

铝基 $\text{TiC}-\text{TiB}_2$ 自蔓延高温合成复合涂层的组织性能研究

尤 力¹⁾, 杨 芳²⁾, 石 翱³⁾, 秦 乾²⁾, 隋延力¹⁾, 郭志猛²⁾✉

1) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083 2) 北京科技大学新材料技术研究院, 北京 100083

3) 有研粉末新材料股份有限公司, 北京 101407

✉通信作者, E-mail: zmguo@ustb.edu.cn

摘要 以 Ti 粉、石墨粉、 B_4C 粉、聚四氟乙烯粉 (polytetrafluoroethylene, PTFE) 为原料, 采用反应熔覆技术, 结合自蔓延高温合成与真空消失模铸造法, 在 ZL205A 铝合金表面制备出 $\text{TiC}-\text{TiB}_2$ 复合涂层, 研究了固溶温度对基体和 $\text{TiC}-\text{TiB}_2$ 涂层显微组织、硬度和热稳定性的影响, 为制备高耐磨性铝合金提供新的研究方向。结果表明: $\text{Ti}-\text{C}-\text{B}_4\text{C}-\text{PTFE}$ 体系的绝热温度的远大于 1800 K, 自蔓延高温合成反应可自发进行; 通过真空消失模铸造 ZL205A 铝合金, 引发自蔓延高温合成反应, 在基体表面可形成 $\text{TiC}-\text{TiB}_2$ 复合涂层。固溶热处理后 $\text{TiC}-\text{TiB}_2$ 复合涂层表现出良好的热稳定性, 硬度为 HB 285, 20 N 载荷作用下的质量损失量为 49.7 mg, 相对减少了 90%, 大大提高了 ZL205A 铝合金表面的耐磨性。

关键词 自蔓延高温合成; 复合涂层; 铝基; 真空消失模铸造

分类号 TG142.71

Study on microstructure and mechanical properties of $\text{TiC}-\text{TiB}_2$ composite coatings on Al matrix by self-propagating high-temperature synthesis

YOU Li¹⁾, YANG Fang²⁾, SHI Tao³⁾, QIN Qian²⁾, SUI Yan-li¹⁾, GUO Zhi-meng²⁾✉

1) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

3) GRIPM Advanced Materials Co. Ltd., Beijing 101407, China

✉Corresponding author, E-mail: zmguo@ustb.edu.cn

ABSTRACT The powders of Ti, C, B_4C , and polytetrafluoroethylene (PTFE) were used as the raw materials in this paper. The $\text{TiC}-\text{TiB}_2$ composite coatings were *in-situ* synthesized on the surface of ZL205A alloys by reactive cladding technology, combining with self-propagating high-temperature synthesis (SHS) and vacuum-expendable pattern casting technology. The effect of solution temperature on the microstructure, hardness, and thermal stability of Al matrix and $\text{TiC}-\text{TiB}_2$ coatings were investigated. The results show that, the adiabatic temperature of $\text{Ti}-\text{C}-\text{B}_4\text{C}-\text{PTFE}$ system is much higher than 1800 K, the SHS reaction can be ignited by the

收稿日期: 2018-10-27

基金项目: 中央高校基本科研业务费资助项目 (FRF-TP-17-032A1)

DOI: 10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2019.06.005; <http://journals.ustb.edu.cn>

vacuum-expendable pattern casting technology of molten ZL205A alloys, resulting in the formation of TiC-TiB₂ composite coatings on the surface of Al matrix. The TiC-TiB₂ composite coatings after solution heat treatment show the excellent thermal stability, the hardness of the composite coatings is HB 285, and the mass loss of composite coatings is 49.7 mg at 20 N loading, decreasing by 90 %, which indicates that the wear resistance of ZL205A alloys is significantly improved.

