503F 型激光近净成形系统,同轴送粉喷嘴及激光近净成形示意图如图 1 所示,使用高纯氩气输送粉末,粉末与激光同轴输出,实验过程中采用高纯氩气作为保护气体。

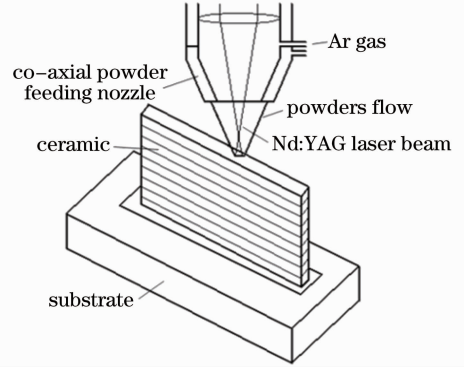


图 1 激光近净成形过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of LENS

激光近净成形过程是一个复杂的物理变化过程,影响因素较多,激光功率、扫描速度、送粉速率等工艺参数对成形过程及成形质量都会产生重要的影响,通过大量实验,确定了较为合适的送粉速率为 1.7 g/min ,采用表 1 所示的激光功率和扫描速度详细研究其对激光近净成形陶瓷质量的影响规律,成形薄壁陶瓷的扫描方式如图 2 所示,成形 15 mm 长的 20 层薄壁陶瓷,实验过程中保持其他参数不变,并使单层提升量 ΔZ 等于单层高度。优化工艺参数,成形 20 mm 长的薄壁陶瓷。

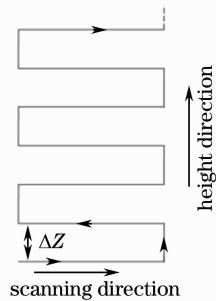


图 2 扫描方式示意图

Fig. 2 Schematic diagram of scanning path

使用精密金刚石线切割机制备陶瓷样件,切割样品镶嵌后进行磨削、抛光,制成金相试样。使用光学显微镜和扫描电镜观察陶瓷微观组织,并用电子探针(型号为 EPMA-1600)分析晶粒和晶界成分。使用 D/MAX-Ultima X 射线衍射仪(XRD)对激光近净成形前后陶瓷物相成分检测。

3 实验结果及分析

3.1 工艺参数对成形薄壁陶瓷宏观质量的影响

由表 1 可知:1) 成形薄壁陶瓷的单层高度和薄壁宽度随扫描速度的增大而减少, 而随激光功率的改变不大;2) 随着激光功率的增大, 表面形貌越来越差;3) 小功率低扫描速度下容易产生横向的宏观裂纹, 大功率高扫描速度下容易产生纵向的宏观裂纹。激光近净成形薄壁陶瓷的单层高度主要取决于扫描速度, 即随着扫描速度的增加, 单层高度明显下降, 这是因为送粉速率一定时, 扫描速度越高, 单位时间单位长度上粉末沉积量就越少, 单层高度就越小; 激光功率对单层高度也有一定影响, 当激光功率

表 1 功率和扫描速度对激光近净成形陶瓷宏观质量的影响

Table 1 Effect of power and scanning speed on the ceramic by laser engineered net shaping

Power /W	Scanning speed /(mm/min)	Height of single layer /mm	Width /mm	Comments
178	200			Fragmentation
	300	0.23	2.00	Severe horizontal macrocrack, powder melt incompletely
236	200	0.32	2.50	Many horizontal cracks
	300	0.22	2.30	No macrocrack
	400	0.16	1.92	No macrocrack
	500	0.12	1.90	Severe vertical macrocrack and rough surface
286	300	0.18	2.30	No cracks, excessive powder burn-off
	500	0.10	2.00	Severe vertical macrocrack and rough-surface, excessive powder burn-off

