

• 试验研究 Experimental Research •
DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2021.07.001

厚质梯度 NiCoCrAlY/YSZ 热障涂层的 制备及结合性能

种南京, 柳 琪, 李天庆, 王 玉, 白 宇

(金属材料强度国家重点实验室, 西安交通大学材料学院, 陕西 西安 710049)

摘 要: 热障涂层的隔热性通常随着涂层厚度的增加而提高。然而, 厚度的增加会导致其内部较低的界面结合, 这严重制约了热障涂层的可靠性及使用寿命。采用一种新型高效的超音速等离子同步双送粉方法, 在基体上沉积了一系列毫米级厚度 NiCoCrAlY/YSZ 梯度热障涂层。通过拉伸法测试了涂层的结合强度, 探讨涂层厚度及微观结构对结合强度的影响。同时采用有限元模拟方法, 验证了热障涂层内部残余应力与结合强度间的关系。结果表明, 随着涂层厚度从 1 000 μm 增加到 2 500 μm 时, 涂层的结合强度由 44.5 MPa 逐渐降低到 29.4 MPa, 结合强度的降低归因于涂层沉积过程中残余应力的累积, 由于其不同的累积位置, 导致断裂部位由粘接层逐渐向梯度过渡区转移, 最后在陶瓷层内部发生断裂。

关键词: 厚质梯度涂层; 同步送粉; 等离子喷涂; 结合强度; 有限元模拟

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2021)07-0555-06

Bonding Property of High-thickness Gradient NiCoCrAlY/YSZ Thermal Barrier Coatings

CHONG Nanjing, LIU Qi, LI Tianqing, WANG Yu, BAI Yu

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The thermal insulation property of thermal barrier coatings (TBCs) can be significantly improved with increasing the coating thickness. However, the increase in thickness leads to a lower interfacial bond inside, which severely restricts the reliability and service life of TBCs. A series of NiCoCrAlY/YSZ gradient thermal barrier coatings with millimeter thickness were deposited on the substrate by a novel and efficient supersonic plasma synchronous dual powder feeding method. The bond strength of the coating was tested by tensile method, and the influence of coating thickness and microstructure on the bond strength was discussed. At the same time, the finite element simulation method was used to verify the relationship between the internal residual stress and the bonding strength of TBCs. The results show that when the thickness of the coating increases from 1 000 μm to 2 500 μm , the bonding strength of the coating gradually decreases from 44.5 MPa to 29.4 MPa. The decrease of the bonding strength is due to the accumulation of residual stress in the deposition process of the coating. The fracture site is gradually transferred from the adhesive layer to the gradient transition zone due to the different accumulation positions of the residual stress. Finally, fracture occurs inside the ceramic layer.

Key words: high-thickness gradient coating; synchronous feeding; plasma spraying; bonding strength; finite element simulation

热障涂层 (Thermal Barrier Coatings, TBCs) 目前被广泛应用于飞机及燃气轮机叶片表面, 用于保

护金属部件在高温下免受磨损、腐蚀和侵蚀^[1-4]。通常, 涂层的厚度直接影响着 TBCs 的隔热性能。研究

收稿日期: 2021-04-09

基金项目: 国家自然科学基金青年基金(52005388), 国家重点研发计划(2018YFB2004002), 中国博士后基金(2019M653598), 陕西省自然科学基金基础研究计划(2019TD-020 及 2019JQ-586)

作者简介: 种南京(1996—), 陕西渭南人, 硕士生。研究方向: 热障涂层制备及热力学性能。电话: 15667007515, Email: njchong@stu.xjtu.edu.cn

通讯作者: 王 玉(1988—), 女, 陕西渭南人, 博士, 助理教授。研究方向: 多功能涂层制备及形成机理研究。电话: 18591888503, Email: wangyu0730@mail.xjtu.edu.cn

白 宇(1983—), 陕西西安人, 博士, 教授。研究方向: 新型陶瓷涂层、金属/陶瓷复合涂层、难熔金属涂层、涂层/薄膜功能一体化结构设计与性能研究。电话: 18729327527, Email: byxjtu@mail.xjtu.edu.cn