KEY WORDS self-propagating high-temperature synthesis; composite coating; Al matrix; vacuum-expendable pattern casting

铝合金是工业中应用最广泛的材料之一,因其具有高强度、高塑性、良好的抗腐蚀性等,被广泛应用在航空航天、汽车、机械制造、船舶及化学工业等领域^[1-2]。其中, ZL205A 合金是我国自行研制的一种高强高韧铸造合金,其强度超过了 7A04、2A50 等锻件和部分钢件,并具有机械加工、电镀、抗应力腐蚀等良好的综合性能,适合生产大型受力结构件,并可以用于生产以铸代锻、以铝代钢、整体铸造等构件,同时成本较低,具有较好的经济性,已在飞机、导弹、船舶、汽车等领域内大量使用^[3-5]。但是,铝合金硬度较低,耐磨性较差,随着工业经济的飞速发展,对 ZL205A 合金材料在高速、高载荷和耐磨条件下的使用要求越来越高,为了进一步扩大铝合金的应用范围,就必须在保证其良好基体性能的基础上提高强度和耐磨性。

目前,国内普遍采用表面镀覆、表面合金化、热喷涂、激光熔覆、铸渗法、高能表面改性技术等来增强铝合金的耐磨性^[6-10],其中金属基复合材料涂层,尤其是原位颗粒增强金属基复合材料涂层,是金属耐磨材料研究的热点^[11]。原位合成颗粒增强金属基复合材料技术克服了外加颗粒增强方式的缺点,具有增强颗粒尺寸小、热力学性能稳定、界面结合强度高等特点^[12]。TiC 和 TiB₂ 是常用的碳化物强化颗粒,具有硬度高、熔点高、热稳定性好等特点^[13-14]。

自蔓延高温合成铸渗法是近年来发展起来的一种制备金属基复合材料的方法,将自蔓延高温合成 (self-propagation high-temperature synthesis, SHS) 技术和铸渗工艺结合,利用铸液的热量维持自蔓延反应,使金属表面原位合成复合强化涂层,从而达到强化金属基体的目的^[15-16]。自蔓延高温合成铸渗法使表面合金化、表面复合与真空消失模铸渗过程同时发生,有效解决了铸渗工艺渗剂不易固定、易被金属液冲刷、涂层结合强度不高等问题。

本文将真空消失模铸造技术和自蔓延高温合成技术相结合,在铝基表面原位生成 TiC 和 TiB₂ 复合

强化涂层,但是由于铝液浇铸温度较低,铝液经浇铸系统到达 SHS 粉料处时,温度不足以引燃 SHS 反应。因此,本文创新地在 Ti-C-B₄C 体系中引入聚四氟乙烯 (polytetrafluoroethylene, PTFE),构成 Ti-C-B₄C-PTFE 体系,利用 PTFE 低温裂解成小分子气体,激发 Ti-C-B₄C 主反应体系的 SHS 反应,研究 ZL205A 基 Ti-C-B₄C-PTFE 体系的 SHS 反应和反应产物,并通过固溶处理,研究分析基体与复合涂层的热稳定。

1 实验材料及方法

ZL205A 合金是高强高韧铸造铝合金的典型代表^[3],本文以 ZL205A 合金为基体,其化学成分如表 1 所示。通过自蔓延高温合成反应在铸件表面制备 TiC-TiB₂ 的强化涂层,采用 AlCu50 合金、AlMn20 合金、AlTi5 合金、AlCd5 合金、AlV5 合金和纯铝块为熔炼原料,使用钛粉、B₄C 粉、PTFE 粉、石墨为涂层原料,其粉末粒度及纯度列于表 2;自蔓延高温合成反应体系为 Ti-C-B₄C-PTFE 体系,利用真空消失模铸造过程中铝液传递的热量点燃反应,使体系中的 Ti 和 C、B₄C 原位生成 TiC 和 TiB₂ 增强颗粒,通过铝液渗透作用润湿 TiC-TiB₂ 颗粒,最终形成 TiC-TiB₂ 颗粒增强铝基表面复合材料。

表 1 基体 ZL205A 化学成分 (质量分数)

Table 1 Chemical composition of ZL205A matrix %

Cu	Ti	Cd	Mn	V	Al
4.72	0.20	0.22	0.40	0.10	余量

表 2 涂层原料粉末粒度、纯度和成分质量分数

Table 2 Particle size, purity, and mass fraction of coating material powders

元素	粒度 / μm	纯度 / %	质量分数 / %
Ti	~45	≥99.7	72.6
B ₄ C	~5	≥99.0	19.5
PTFE	~10	≥99.0	4.0
C	~10	≥99.5	4.1