薄壁陶瓷表面平整性是表征激光近净成形陶瓷宏观质量的重要指标, 表面平整性好可减少后续加工工序。图 3(a)~(c) 分别表示扫描速度为 300、400、500 mm/min 时的表面形貌, 由图可见随扫描速度的增加, 两端高中间凹的形貌越来越明显。同时实验中发现扫描速度为 500 mm/min 时, 功率从 236 W 增加到 286 W 时表面形貌类似。说明扫描速度是影响激光近净成形薄壁陶瓷表面平整性的主要因素。扫描速度决定着熔池的移动速度, 扫描速度越快, 熔池移动速度越快, 激光束熔化前一层陶瓷形成熔池的时间越短。激光束有效能量可为两部分: 一部分用于加热粉末, 另一部分透过粉末加热前一层陶瓷, 形成熔池。本实验中采用图 2 所示的连续扫描方式, 对于图 3(c) 中扫描线端部 A 点来说, 相邻两次最小扫描时间 ΔT_A 远小于中间 B 点的相邻两次扫描时间 ΔT_B , 对于 A 点最小间隔两次扫描中的第二次扫描时, 由于在很高的温度基础上(接近熔点), 省去了从较低温度加热到熔融状态的过程, 即加热前一层陶瓷的能量减小, 熔化粉末的能量增加, 因此熔池中融入陶瓷增多, 两端层厚增加。扫描

过大, 会使陶瓷粉末部分烧蚀, 单层高度降低。薄壁陶瓷宽度主要取决于陶瓷材料高温熔液流动性质和激光光斑直径, 同时也受激光功率和扫描速度的影响, 陶瓷材料对激光的吸收系数较高, 熔池能量高, 熔池向周围传热及熔池铺展使得单道薄壁宽度大于激光光斑直径; 但随着扫描速度的增加, 薄壁陶瓷的宽度也呈现稍微下降的趋势, 这是因为扫描速度增加, 熔池冷却速度增加, 高温熔池向四周铺展减少, 使得薄壁陶瓷宽度减小。激光功率过小, 激光能量主要用于熔化粉末, 熔池向周围传热减少, 熔池铺展减少, 因此薄壁陶瓷宽度减小。

速度较慢时, 这种中间凹两端凸的现象不明显, 而随着扫描速度的增加, ΔT_A 越小, 加热前一层陶瓷至液态的时间越短, 这种现象越明显。对于端部 C 点, 由于处于边缘部位, 陶瓷熔池表面张力和熔液流动作用使得陶瓷表面最终形成弧形的端部形貌。