表明,涂层厚度每增加 0.1 mm,基体的平均温度就会下降约 30 °C^[5-7]。然而,由于等离子喷涂过程中涂层内部热残余应力的积累,很难沉积出具有优良结合强度的厚质热障涂层。Peng 等研究发现,当涂层厚度为 240 μm 时,涂层的结合强度约为 41 MPa;当涂层厚度增加到 750 μm 时,涂层的结合强度迅速下降到 25 MPa,表明涂层厚度的增加影响着其结合强度^[8]。此外,由于涂层与基体热膨胀系数不匹配,以及等离子射流中熔融粒子撞击基体后快速扁平凝固,导致涂层与基体之间残余应力的增加,进而导致涂层结合强度的降低,表明残余应力直接影响着涂层的结合强度。因此,为了降低残余应力,相关研究设计了一系列梯度热障涂层体系。Qin 等人通过普通大气等离子喷涂技术,制备 50% NiCoCrAlY/50% YSZ 梯度 TBCs,所得结合强度最大值约为 25 MPa,明显高于一般涂层结构。然而,随着涂层厚度从 1 000 μm 增加到 2 250 μm 时,结合强度却开始降低。因此,如何提高厚质梯度 TBCs 的结合强度还需进一步研究^[9]。

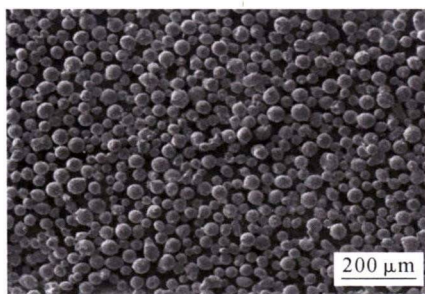
目前,制备厚质梯度 TBCs 通常采用原始粉末按一定比例预先混合的方法^[10-11]。由于两种原始粉末的密度、尺寸、形貌、熔点和流动性不同,导致喷涂参数很难控制,不稳定的工艺参数形成不均匀的梯度涂层。因此,需要研究新的方法来制备高结合强度的厚质梯度涂层。本课题组之前通过超音速等离子同步双送粉技术制备了 300 μm 厚的 La₂Ce₂O₇ (LC)/YSZ 梯度涂层,研究表明这一梯度涂层显示出

优异的热机械性能^[12]。然而,通过这一技术制备厚度为毫米级的 NiCoCrAlY/YSZ 梯度热障涂层仍然是一个巨大的挑战。另一方面,超音速等离子喷涂时的残余应力对厚质梯度热障涂层形成的影响也尤为重要。由于实验测试的局限性,有限元数值模拟热障涂层内部及界面残余应力的分布是一种切实可行的方法^[13-15],然而目前的研究均未建立厚质 NiCoCrAlY/YSZ 梯度热障涂层残余应力与结合之间的内在关系,进而未能深入理解其结合机理。

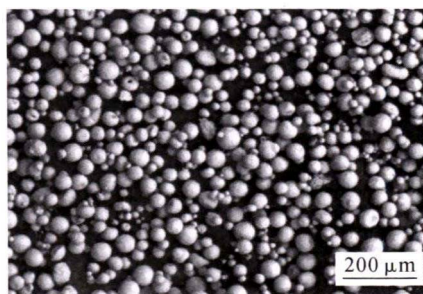
基于以上背景,本研究通过超音速等离子同步双送粉技术,制备了毫米级厚质 NiCoCrAlY/YSZ 梯度热障涂层,研究了热障涂层内部及界面微观结构对结合强度的影响行为。同时采用有限元模拟方法,系统研究了涂层的结合强度和残余应力之间的内在关系,阐明拉伸条件下厚质梯度热障涂层断裂机理。

1 实验方法

本研究在直径 25.4 mm、厚度 6 mm 的镍基高温合金 GH4169 基体上沉积 NiCoCrAlY/YSZ 梯度涂层。粘接层使用如图 1(a)所示的商用 NiCoCrAlY 合金粉末(4454, Sulzer Metco Inc),陶瓷层使用如图 1(b)所示的 8 % 氧化钇稳定氧化锆粉末(北京桑尧技术有限公司)。采用超音速大气等离子喷涂(SAPS)系统(CYS-120),通过同步双送粉系统制备 1.0~2.5 mm 的厚质梯度热障涂层。这一制备过程通过图 1(c)所示的同步送粉装置,即用两个送粉器独立连接两个低、高熔点材料的进粉口,将两种不同熔



