# K417G 高温合金纳米氧化锆热障涂层的制备与性能

# 吴 静<sup>1</sup>, 朱丽娟<sup>1</sup>, 袁福河<sup>2</sup>, 段绪海<sup>2</sup>

(1.沈阳理工大学材料科学与工程学院,沈阳 110168;2.沈阳黎明航空发动机(集团)有限责任公司,沈阳 110043)

摘 要:通过探讨喷涂工艺参数对纳米氧化锆涂层结构和性能影响的规律,使纳米氧化锆未熔颗粒基本上保持原始
 氧化锆粉末的纳米级晶粒大小,熔化的颗粒则起粘结剂的作用,使涂层内氧化锆颗粒间结合牢固,涂层结构致密。
 纳米氧化锆热障涂层与常规氧化锆涂层相比导热系数降低,隔热效果得到明显提高。力学试验结果则表明,纳米结构热障涂层在硬度、抗热冲击性能、耐冲击性以及结合强度等方面都明显高于常规粉末制备的涂层。
 关键词:等离子喷涂;热障涂层;氧化;结合强度
 中图分类号:TB383
 文献标识码:A
 文章编号:1007–9289(2006)05–0026–06

#### Preparation and Properties of Nano-ZrO2 Thermal Barrier Coating on K417G Superalloy

WU Jing<sup>1</sup>, ZHU Li-juan<sup>1</sup>, YUAN Fu-he<sup>2</sup>, DUAN Xu-hai<sup>2</sup>

(School of Materials Science and Engineering, Sheyang Ligong University, Shenyang 110168; 2. Shenyang Liming Aeroengine Group Corp. Ltd. Shenyang 110043)

**Abstract:** The effects of plasma spraying parameters on the microstructures and properties of nanocrystalline yttria stabilized zirconia thermal barrier coating were studied. The nano-coating can retain ultrafine grain size of the nanocrystalline feedstock. The thermal insulation property of nano-zirconia coatings is excellent. The better performance of the nano-zirconia coatings is attributed to their compactness and good cohesion between the unmelted nano-zirconia particles by the well-melted zirconia particles as a binder. The test results of mechanical properties indicated that the nano-coatings possess higher hardness and bonding strength, as well as better thermal shock resistance.

Key words: plasma spraying; thermal barrier coating; oxidation; bond strengh

0 引言

随着航空工业的发展,飞机发动机具有越来 越高的涡轮进口温度,因此人们在研制能够承受 更高使用温度的叶片用高温合金材料,改进空心 冷却技术的同时,投入大量的人力和物力研究和 开发效果更显著的热障涂层技术。热障涂层体系 主要包括McrAlY(M为Ni、Co或同时加Ni和Co) 合金粘结层和氧化钇部分稳定的氧化锆(8YSZ) 热障层。热障涂层的制备主要用大气等离子喷涂 技术。在使用环境苛刻、性能要求更高的叶片合 金部件上,发达国家主要用低压等离子喷涂 (LPPS),陶瓷热障层则用电子束物理气相沉积 (EB-PVD)方法制备<sup>[1,2]</sup>。为了提高热障涂层的性 能和使用寿命,人们在粘结层制备如超音速火焰 喷涂(HVOF)、电弧离子镀(AIP)等新工艺<sup>[3-6]</sup>或者 涂层后续处理<sup>[7-10]</sup>、涂层的成分<sup>[11-14]</sup>

收稿日期:2006-05-18;修回日期:2006-08-25 作者简介:吴静(1982-),女(汉),沈阳市人,硕士生。 以及结构<sup>[15-17]</sup>等方面进行了广泛地研究。由于纳 米陶瓷氧化锆材料具有低热导率、热膨胀系数大、 弹性模量低、塑性相对好等优点<sup>[18,19]</sup>,有利于提 高热障涂层的抗热冲击性能,延长涂层的使用寿 命,近年来人们对纳米晶的氧化钇部分稳定氧化 锆热障涂层进行了一些研究<sup>[20-22]</sup>。研究采用大气 等离子喷涂纳米氧化锆热障涂层,并将其与常规 的氧化锆热障涂层进行了力学性能的比较,对纳 米氧化锆热障涂层的优异特性进行了讨论。