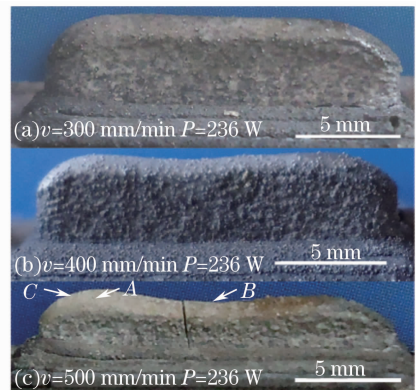


图 3 扫描速度对陶瓷表面平整性的影响

Fig. 3 Effect of scanning speed on ceramic surface

宏观裂纹是表征激光近净成形陶瓷宏观质量的另一重要指标, 由于激光加工固有的高温梯度, 产生较大的热应力, 容易引起陶瓷材料产生裂纹。同

时, ZrO_2 陶瓷膨胀系数 [$\alpha_{t-ZrO_2}(a) \approx 11 \times 10^{-6}/^\circ C$, $\alpha_{t-ZrO_2}(c) \approx 16 \times 10^{-6}/^\circ C$] [10] 较大, 与金属较为接近, 成形过程中由于温度分布不均匀及冷却速度的不同, 会引起薄壁陶瓷内部较大的内应力, 从而导致宏观裂纹的产生, 甚至开裂脱落。实验过程中主要出现两种宏观裂纹开裂行为, 一种是沿扫描速度方向的横向裂纹; 另一种是垂直于扫描方向的纵向裂纹。由表 1 可知, 横向裂纹多出现在小功率小扫描速度下, 一般出现在薄壁陶瓷的中底层端部位置。这主要是因为小功率低扫描速度下, 激光束能量不足以充分熔化陶瓷粉末, 陶瓷熔覆层不能很好地和下层陶瓷结合, 陶瓷层间结合力下降。激光成形过程中熔池由端部向另一端移动, 陶瓷凝固收缩也随着从一端移向另一端, 由于陶瓷的这种不均匀收缩变形, 引起底层陶瓷端部产生向上的拉应力, 拉应力大于陶瓷抗拉极限时, 就会产生横向宏观裂纹。通过增大激光功率, 充分熔化陶瓷粉末, 使陶瓷熔覆层和下层陶瓷充分结合, 能够减少横向裂纹的产生。宏观纵向裂纹多在大扫描速度下出现在薄壁件的中间部位, 如图 3(c) 所示。扫描速度越快, 沿扫描速度方向上的温度梯度越大, 该方向上的热应力增加; 同时成形凝固过程中由于熔覆层不均匀冷却收缩而受到两端较大的拉应力, 当这种拉应力和热应力共同作用超过陶瓷抗拉极限时, 容易在中间部位产生纵向宏观裂纹, 这种裂纹一般在成形结束后冷却阶段产生, 且裂纹从上往下开裂, 裂纹上宽下窄, 裂纹尖端直到薄壁陶瓷最底层。实验发现扫描速度为 500 mm/min 时均出现了宏观纵向裂纹, 因此激光成形陶瓷时扫描速度不宜太高。

陶瓷材料因其特殊的材料性质, 激光近净成形薄壁陶瓷件时容易产生宏观裂纹和表面不平整性现象, 因此对激光近净成形工艺参数要求更为严格。单一工艺参数在成形更高更宽薄壁陶瓷时易出现宏观裂纹等缺陷, 图 4 为利用上述规律优化工艺参数

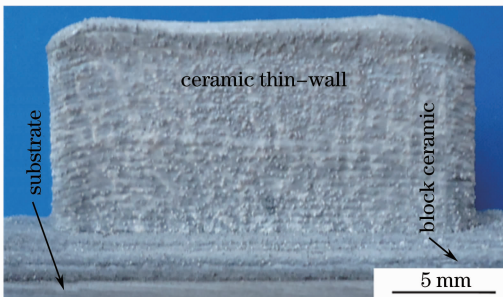


图 4 20 mm 长薄壁试样

Fig. 4 Thin-wall specimen with 20 mm length

后成形的高 11 mm、长 20 mm 无宏观裂纹、表面平整的薄壁陶瓷件。成形激光功率为 236 W, 扫描速度为 300~400 mm/min, 送粉速率为 1.7 g/min。

3.2 激光近净成形陶瓷薄壁件的微观结构

陶瓷材料微观结构对材料的宏观性能有着重要影响。图 5 所示为功率 $P=236$ W, 扫描速度 $v=300$ mm/min 时陶瓷试样的显微组织。由图 5 可知, 陶瓷件内部微观组织致密, 晶粒细小, 晶粒晶界清晰, 形成冶金结合。由于激光能量密度高, 而且作用区域小, ZrO_2 陶瓷导热系数小 [$20^\circ C \sim 1000^\circ C$ 时, 为 $1.51 \sim 2.20$ W/(m·K⁻¹)], 激光加工过程中会形成很大的温度梯度, 加之固/液界面较快的移动速度, 使得晶粒的生长速率较大, 在温度梯度和生长速率的共同作用下, 趋向形成枝状晶 [12]; 激光加工具有较高的冷却速度 ($10^3 \sim 10^5$ K/s) [9], 因此容易形成细小的晶粒组织。