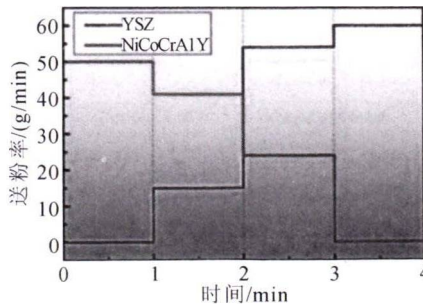
(a)NiCoCrAlY粉末



(b)YSZ粉末



(c)同步异位双送粉装置



(d)送粉率和喷涂时间的关系

图 1 原始喷涂粉末、送粉装置及送粉率和喷涂时间的关系

Fig.1 Original feedstock powder, synchronous dual powder inlets, and the powder feeding rate as a function of spraying time

点的粉末同时进入等离子体射流的不同部位。通过调节 NiCoCrAlY 粉末和 YSZ 粉末的送粉率,在涂层中形成一定的比例的粘结相与陶瓷相。其中送粉率随喷涂时间的变化如图 1(d)所示。具体喷涂参数如下:主气为 Ar,流量为 130 slpm;二次气为 H₂,流量为 18 slpm;电流为 430 A;电压为 130 V;喷涂距离为 100 mm。

采用 ASTM 633-79 室温拉伸试验机 (Instron1195) 测定涂层的结合强度。首先,通过胶膜 (FM1000) 将样品与圆柱形的对偶件连接,然后置于烘箱加热至 197 ℃,保温 4 h,使胶膜充分熔化凝固。当采用拉伸试验机对涂层进行拉伸时,拉伸速度为 0.2 mm·min⁻¹。对于每一梯度组分的涂层,重复测量 3 次求其平均值,随后采用扫描电镜 (SEM, VEGAII XMU, Tescan, Czech Republic) 分析涂层截面的形貌特征。

本研究使用有限元模拟软件 ANSYS 14.0 对厚质涂层的残余应力进行分析。由于各样品的实测孔隙率小于 5%,因此有限元模型不考虑孔隙的影响。根据拉伸实验的应力加载方式,所建立的二维模型依据以下方法加载:首先将模型底边界设置为固定约束,上边界为自由边界。相比传统的双层涂层,梯度涂层的物性参数已经发生了变化,一般通过以下方程计算:

$$P_c = P_x F_x + P_y F_y \quad (1)$$

式中, P_x 和 P_y 是粘结相 x 和陶瓷相 y 的弹性模量或泊松比, F_x 和 F_y 是通过 SEM 图计算得到的体积分数, P_c 是复合体系对应的最终宏观参数^[16]。

2 结果和讨论

2.1 微观结构

图 2 为不同厚度的 NiCoCrAlY/YSZ 梯度热障涂层在不同区域的截面 SEM 照片。由图 2 可知,梯度涂层中合金相和陶瓷相可以通过颜色的深浅加以区分,沿涂层厚度方向可分为四层:底层为纯金属粘接层 NiCoCrAlY;中间两层为梯度层,比例分别为:45vol.%合金相/55vol.%陶瓷相以及 12vol.%合金相/88vol.%陶瓷相;顶层为纯陶瓷层 YSZ。从图中可看出,梯度热障涂层的总厚度范围为 1 000~2 500 μm。

2.2 结合强度及残余应力

当涂层经过拉伸测试后,样品的断口形貌如图 3。从图 3(a)和图 3(b)的宏观形貌可以看出,随着涂层厚度的增加,1 000 μm 厚质涂层的断裂区位于粘接层/基体界面处,1 500 μm 厚质涂层沿粘接层与梯度层之间的界面断裂。2 000 μm 厚质涂层在梯度层/YSZ 涂层界面断裂,而 2 500 μm 厚质涂层的断裂区位于 YSZ 涂层内部。以上结果表明,较低厚度的涂层断裂区域位于粘接层/基体界面处,随着涂层厚度的持续增加,断裂部位逐渐从粘接层/基体界面处逐渐转移到梯度层、再到梯度层/陶瓷层,最终在陶瓷层内部发生断裂。图 3(c)给出了结合强度和残余应力与涂层厚度的关系。从图中可看出,随着涂层厚度从 1 000 μm 增加到 2 500 μm,结合强度从 44.5 MPa 逐渐降低到 29.4 MPa。残余应力从 191 MPa 逐渐增加到 287 MPa。残余应力直接影响着涂层的结合强度。