1 纳米热障涂层制备

1.1 纳米晶氧化锆粉末

采用化学分析方法检测纳米氧化锆粉末的成 份为w(ZrO<sub>2</sub>) = 0.8989 %, w(Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) = 0.0925 %。 纳米氧化锆粉末由于比表面积大、吸附性强、流 动性差,输送困难,容易造成管道堵塞,另外在 喷涂过程中因为其冲量小,无法在基材表面有效 沉积和形成致密的涂层,所以有必要用造粒方法 将纳米氧化锆粉末团聚成数十微米大小、易于喷 涂的微米级粉末。采用地大公司生产的团聚纳米 氧化锆喷涂粉末,如图1所示,团聚后的纳米氧 化锆颗粒呈球形或近似球形,可以保证其在喷涂 中具有良好的流动性。团聚纳米氧化锆粉末的物 理性能数据见表 1,可以看出团聚的纳米氧化锆 粉末粒度分布比较均匀,流动性好。经过团聚的 纳米结构陶瓷粉末可通过热喷涂系统配套送粉器 送到焰流中,粉末可达性和送粉均匀性能够满足 喷涂需要。



图 1 纳米氧化锆粉末团聚后的形貌

Fig.1 Morphology of the agglomerated ZrO<sub>2</sub> nanocrystalline powders

表 1 团聚后的纳米氧化锆物理性能

Table1 Physical properties of the agglomerated  $ZrO_2$  nanocrystalline powder

性能 参数	质量分	数/%	流动性/	松装密度/	
	- 124 ~	- 47	$- \frac{1}{\sqrt{2}}$		
S XX	+47µm	μm	(s/30g)	(g/cm)	
测试	07.9	1.0	165	1.5	
结果	97.8	1.9	40.5	1.5	

#### 1.2 纳米氧化锆涂层的喷涂工艺

常压等离子喷涂(APS)技术是制备纳米结构 氧化锆热障涂层的最经济、最有效的工艺方法。 本试验使用 Metco 7M 等离子喷涂设备,配有 9MB 喷枪和 METCO 4MP-DUAL 型送粉器。涂 层试样的基体合金为 K417G 镍基高温合金。

由于纳米氧化锆粉末和常规氧化锆粉末在显 微组织结构上差别很大,因此需要在等离子喷涂 工艺方面做一些调节。在喷涂纳米氧化锆涂层过 程中,选择喷涂工艺既要避免团聚的纳米氧化锆 粉末完全熔化,以免纳米晶颗粒发生重熔、结晶 长大成粗晶,使喷涂的纳米氧化锆涂层保持纳米 晶结构,又不能使粉末熔化较差而导致涂层沉积 效率减小,涂层与基体以及涂层内部结合强度降 低,涂层表面粗糙。

喷涂距离、喷涂角度、工作气体流量、电流 电压和基体温度等喷涂工艺参数都影响纳米氧化 锆粉末的熔化状态和沉积效率(见图 2)。喷涂距离 的变化主要影响氧化锆粒子在焰流中的加热情况 和粉末喷射到基体表面时的速度。喷涂距离太大 时,由于熔融粒子温度下降,涂层稀松多孔,影 响涂层的结合强度。喷涂距离过小,焰流对粉末 的加热时间短,粉末粒子温度偏低,熔化不好, 同时会造成基体过热和氧化,使涂层结合强度下 降,而且涂层内部也会因基体合金加热和冷却而 产生大的残余应力,引起涂层开裂和脱落。试验 结果表明,纳米氧化锆涂层的最佳喷涂距离应该 在 80~120 mm 范围内。



### 图 2 (a)喷涂功率和(b)喷涂距离对纳米氧化锆涂层孔 隙率的影响

Fig.2 Effects of (a) spray power, and (b) spraying distance on the porosity of the nanocrystalline  $ZrO_2$  thermal barrier coating