具体实验过程为: (1) 利用加热电阻丝切割泡沫塑料, 使之成为具有所需形状的模具; (2) 按表 2 成分配制涂层原料粉末, 以球料比 2:1 装入球磨罐混粉 1 h; (3) 配制聚乙烯醇 (PVA) 水溶液, 并与混料粉混合至膏状, 然后将混合物涂覆于泡沫塑料模具表面, 放入干燥箱干燥, 50 °C 下干燥 3 h; (4) 在干燥后的泡沫塑料模上涂覆耐火涂料, 放入干燥箱, 在 50 °C 下干燥 3 h; (5) 待完全干燥后, 将其埋入砂箱中并用振动台振实; (6) 利用中频感应炉熔炼铝合金液, 当熔化温度达到 780 °C 时, 在机械泵抽真空条件下负压浇注; (7) 5 min 后将砂箱翻砂, 空冷得到铸件; (8) 按表 3 进行固溶处理和时效处理, 将铸件在马弗炉中以不同固溶温度保温 10 h, 在 60 °C 温水中冷却, 然后在干燥箱中于

150 °C 人工时效 8 h。

利用 DHB-3000 型布氏硬度计测试样品的布氏硬度 (压头为硬质合金球, 载荷 2.452 kN, 加载时间 30 s), 并取 3 点平均值。采用剪切法 (YS/T485-2005) 表征涂层与基体之间的界面结合强度。通过 ML-100 型鞘盘回转式磨粒磨损试验机进行 SHS 涂层与基体的磨损性能测试。使用日本理学 Dmax-RC 型 X 射线衍射仪 (X-ray diffraction, XRD) 鉴定材料的物相组成 (铜靶, $\lambda = 0.15406$ nm, 管电压为 40 kV, 管电流为 150 mA, 步长 0.02°, 扫描速度为 2°/min, 测量角度范围 20°~90°)。利用 LEO-1450 扫描电镜 (scanning electron microscope, SEM) 观察试样的显微组织, 并用自带能谱仪 (energy disperse spectroscope, EDS) 定性分析涂层中各物相的化学成分。

表 3 热处理工艺

Table 3 Heat treatment process

试样 编号	固溶处理				时效处理		
	固溶温度 / °C	保温时间 / h	冷却介质	冷却温度 / °C	时效温度 / °C	保温时间 / h	冷却介质
0	铸态, 不经固溶处理						
1	518	10	水	60	150	8	空气
2	528	10	水	60	150	8	空气
3	538	10	水	60	150	8	空气
4	548	10	水	60	150	8	空气

2 结果与讨论

2.1 SHS 体系绝热温度计算

当绝热温度 (T_{ad}) 大于 1800 K 时, 自蔓延反应能够自发进行。图 1 所示为 Ti-C-B₄C-PTFE 体系绝热温度 (T_{ad}) 与 PTFE 含量 (质量分数) 关系曲线, 可以看出, Ti-C-B₄C-PTFE 体系为高放热反应体系, 当 PTFE 的加入量在 0%~15% (质量分数) 时, 体系的绝热温度远大于 1800 K。当 PTFE 质量分数为 4% 时, 体系的绝热温度为 3003 K, 因此自蔓延反应可自发进行。

2.2 X 射线衍射分析

图 2 所示为 SHS 反应前后涂层的 X 射线衍射图谱。可见, SHS 反应前涂层中的主要物相是 Ti、C 和 B₄C, SHS 反应后涂层主要由 Al、TiC 和 TiB₂ 相组成。可以说明, 通过真空消失模技术浇注铝液时, 引燃 Ti-C-B₄C-PTFE 体系的自蔓延反应, 原位生成 TiC 和 TiB₂ 颗粒强化相, 可以有效提高铝基表面的耐磨损。在 SHS 过程中, Ti 粉分别与 B₄C 粉和石墨粉发生反应 (4Ti+C+B₄C→TiC+2TiB₂), 从而在铝基表面形成 TiC-TiB₂ 复合强化涂层。