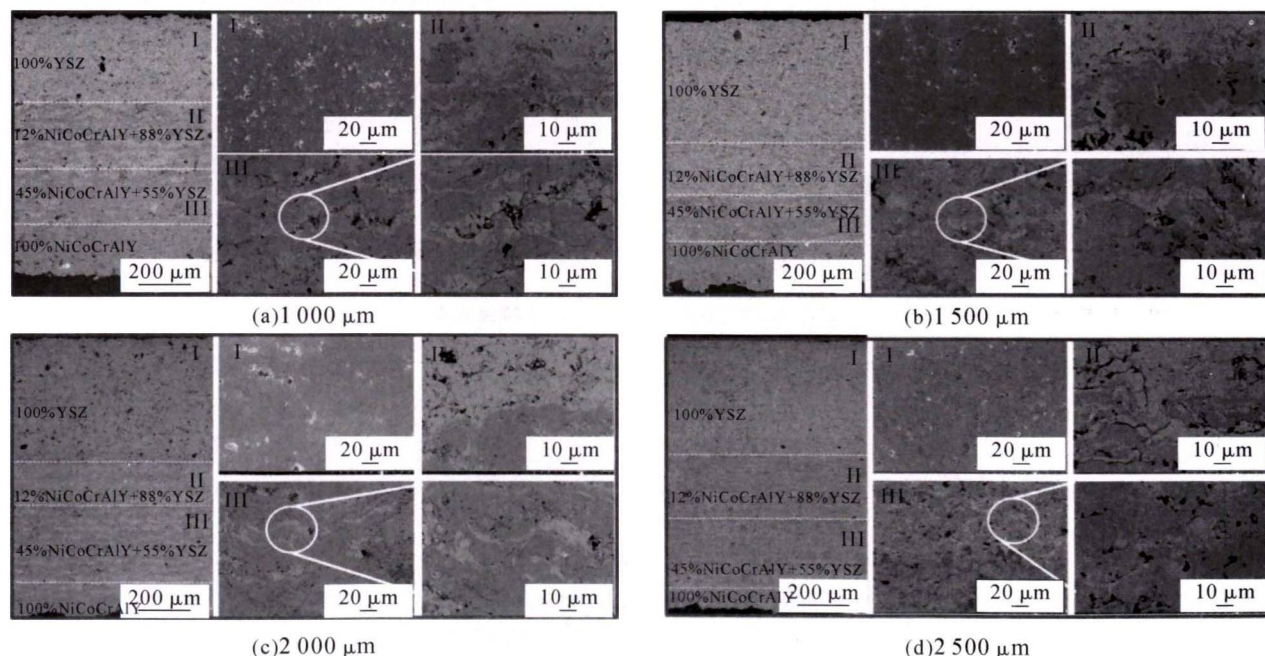


图 2 不同厚度 NiCoCrAlY/YSZ 梯度热障涂层的截面 SEM 照片

Fig.2 Cross-sectional SEM images of gradient NiCoCrAlY/YSZ coating with various thickness