改变喷涂角度,如采用斜角喷涂,会由于"遮蔽"效应而使涂层孔隙率增加,熔化粒子对涂层 表面的撞击力也大幅度降低,粉末颗粒之间粘结 不牢。试验结果表明,最好在垂直基体表面方向 进行喷涂,偏差不得超过 15°。另外基体温度升高,会提高氧化锆陶瓷粉末的湿润性<sup>[23]</sup>,在一定程度上使陶瓷层和合金基体之间、陶瓷层内部的层间结合都得到改善。等离子喷涂功率对涂层中孔隙率影响很大。喷涂功率减小,未熔氧化锆粉末的颗粒增加,因此微孔洞更容易产生,使涂层中孔隙率增加(图 2(a))。另外,在喷涂距离为80~150 mm时,喷涂距离增加,也会使涂层中孔隙率增加(图 2(b))。

在上述涂层工艺试验基础上,为了解纳米氧 化锆热障涂层的性能改善情况,试验还制备了常 规的氧化锆热障涂层以进行各种性能的对比试 验。两种热障涂层试样均用常压等离子技术喷涂 成分相同的 NiCrAIY 作为粘结层。

2 试验方法

用 M -3 型维氏硬度计分别测试纳米涂 层和常规涂层的显微硬度,测试条件为 200g,加 载 20s,放大倍数为 487倍,在涂层断面上随机 取 3 点测试。

涂层冲击试验采用CJQ-11漆膜冲击器进行。 重锤质量为1000g,冲头钢球直径是Ø8mm,落 差为500mm。

涂层热震试验时将涂层试样在 1 100 保温 1 min,投入 25 冷水中急冷,反复数次,考察 涂层与基体之间的开裂情况。

涂层拉伸结合强度试验采用配有可自动调 节同轴度的万向节的 AG-250KNE 型拉力试验 机。圆片形涂层试样直径为 25.4 mm, 胶粘剂采 用薄膜树脂胶(FM-1000) 拉伸速率为1 mm/min。

涂层隔热效果试验在炉温为 900 的高温 炉内进行。将有涂层试样和无涂层的试样同时放 到炉门的试样放置处,使试样有涂层的面朝向炉 膛,测量试样朝向炉外一面的温度,有涂层试样 和无涂层的试样朝向炉外一面的温差即为该涂层 的隔热效果。为了模拟空心冷却叶片工作情况, 对试片背后吹风冷却。

纳米氧化锆涂层微结构采用 JEM-2000FX 分析型透射电子显微镜和 Philips XL30 S-FEG 型 场发射扫描电镜进行观测。涂层的物相组成采用 APD-10 全自动 X 射线衍射仪进行分析(CuKα、40 kV、40 mA、石墨单色化、正比计数管、2θ扫描)。 3.1 纳米热障涂层的结构

对纳米氧化锆涂层表面进行场发射扫描电 镜观察可以看出,涂层主要有2部分,一小部分 是熔化后再结晶的氧化锆,类似于常规氧化锆涂 层的薄饼状结构,另一部分主要是由纳米氧化锆 粒子构成的涂层,粒子尺寸仍然保留在纳米级大 小(图 3(a))。





## 图 3 纳米氧化锆涂层的(a)场发射扫描电镜表面形貌 和(b)透射电镜显微组织观察

Fig.3 (a) Field emission SEM morphology and (b) TEM microstructure of the nanocrystalline ZrO<sub>2</sub> thermal barrier coating

在平行于涂层表面方向进行透射电镜结构观察, 可以看到等离子喷涂的纳米氧化锆涂层结构致 密,晶粒为等轴晶,其尺寸在30~120 nm之间(图 3(b))。用电子显微镜观察涂层的断面显微组织, 可见纳米氧化锆涂层的断口和常规氧化锆涂层比 较更均匀,没有明显的大孔洞(图 4)。层间结合致 密,没有层间开裂和微裂纹现象,说明没有发生 文献中提到的局部纳米氧化锆晶粒加热不均匀, 结合不理想的区域,也没有明显的层间开裂和孔 洞<sup>[24,25]</sup>。研究中的纳米氧化锆粉末在喷涂到试洋 表面时处于理想的半熔或者软化状态,即保持了 纳米晶粒超细尺寸,又使涂层内颗粒结合牢固。 3.2 纳米氧化锆与常规氧化锆热障涂层的性能比较 纳米和常规氧化锆 2 种热障涂层的显微硬度 结果见表 2。可见纳米结构涂层硬度明显高于常 规涂层,提高了大约 50 %,这与陈煌等人的研究 结果类似<sup>[22]</sup>。