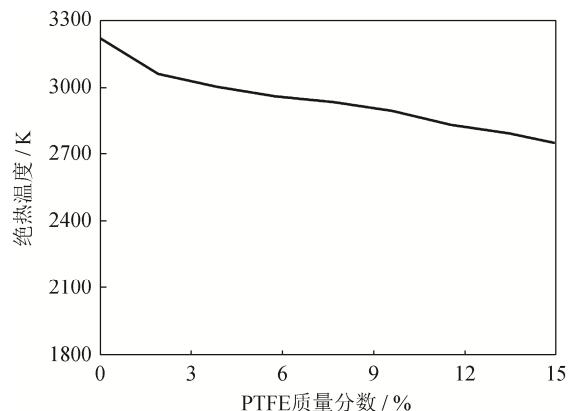


图 1 Ti-C-B₄C-PTFE 体系绝热温度 (T_{ad}) 与 PTFE 质量分数关系曲线

Fig.1 Relationship between the adiabatic temperature (T_{ad}) and PTFE content by mass in Ti-C-B₄C-PTFE system

2.3 硬度分析

图 3 所示是热处理前后各组试样的基体和涂层显微硬度值。可以看出, 铸态试样的涂层硬度值为 HB 284, 基体的硬度值为 HB 79。经过热处理后, 基体的硬度值发生明显变化, 而涂层的硬

度基本保持不变。当固溶温度为 518 °C 时, 基体的硬度提高到 HB 122, 此时涂层的硬度值为 HB 285; 当固溶温度为 528 °C 时, 基体的硬度从 HB 79 提高至 HB 137, 相对提高了 73%; 当固溶温度提高至 538 °C 时, 基体的硬度开始下降。可见, TiC-TiB₂ 的复合涂层的硬度值变化与热处理无关, ZL205A 铝基复合涂层试样的最佳固溶温度为 528 °C。

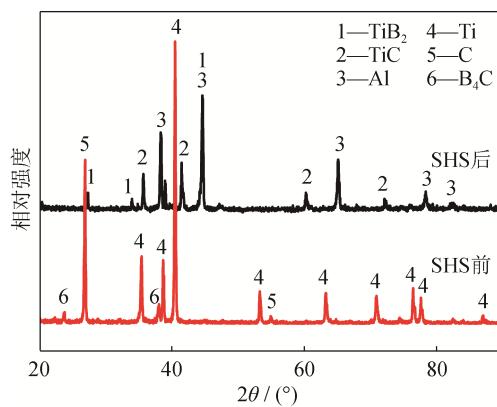


图 2 SHS 反应前后涂层 X 射线衍射图谱

Fig.2 XRD patterns of coating before and after SHS reaction

2.4 热稳定性分析

为了进一步分析 ZL205A 铝基复合涂层试样的热稳定性, 研究了不同固溶温度下铝基体与涂层的

显微组织变化, 图 4 所示为热处理前后基体的显微组织形貌。从图 4 (a) 可以看出, 灰黑色区域对应铸态的 α -Al 基体组织, 浅灰色区域为 θ (CuAl_2) 相及 T ($\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$) 相, 主要分布在晶界处, 同时基体中存在少量不连续分布的大块物质, 主要为含 V、Ti、Al 及杂质元素的偏析相。经固溶和时效处理后, 基体的显微组织明显改善, 随着固溶温度的逐步提高, 以 θ 相为主的各种晶界相出现不同程度的溶解, 到 528 °C 时, 基本中已无连续的 θ 相, 如图 4 (c) 所示。当继续提高固溶温度至 538 °C 时, θ 相又重新析出, 从而影响基体的热稳定性。