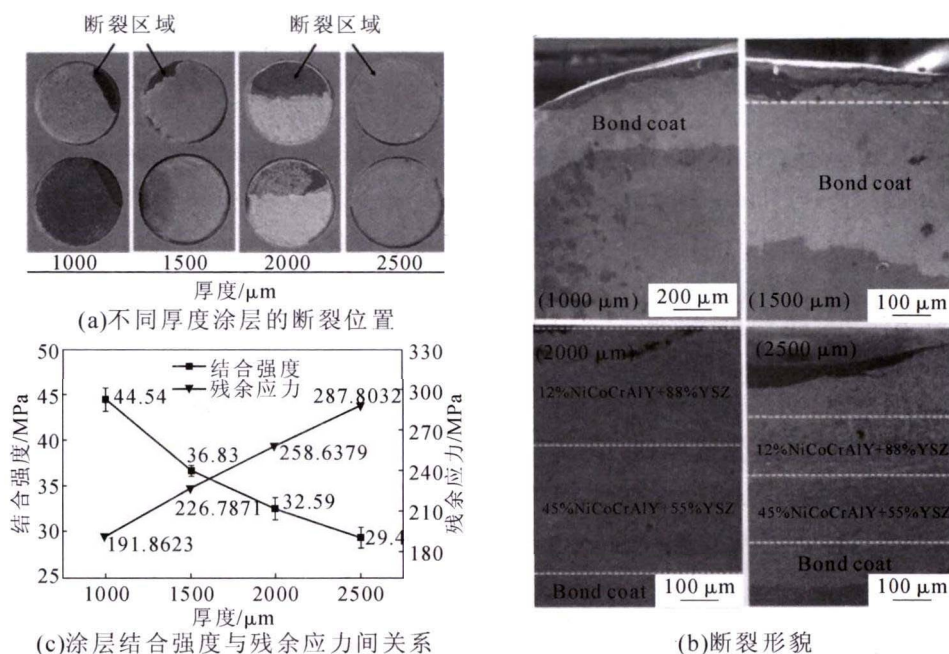


图3 涂层经过拉伸测试后的断裂形貌及与残余应力间关系
Fig.3 Relationship between fracture morphology and residual stress of coatings after tensile test

一些研究也表明,涂层结合强度的降低与沉积过程中残余应力的积累密切相关^[7]。残余应力主要源于两部分:一是淬火应力,由熔融颗粒撞击基体表面凝固而迅速形成的层状组织产生。二是热失配应力,又称冷却应力,由于涂层与基体热膨胀系数不匹配引起,主要影响涂层与基体间的界面结合^[18-19]。淬火应力和冷却应力可分别通过公式(2)和(3)计算:

$$\sigma_{\text{quenching}} \approx \alpha_c (T_m - T_s) E_c \quad (2)$$

$$\sigma_{\text{cooling}} = \frac{[E_c (T_f - T_s) (\alpha_c - \alpha_s)]}{\left[1 + 2 \left(\frac{E_c t_c}{E_s t_s} \right)\right]} \quad (3)$$

式中, E_c 和 E_s 分别是涂层和基体的弹性模量; α_c 和 α_s 分别是涂层和基体的热膨胀系数; T_m , T_f 和 T_s 分别是薄片熔化温度,沉积温度和衬底温度; t_c 和 t_s 分别是涂层和基底的厚度。对于本研究所制备的涂层体系, T_f 远高于 T_s , 而 α_c 小于 α_s , 冷却应力为拉应力, 而淬火应力为压应力。两种应力相叠加的值称为残余应力。从图 3(b)中可以看出,残余应力随着涂层

厚度的增加而增加,导致对应涂层结合强度的降低。此外,在沿涂层厚度方向的拉应力作用下,应力集中区域容易产生许多微裂纹,并沿垂直于涂层厚度方向迅速扩展。表明残余应力的累积促进了微裂纹的萌生和扩展,最终引起涂层结合强度的下降。

2.3 有限元模拟热障涂层应力分布

为了解释涂层经过拉伸测试后断口位置不同的原因,本研究采用有限元模拟方法对这一过程进行了模拟,所得结果如图 4 所示。从图 4 看出,在拉应力的作用下,随着涂层厚度的增加,应力集中的位置逐渐从粘接层向陶瓷层移动。从图 4(a)可看出,粘接层的边缘是应力集中区。由于热障涂层系统由粘接层、梯度层和陶瓷层组成,各层具有不同的热力学性能,因此会产生明显的边界层效应,这种效应在一定程度上影响了热障涂层的结合强度。