图 4 (a)纳米结构涂层和(b)常规涂层的 SEM 断口形貌 Fig.4 SEM morphology of fractured surfaces of (a) nanocrystalline and (b) conventional ZrO<sub>2</sub> thermal barrier coatings

表 2 纳米和常规氧化锆热障涂层显微硬度的比较

 Table 2
 Microhardness
 comparison
 between
 the

 nanocrystalline and conventional ZrO2 thermal barrier coatings

试样编号	1	2	3	均值
纳米涂层	773	918	891	861
常规涂层	579	549	536	564

纳米和常规氧化锆两种热障涂层的热震试验 结果差别也很大。纳米氧化锆热障涂层在进行 50 次热震后表面仍然保持完整,而常规氧化锆涂层 在进行 30 次热震试验后就有涂层的剥落现象,所 以纳米结构氧化锆涂层比常规的微米涂层在抗热 冲击方面的性能有明显的改善。

对纳米和常规氧化锆 2 种热障涂层进行表面 观察发现,在冲击试验后纳米氧化锆涂层中虽然 存在微裂纹,但这些微裂纹没有明显的扩展现象, 而常规氧化锆涂层中裂纹则比较长,扩展非常明 显。可见,纳米结构涂层耐冲击性较好,具有很 强的抗裂纹扩展能力。 纳米和常规氧化锆两种热障涂层的结合强度 结果见表 3,可见纳米结构涂层的结合强度高于 常规涂层的结合强度。

表 3 纳米和常规氧化锆热障涂层结合强度的比较

Table3	Bon	ding	strength	con	npariso	n betwe	en	the
nanocrysta	ılline	and	conventio	onal	$ZrO_2$	thermal	ba	rrier
coatings								

涂层种类	涂层结合强度/MPa			
纳米涂层	30	29	32	
常规涂层	25	25	27	

纳米热障涂层的隔热效果也比常规氧化锆涂 层优越(图 5),纳米氧化锆涂层优异的隔热性能和 其超细晶粒以及细小而均匀分布微孔洞和裂纹密 切相关<sup>[26,27]</sup>。



图 5 纳米氧化锆和常规氧化锆热障涂层的隔热效果 Fig.5 Thermal insulation property of the nanocrystalline and conventional ZrO<sub>2</sub> thermal barrier coatings

研究中制备的纳米氧化锆涂层为典型的层状 结构,但组织要比常规涂层致密和均匀,使涂层 的力学性能得到显著改善。这是由于熔滴扁平化 程度较高,且熔融的颗粒质点呈现纳米级尺寸, 因此纳米涂层的单层铺展直径要远大于常规涂 层,这就相应地增加了层与层之间接触点的数目, 且沉积片层间焊合紧密。另外纳米氧化锆颗粒在 喷涂过程中未熔颗粒基本上保持原始的晶粒大 小,而熔化的颗粒则起粘结剂的作用<sup>[20]</sup>,这些都 有利于提高涂层本身的结合强度和显微硬度。

在纳米涂层中,同一沉积层内的颗粒间,存 有大量细微孔隙。这些纳米涂层的孔洞,也呈现 纳米级,数量多且细小弥散。这些微细孔洞可以 使涂层中的裂纹钝化,吸收涂层的断裂能,使其 纳米氧化锆超细晶涂层断裂韧性明显提高。已有 研究结果也表明,氧化物陶瓷结构材料在晶粒大 小为纳米级时,表现出超塑性<sup>[28,29]</sup>,断裂韧性也 大为提高<sup>[30]</sup>,所以纳米氧化锆涂层的超细晶结构 和微孔的弥散分布都使涂层抗热震性能到了极大 的改善。

等离子喷涂的纳米氧化锆涂层和常规涂层一 样的细层状结构和垂直于热流方向的微裂纹有利 于降低涂层的热导率。对于纳米氧化锆涂层由于 晶粒细小,涂层中晶界占有相当比例的体积,而 声子在晶界和层边界的散射阻碍热传导<sup>[18]</sup>,加上 涂层中弥散分布的显微孔隙,都使纳米氧化锆涂 层的热导率得到进一步的降低。