表 2 为晶粒和晶界部位电子探针成分检测结果, 由表 2 可知晶粒主要为富 ZrO_2 相, Al_2O_3 主要存在于晶界中, ZrO_2 在晶界中的含量较少, 这是因为 Al_2O_3 在 ZrO_2 中的溶解度很小, 在 $1700^\circ C$ 长时间保温并缓慢冷却条件下摩尔分数只有 0.5% [13]; ZrO_2 熔点较 Al_2O_3 高出许多, 在凝固过程中, ZrO_2 先结晶并长大, 将 Al_2O_3 排挤到液相中, 在继续凝固过程中, ZrO_2 晶粒继续长大, Al_2O_3 凝固并富集在晶界中。 Al_2O_3 弹性模量较 ZrO_2 高, 存在于晶界中能够增加晶界强度, 抑制 ZrO_2 晶体的生长, 阻碍 Zr^{4+} 、 Y^{3+} 的扩散传质及晶界的移动, 增大裂纹扩散阻力 [14]。由于 Al_2O_3 热膨胀系数 ($\alpha_{Al_2O_3} \approx 8 \times 10^{-6}/^\circ C$) 小于 ZrO_2 热膨胀系数, 当 Al_2O_3 分布在 ZrO_2 基质中时, Al_2O_3 处于压应力状态, 微裂纹不易在 Al_2O_3 和 ZrO_2 晶界处产生 [10]。

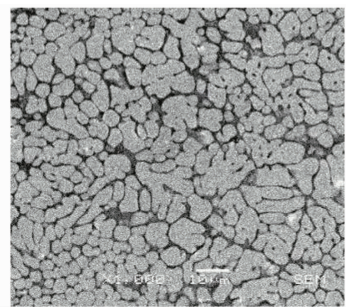


图 5 陶瓷件显微组织

Fig. 5 Microscopic structure of ceramic by LENS

图 6 所示为微观裂纹形貌图。激光加工会产生较大的热应力, 易引起陶瓷内部微观裂纹的产生。由于热应力主要为沿扫描方向的拉应力, 因此微观

表 2 晶粒和晶界主要成分(摩尔分数,%)

Table 2 Composition in the grain body
(mole fraction, %)

Element	Al	Y	Zr	Ti	O
Grain body	0.604	3.077	31.517	0.353	64.449
Grain boundary	31.729	1.036	4.087	0.481	62.666

裂纹多为垂直于扫描方向上的裂纹,如图 6(a)所示表现为穿晶裂纹。微观裂纹一旦形成,在热应力作

用下就会继续扩展,穿过多层熔覆层。由于高弹性模量的 Al₂O₃ 的加入,对裂纹起到钉扎作用,促使裂纹发生弯转和分叉,表现为图 6(b)所示主裂纹向两侧分叉,形成树枝状裂纹。宏观纵向裂纹往往沿着微观主裂纹扩展。而某些侧向分支裂纹受成形过程中不均匀变形引起的内应力作用,会横向扩展甚至被撕裂,从而表现为宏观横向裂纹。

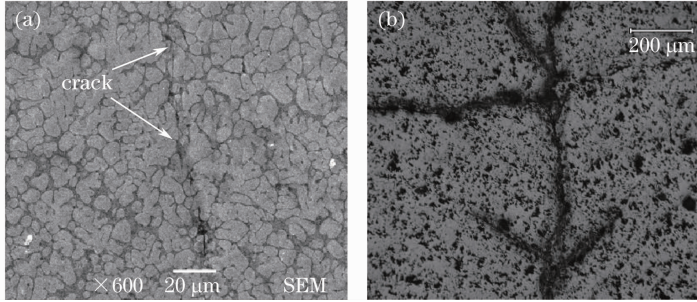


图 6 微观裂纹形貌图。(a)穿晶裂纹;(b)树枝状裂纹

Fig. 6 Microcrack. (a) Transgranular crack; (b) dendritic microcrack formed by propagation and branching