表 1 列出了不同研究中热障涂层的粘结强度。从表 1 可看出热障涂层的成分、厚度和喷涂工艺对

表1 梯度热障涂层的制备方法及结合强度
Tab.1 Bonding strengths of TBCs from different studies

文献	材料体系	喷涂方法	结合强度 /MPa
X. Fang ^[11]	NiCrCoAlY (50 μm) - YSZ (400 μm)	SPS	10.83
M.M. Dokur ^[20]	NiCoCrAlY (100±10 μm) - CYSZ / Al ₂ O ₃ (12 layers)-YSZ (400±20 μm)	HVOF+APS	11.5± 1.7
K.A. Khor ^[21]	NiCoCrAlY(150 μm)-75%NiCoCrAlY+25% YSZ(200 μm)-50% NiCoCrAlY+50% YSZ(200 μm)-YSZ(200 μm)	APS	23± 2
R.Ghasemi ^[22]	NiCrAlY (250 μm)-conventional YSZ (250 μm)	APS	25.25
R.Ghasemi ^[22]	NiCrAlY (250 μm)-nanostructure YSZ (250 μm)	APS	38.21
本研究	NiCoCrAlY(220 μm)-45%NiCoCrAlY+55%YSZ(200 μm)-12%NiCoCrAlY+88% YSZ(250 μm)-YSZ(330 μm)	SAPS	44.54

注:SPS:悬浮液等离子喷涂;APS:普通大气等离子喷涂;HVOF:超音速火焰喷涂;SAPS:超音速等离子喷涂。

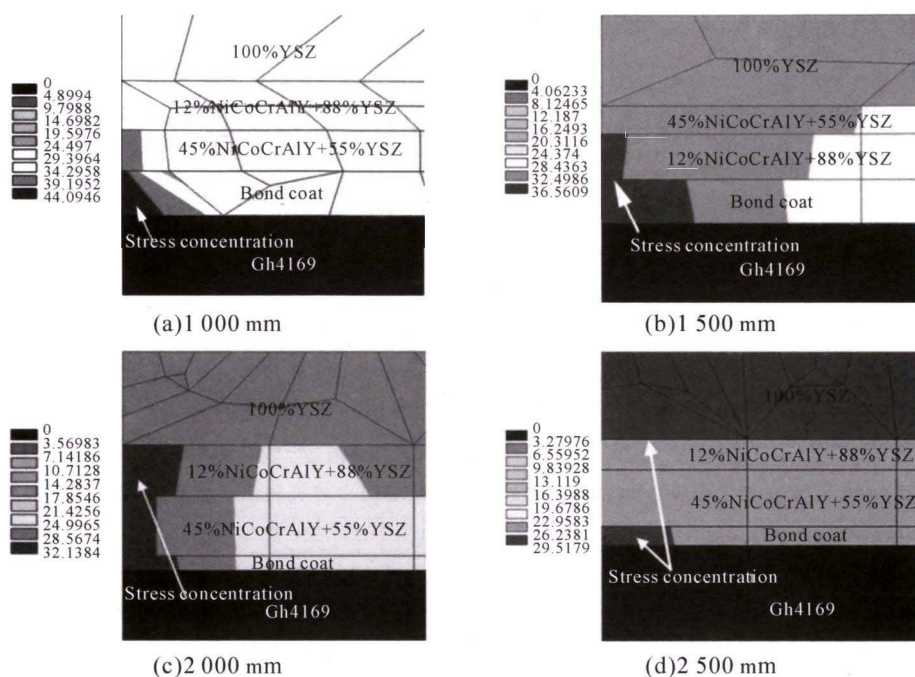


图 4 有限元模拟不同厚度热障涂层内部应力分布

Fig.4 Finite element simulation of stress concentration of gradient coatings with various thickness

其结合强度有显著影响。当涂层厚度超过 1 000 μm 时,以往研究所得的结合强度很难达到 45 MPa。与其他研究相比较,本研究采用同步双送粉技术制备梯度厚质热障涂层,由于双送粉喷嘴的设置,保证了超音速等离子射流两种不同熔点粉末的最佳熔化状态,从制备方法上避免了 NiCoCrAlY 的过度熔化和 YSZ 熔化不足的问题,使得两种熔滴在超音速撞击基板后都能最大程度的扁平铺展及凝固,形成细小厚度的多层状结构(见图 2a),多层结构的“微凸”界面有效的提升了涂层的结合强度。