4 结 论

(1)通过了解喷涂工艺参数对纳米氧化锆涂 层结构和性能影响的规律,制备出的涂层可以保 持纳米晶粒的超细尺寸,颗粒间结合牢固,使涂 层结构致密,组织理想。

(2) 纳米结构涂层硬度比常规涂层提高了大约 50 %。纳米结构涂层比微米涂层在抗热冲击方面的性能有明显的改善,其结合强度明显高于常规涂层的结合强度。另外纳米热障涂层的隔热效果也比常规氧化锆涂层优越。

(3)纳米氧化锆涂层的细腻化组织结构,以 及纳米氧化锆颗粒在喷涂过程中未熔颗粒基本上 保持原始的晶粒大小,而熔化的颗粒则起粘结剂 的作用,所制备的涂层组织仍为纳米晶结构,使 其与常规氧化锆涂层相比导热系数降低,涂层的 力学性能显著提高。

#### 参考文献:

- Beeble W, Marijnissen G, Lieshout A van. 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] Bose S, DeMasi-Marcin J. Thermal barrier coating experience in gas turbine engines at Pratt & Whitney [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 1997, 6 (1): 99-104.
- [3] Brandl W, Toma D, Grabke H J. The characteristic of alumina scales formed on HVOF-sprayed MCrAIY

coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 109: 10-15.

- [4] Toma Diana, Brandl Waltraut, Köster Uwe. Studies on the transient stage of oxidation of VPS and HVOF sprayed MCrAlY coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 1999, 120-121: 8-15.
- [5] Tang Feng, Ajdelsztajn Leonardo, Kim George E, et al. Effect of surface oxidation during HVOF processing on the primary stage oxidation of a CoNiCrAlY coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 185: 228-233.
- [6] Wang B, Gong J, Wang A Y, et al. Oxidation behavior of NiCrAlY coatings on Ni-based superalloy [J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 149(1):70-75.
- [7] Diaz P, Edirisinghe M J, Ralph B. Microstructural changes and phase transformations in a plasmasprayed zirconia- yttria-titania thermal barrier coating [J]. Surface and Coatings Technology, 1996, 82: 282.
- [8] Lih W, Chang E, Wu B C, et al. Effect of bond coat preoxidation on the properties of w(ZrO<sub>2</sub>)=8% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ Ni-22Cr-10Al-1Y thermal-barrier coatings [J]. Oxidation of Metals, 1991, 36(3/4): 221-238.
- [9] Sun J H, Chang E, Wu B C, et al. The properties and performance of w(ZrO<sub>2</sub>)=-8%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/(chemically vapourdeposited Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/w(Ni)=22%w(Cr)=10%w(Al)=1%Y) thermal barrier coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 1993, 58: 93-99.
- [10] Iwamoto Hiro, Sumikawa Takashi, Nishida Kouichi, et al. High temperature oxidation behavior of laser clad NiCrAlY layer [J]. Materials Science and Engineering, 1998, 241: 251-258.
- [11] Taylor Thomas A, Bettridge David F. Development of alloyed and dispersion-strenghthened MCrAIY coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 1996, 86/87: 9-14.
- [12] Leoni M, Jones L, Scardi P. Phase stability of Scandia-yttria-stabilized zirconia TBCs [J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 108-109: 107-113.
- [13] Miller R A. Thermal barrier coatings for aircraft engines: history and directions [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 1997, 6(1): 35-41.
- [14] Vassen Robert, Cao Xueqiang, Tietz Frank, et al. Zirconates as new materials for thermal barrier coatings [J]. Journal of the American Ceramic

Society, 2000, 83(8): 2023-2028.