3.3 X 射线衍射物相分析

图 7(I)~(III)分别为 ZrO₂ 粉末、Al₂O₃-13% TiO₂(质量分数)粉末和激光成形陶瓷件的 XRD 图谱,由图 7(I),(III)可看出,ZrO₂ 原始粉末中含有立方相(c)、四方相(t)和单斜相(m),ZrO₂ 原始粉末 m 相衍射峰主要在 24.061°、28.182°、31.472°、34.123°及 50.144°处,经过激光熔化并凝固后,没有观察到单斜相(m)存在。主要是因为 ZrO₂ 在冷却凝固过程中,冷却速度会影响 t→m 的转变温度区间,一般情况下,随着冷却速度的提高,转变温度区间变窄,t→m 转变量减小^[15]。激光近净成形凝固过程中,冷却速度非常快,使得 t→m 相转变的温度区间非常窄,t→m 来不及转变;同时,添加 Al₂O₃ 等成分抑制了 ZrO₂ 晶粒的长大,使得部分 ZrO₂ 晶粒小于相变所需要的临界颗粒尺寸,从而一定程度上抑制

了 t→m 相转变^[11]。XRD 谱中没有发现 Y₂O₃,根据文献^[16]Y₂O₃ 全部固溶于 ZrO₂ 陶瓷中,从而使 ZrO₂ 部分稳定,以四方相形式存在,抑制部分 t-ZrO₂ 向 m-ZrO₂ 的转变。由图 7(II)(III)可见,Al₂O₃-13% TiO₂(质量分数)原始粉末中主要为 α-Al₂O₃ 相,经激光近净成形陶瓷件中发现存在 α-Al₂O₃ 相,分别在 35.156°处为(104)衍射面峰,43.362°处为(113)衍射面峰,57.511°处为(116)衍射面峰。

4 结 论

1) 送粉速率一定时,激光功率和扫描速度对激光近净成形薄壁陶瓷的单层高度影响很大,而对宽度影响不大;扫描速度对陶瓷表面平整性影响较大。不同的激光功率和扫描速度下激光近净成形薄壁陶瓷会产生横向裂纹和纵向裂纹。通过优化工艺参数,能够避免宏观裂纹的产生,并获得良好的表面形貌;

2) 激光近净成形获得的 ZrO₂-13% Al₂O₃ (质量分数)陶瓷微观组织致密、呈现冶金结合;Al₂O₃ 主要存在于晶界中,增强了晶界强度,使得微观裂纹弯曲、分叉,减小了裂纹扩展。

参 考 文 献

1 D. J. Green. An Introduction to the Mechanical Properties of Ceramics [M]. Gong Jianghong Transl.. Beijing: Tsinghua University Press, 2003
D. J. 格林. 陶瓷材料力学性能导论[M]. 龚江宏译. 北京:清