3 结论

(1)等离子喷涂 NiCoCrAlY/YSZ 毫米级厚质梯度热障涂层的结合强度均高于普通等离子喷涂制备的梯度热障涂层,厚度为 1 000 μm 热障涂层结合强度达到 44 MPa,厚度为 2 500 μm 热障涂层的结合强度约为 30 MPa。

(2)随着 NiCoCrAlY/YSZ 梯度热障涂层厚度的增加,伴随着涂层内部残余应力的增加,导致结合强度的降低。

(3)当热障涂层厚度从 1 000 μm 增加到 2 500 μm 时,由于残余应力集中位置的不同,断裂部位逐渐由粘接层向梯度层迁移,最终在陶瓷层内部发生断裂。

参考文献:

[1] SCHULZ U, LEYENS C, FRITSCHER K, et al. Some recent

trends in research and technology of advanced thermal barrier coatings[J]. Aerospace Science Technology, 2003, 7: 73-80.

- [2] KARADGE M, ZHAO X, PREUSS M, et al. Microtexture of the thermally grown alumina in commercial thermal barrier coatings [J]. Scripta Materialia, 2006, 54(4): 639-644.
- [3] PORTINHAA A, TEIXEIRAA V, CARNEIROA J, et al. Characterization of thermal barrier coatings with a gradient in porosity[J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 195(2-3): 245-51.
- [4] WANG L, WANG Y, SUN X G, et al. Finite element simulation of residual stress of double-ceramic-layer $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7/8\text{YSZ}$ thermal barrier coatings using birth and death element technique[J]. Computational Materials Science, 2012, 53(1): 117-127.
- [5] WANG L, WANG Y, SUN X G, et al. Thermal shock behavior of 8YSZ and double-ceramic-layer $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7/8\text{YSZ}$ thermal barrier coatings fabricated by atmospheric plasma spraying [J]. Ceramics International, 2012, 38(5): 3595-3606.
- [6] 耿泳,叶卫平,马榕彬,等.厚质热障涂层的研究现状分析[C]//第十六届热喷涂国际研讨会暨第十七届全国热喷涂年会.北京:中国表面工程协会,2013:82-90.
- [7] 张亮.纳米 ZrO_2 厚涂层制备、结构与性能研究[D].武汉:武汉理工大学,2008.
- [8] PENG Y, ZHANG C, ZHOU H, et al. On the bonding strength in thermally sprayed Fe-based amorphous coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 2013, 218: 17-22.
- [9] QIN J, CHEN G, DU Z M, et al. Study on Performance of 8YSZ Thick Gradient TBC [J]. Applied Mechanics and Materials, 2014, 607: 43-46.
- [10] CEN H, LIU Y, GAO Y, et al. Design, preparation, and characterization of graded YSZ/ $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ thermal barrier coatings[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2010, 93(6): 1732-1740.
- [11] FANG X, ZHANG G, FENG X. Performance of TBCs system due

(下转第 564 页)

最佳,与极化曲线分析结果一致。

3 结论

(1)铸态 Mg-Sr-Ag-La 合金组织为典型的枝晶结构,灰白色的 α -Mg 基体以及分布在晶界和枝晶间隙中的条状、颗粒状和小块状等一系列形状不规则的第二相。其相组成为 α -Mg、 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 和 $\text{Mg}_{17}\text{La}_2$ 以及 AgMg_4 。

(2)铸态和挤压态 Mg-4Sr-2Ag-6La 合金的硬度均最高,分别为 83.9 HV₅ 和 106.7 HV₅。Mg-Sr-Ag-La 合金挤压棒材的强度指标均能达到人骨的性能指标,可以满足骨夹板、骨钉材料拉伸性能的要求。La 元素含量的提高,有利于拉伸性能的提高,Mg-4Sr-2Ag-6La 合金的抗拉强度最大,达到 344.5 MPa。

(3)Mg-4Sr-2Ag-6La 合金自腐蚀电位最高,Mg-4Sr-4Ag-2La 合金拥有较大的自腐蚀电位、较小的电流密度以及较低的腐蚀速率,表明对于 Mg-Sr-Ag-La 合金而言,适量合金元素的加入能够增强镁基体的抗蚀性。

参考文献:

- [1] 王一川,彭巍,单显峰,等. 镁基金属作为医用植入材料的研究概况[J]. 全科口腔医学电子杂志, 2018, 5(32): 39-40, 42.