- [15] Hass D D, Slifka A J, Wadley H N G. Low thermal conductivity vapor deposited zirconia microstructures [J]. Acta Materialia, 2001, 49: 973-983.
- [16] Nicholls J R, Lawson K J, Johnstone A, et al. Low thermal conductivity EB-PVD thermal barrier coatings [J]. Materials Science Forum, 2001, 369-372: 595-606.
- [17] Nicholls J R, Lawson K J, Johnstone A, et al. Methods to reduce the thermal conductivity of EB-PVD TBCs[J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 151: 383-391.
- [18] Gell M. Application opportunities for nanostructured materials and coatings [J]. Materials Science and Engineering, 1995, A204: 246-251.
- [19] Kear B H, Skaudan G. Thermal spray processing of nanoscale materials [J]. Nanostructured Materials, 1997, 8: 765-769.
- [20] R S Lima, A Kucuk, C C Berndt. Integrity of nanostructured partially stabilized zirconia after plasma spray processing [J]. Materials Science and Engineering, 2001, A313: 75-82.
- [21] R S Lima, A Kucuk, C C Berndt. Evaluation of microhardness and elastic modulus of thermally sprayed nanostructured zirconia coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 135: 166-172.
- [22] H Chen, X M Zhou, C X Ding. Investigation of the thermomechanical properties of a plasma-sprayed nanostructured zirconia coating [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2003, 23: 1449-1455.
- [23] L Bianchi, A Grimaud, F Blein, et al. Comparison of plasma-sprayed alumina coatings by RF and DC plasma spraying [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 1995, 4: 59-66.
- [24] Chen Huang, Ding Chuanxian, Lee Soowohn. Phase composition and microstructure of vacuum plasma sprayed nanostructured zirconia coating [J]. Materials Science and Engineering, 2003, A361: 58-66.
- [25] Zeng Y, Lee S W, Gao L, et al. Atmospheric plasma sprayed coatings of nanostructured zirconia [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2002, 22: 347-351.
- [26] Berndt C C. Thermal spray processing of nanoscale materials II [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2001, 10(1): 147-182.
- [27] Gell M. The potential for nanostructured materials in

gas turbine engines [J]. Nanostructured Materials, 1995, 6: 997-1000.

- [28] Nieh T G, McNally C M, Wadsworth J. Superlastic behavior of a 20% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/YTZ ceramic composite [J]. Scripta Metallurgica, 1989, 23(4): 457-460.
- [29] Chen I-Wei, Xue Liangan. Development of superlastic structural ceramics [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1990, 73(9): 2585-2609.
- [30] Gleiter H. Nanocrystalline materials [J]. Progress in Materials Science, 1989, 33(4): 223-315.

作者地址:沈阳市东区东塔街6号 110043 沈阳黎明航空发动机集团公司技术中心热表研究室 Tel: 13194243613; (024) 24382685(袁福河) E-mail: fhyuan@gmaill.com(袁福河)

(上接第 25 页)

参考文献:

- [1] 赵程,田丰,候俊英.等离子弧金属表面熔覆处 理的研究 [J].金属热处理,2002,27(2):3-5.
- [2] 吴玉萍,刘立民.常压等离子熔覆 FeCrBSi + TiC 涂层的研究 [J]. 煤炭学报,2001,26(4):414-417.
- [3] 刘邦武,李惠琪,张丽民,等.等离子束表面冶
   金技术冶金过程研究[J].材料导报,2004,18(10)
   专辑: 192-197.
- [4] 李惠琪,李惠东,李敏等.DC-Plasma-Jet 表面冶
   金技术研究 [J],材料导报,2004,18(10) 专辑
   : 194-197.
- [5] 胡静,刘江龙.激光作用下金属熔体的流动及其 对凝固的影响[J].激光杂志,2000,21(3):2-3.
- [6] 李惠琪,吴玉萍.等离子表面技术-原理与应用[M].泰安:2000:19.
- [7] 马文蔚.物理学教程 [M].北京:高等教育出版 社,2002(7):292.
- [8] 訾炳涛,巴启先,崔建忠.液相流动在金属凝固 中的作用 [J].天津冶金.2002 (2):3-7.
- [9] A. S. C. M. d'Oliveira, R.Vilar, C. G. Feder. High temperature behaviour of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings [J]. Applied Surface Science, 2002, 201: 154-160.
- [10] 齐雅丽,贾光霖,张国志.电磁搅拌对液态金属运动及凝固组织的影响[J].铸造技术,2005, 26(2):118-120.

作者地址:山东青岛市山东科技大学材料学院 266510 Tel: (0532) 86057927; 手机 13646428991;

E-mail: yhaawdl@126.com