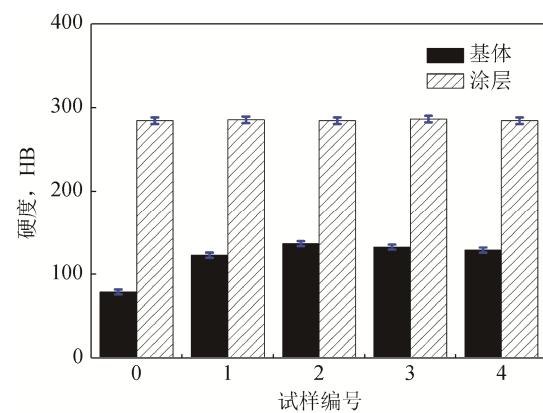


图 3 试样基体与涂层硬度

Fig.3 Hardness of Al matrix and composite coating

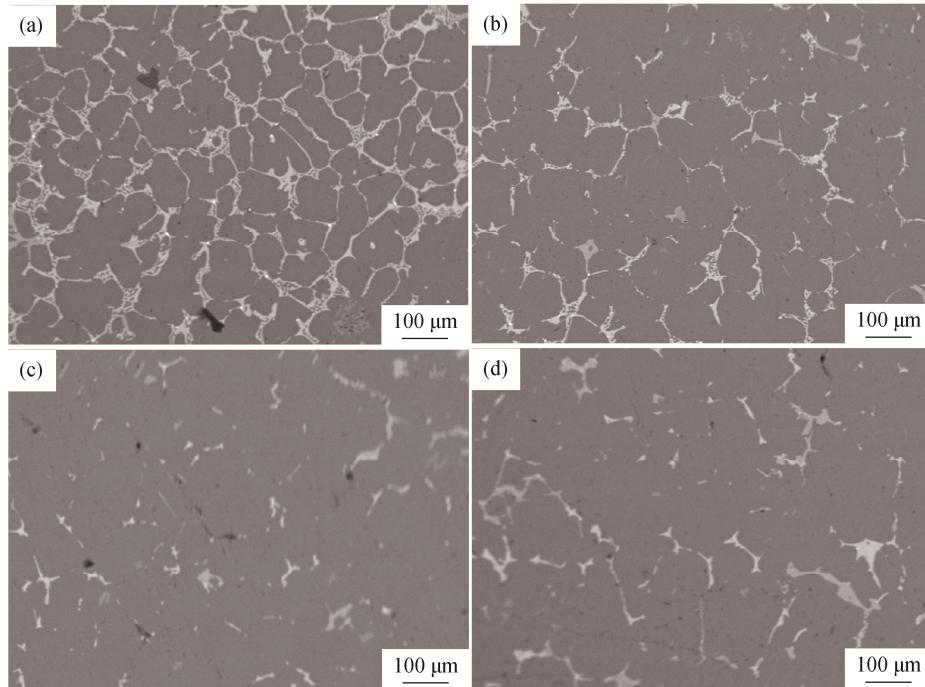


图 4 不同固溶温度基体的显微组织: (a) 未固溶处理; (b) 518 °C; (c) 528 °C; (d) 538 °C

Fig.4 Microstructures of Al matrix at different solution temperatures: (a) without solution treatment; (b) 518 °C; (c) 528 °C; (d) 538 °C

图5为热处理前后涂层的显微组织形貌。结合图5(a)和表4可以看出,浅灰色区域主要成分为Ti和C元素(点1),暗灰色区域主要成分为Ti、C和B元素(点2),结合X射线衍射图谱分析结果可知,点1和点2分别为TiC相和TiB₂相。对比

发现,铸态与热处理后的涂层形貌基体一致,无明显差别。可以看出,TiC-TiB₂的复合强化涂层具有良好的热稳定性,其结果与图3结果一致,随固溶温度的提高,TiC-TiB₂复合强化涂层的硬度值基本保持不变。