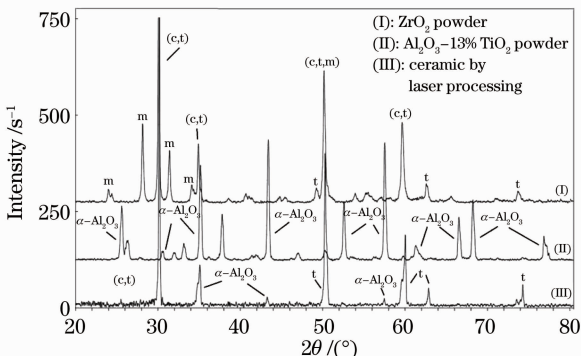


图 7 XRD 图谱

Fig. 7 XRD spectra

- 华大学出版社, 2003
- 2 Y. T. Pei, J. H. Ouyang, T. C. Lei *et al.*. Laser clad ZrO₂-Y₂O₃ ceramic/Ni-base alloy composite coatings [J]. *Ceramics International*, 1995, **21**(2): 131~136
 - 3 Zhang Jianguang, Han Jiecai, He Xiaodong *et al.*. Rapid prototyping technique for fabricating ceramics [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2001, **6**: 37~40
张剑光, 韩杰才, 赫晓东等. 制备陶瓷件的快速成型技术[J]. *材料工程*, 2001, **6**: 37~40
 - 4 V. K. Balla, S. Bose, A. Bandyopadhyay. Processing of bulk alumina ceramics using laser engineered net shaping [J]. *Int. Journal of Applied Ceramic Technology*, 2008, **5**(3): 234~242
 - 5 Zhang Qingmao. An Investigation on the Applying Fundamentals of Powder Feeding Laser Cladding [D]. Changchun: Changchun Institute of Optics and Fine Mechanics and Physics, Chinese Academy Sciences, 2000
张庆茂. 送粉激光熔覆应用基础理论的研究 [D]. 长春: 中国科学院长春光学精密机械与物理研究所, 2000
 - 6 Lu Qiaopan, Zhang Anfeng, Li Dichen *et al.*. Numerical simulation and experimental research on gas-carrier coaxial powder nozzle [J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(12): 3162~3167
路桥潘, 张安峰, 李涤尘等. 载气式同轴送粉喷嘴的数值模拟及实验研究 [J]. *中国激光*, 2010, **37**(12): 3162~3167
 - 7 Yang Xiaohu, Zhang Anfeng, Li Dicheng *et al.*. Influence of parameters on self-healing ability in laser metal direct forming [J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(6): 0603023
杨小虎, 张安峰, 李涤尘等. 激光金属直接成形工艺参数对形貌自愈合能力的影响 [J]. *中国激光*, 2011, **38**(6): 0603023
 - 8 Wang Xuyue, Jiang Hao, Xu Wenji *et al.*. Laser cladding forming of arc-section inclined thin-walled parts with variable Z-increments [J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(10): 1003007
王续跃, 江 豪, 徐文骥等. 变 Z 轴提升量法圆弧截面倾斜薄壁件激光熔覆成形研究 [J]. *中国激光*, 2011, **38**(10): 1003007
 - 9 S. A. Bernard, V. K. Balla, Susmita Bose *et al.*. Direct laser processing of bulk lead zirconate titanate ceramics [J]. *Materials Science and Engineering B*, 2010, **172**(1): 85~88
 - 10 Li Tingkai, Shen Zhijian, Ding Zishang. The mechanical properties of ZrO₂-Al₂O₃ ceramic composites [J]. *Journal of the Chinese Ceramic Society*, 1990, **18**(1): 39~46
李廷凯, 沈志坚, 丁子上. ZrO₂-Al₂O₃ 系陶瓷复合材料力学性质 [J]. *硅酸盐学报*, 1990, **18**(1): 39~46
 - 11 Yu Mingqing. Research on Structure, Properties and Wear Mechanism of ZrO₂ and Al₂O₃ Multi-phase Ceramics [D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2002
余明清. 氧化锆-氧化铝复相陶瓷的结构、性能与磨损机理的研究 [D]. 武汉: 武汉理工大学, 2002
 - 12 K. Sindo. *Welding Metallurgy* [M]. J. N. Hoboken, Wiley-Interscience, 2003. 145~167
 - 13 A. J. Feighery, J. T. S. Irvine. Effect of alumina additions upon electrical properties of 8% yttria-stabilised zirconia [J]. *Solid State Ionics*, 1999, **121**(1-4): 209~216
 - 14 Yin Yansheng, Li Jia. ZrO₂ Ceramic and Its Composites [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004
尹衍升, 李 嘉. 氧化锆陶瓷及其复合材料 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2004
 - 15 Zhou Yu. *Ceramic Materials* [M]. Beijing: Science Press, 2004
周 玉. 陶瓷材料学 [M]. 北京: 科学出版社, 2004
 - 16 Yang Quan, Zhao Zhongmin, Zhang Long *et al.*. Effect of ZrO₂ content on rapidly solidified composite ceramic Al₂O₃/ZrO₂ (4Y) prepared by combustion synthesis under high gravity [J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2009, **33**(8): 40~45
杨 权, 赵忠民, 张 龙等. ZrO₂ 含量对超重力下燃烧合成快速凝固 Al₂O₃/ZrO₂ (4Y) 复合陶瓷的影响 [J]. *机械工程材料*, 2009, **33**(8): 40~45

栏目编辑: 宋梅梅