- [2] 郑玉峰, 吴远浩. 处在变革中的医用金属材料 [J]. 金属学报, 2017, 53(3): 257-297.
- [3] Khurram Munir, LIN J X, WEN C, et al. Mechanical, corrosion, and biocompatibility properties of Mg-Zr-Sr-Sc alloys for biodegradable implant applications [J]. Acta Biomaterialia, 2020, 102: 493-507.
- [4] Mark P Staiger, Alexis M Pictak, Jerawala Huadmai, et al. Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: a review[J]. Biomaterials, 2006, 27(9): 1728-1734.
- [5] 雷宇. 可降解生物医用镁合金材料的研究进展 [J]. 有色冶金设计与研究, 2019, 40(04): 5-8.
- [6] TANG H Y, WANG F, LI D, et al. Mechanical properties, degradation behaviors and biocompatibility of micro-alloyed Mg-Sr-RE alloys for stent applications[J]. Materials Letters, 2020, 264: 127285.
- [7] ZHANG J, HIROMOTO S, YAMAZAKI T, et al. Macrophage phagocytosis of biomedical Mg alloy degradation products prepared by electrochemical method [J]. Materials Science and Engineering C. 2017, 75: 1178-1183.
- [8] BRAR H S, WONG J, MANUEL M V. Investigation of the mechanical and degradation properties of Mg-Sr and Mg-Zn-Sr alloys for use as potential biodegradable implant materials [J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. 2012, 7 (3): 87-95.
- [9] LU W U, PAN F S, YANG M B, et al. As-cast microstructure and Sr-containing phases of AZ31 magnesium alloys with high Sr contents [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(4): 784-789.

(上接第 559 页)

to the different thicknesses of top ceramic layer[J]. Ceramics International, 2015, 41(2): 2840-2846.

- [12] BAI Y, FAN W, LIU K, et al. Gradient $\text{La}_2\text{Ce}_2\text{O}_7/\text{YSZ}$ thermal barrier coatings tailored by synchronous dual powder feeding system [J]. Materials Letters, 2018, 219: 55-58.
- [13] 应保胜, 高全杰, 但斌斌, 等. 离子喷涂涂层中残余应力分析[J]. 表面技术, 2004, 33(1): 15-17.
- [14] 张显程, 徐滨士, 王海斗, 等. 功能梯度涂层热残余应力[J]. 机械工程学报, 2006, 42(1): 18-22.
- [15] 郑波, 冯是全. 在 ANSYS 中模拟功能梯度材料的方法研究[J]. 中国重型装备, 2014(1): 37-38.
- [16] SCHMITT M P, RAI A K, BHATTACHARYA R, et al. Multilayer thermal barrier coating (TBC) architectures utilizing rare earth doped YSZ and rare earth pyrochlores [J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 251: 56-63.
- [17] STOKES J, LOONET L. Residual stress in HVOF thermally sprayed thick deposits[J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 177-178: 18-23.
- [18] WANG J, SUN J, ZHANG H, et al. Effect of spraying power on microstructure and property of nanostructured YSZ thermal barrier coatings [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 730: 471-482.
- [19] SCHLICHING K W, VAIDYANATHAN K, SOHN Y H, et al. Application of Cr³⁺ photoluminescence piezo-spectroscopy to plasma-sprayed thermal barrier coatings for residual stress measurement[J]. 2000, 291(1-2): 68-77.
- [20] DOKUR M M, GOLLER G. Processing and characterization of CYSZ/ Al_2O_3 and CYSZ/ Al_2O_3 +YSZ multilayered thermal barrier coatings[J]. Surface Coating Technology, 2014, 258: 804-813.
- [21] KHOR K A, GU Y W, DONG Z L. Plasma spraying of functionally graded yttria stabilized zirconia/NiCoCrAlY coating system using composite powders [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2000, 9: 245-249.
- [22] GHASEMI R, VAKILIFARD H. Plasma-sprayed nanostructured YSZ thermal barrier coatings: Thermal insulation capability and adhesion strength[J]. Ceramics International, 2017, 43: 8556-8563.