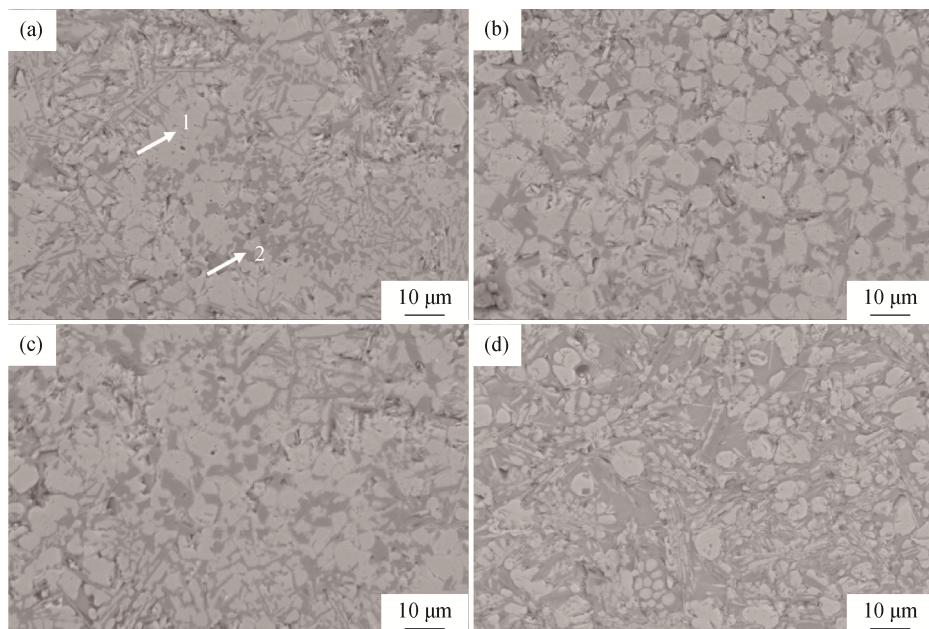


图5 不同固溶温度涂层的显微组织: (a) 未固溶处理; (b) 518 °C; (c) 528 °C; (d) 538 °C

Fig.5 Microstructures of composite coatings at different solution temperatures: (a) without solution treatment; (b) 518 °C; (c) 528 °C; (d) 538 °C

表4 图5(a)区域1和区域2能谱分析(原子数分数)

Table 4 EDS analysis of area 1 and area 2 in Fig. 5(a) %

位置	Al	Ti	B	C
1	—	51.97	—	48.03
2	—	44.83	26.12	29.05

从图6(a)涂层低倍扫描电子显微形貌中可以发

现,基体与涂层的结合良好。在TiC-TiB₂复合涂层中存在铝基体,铝合金作为“粘结相”将涂层粘结在一起,使其呈现较好的冶金结合。在真空消失模铸造过程中,铝合金液一方面引燃Ti-C-B₄C-PTFE的自蔓延反应,形成多孔的TiC-TiB₂复合涂层;另一方面,铝合金液熔渗进入复合涂层,促进涂层的致密化,并保证涂层与基体的良好结合,其结合强度达到160 MPa。

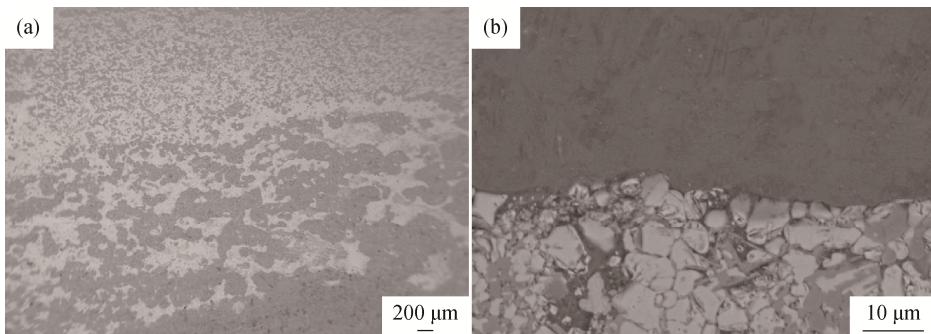


图6 2号试样基体与涂层结合的扫描电子显微形貌: (a) 低倍照片; (b) 高倍照片

Fig.6 SEM images of sample 2 between coating and matrix: (a) low magnification; (b) high magnification

2.5 耐磨性分析

对2号试样进行磨损实验,并分别施以10、15、20 N的载荷,15 min后测定质量损失,其结果如图7所示,随着载荷的增加,质量损失增加,但涂层的质量损失量明显低于基体的质量损失量。在10 N载荷作用下,基体的质量损失量为200.1 mg,涂层的质量损失量为24.2 mg;当载荷提高至20 N时,基体的质量损失量为498.6 mg,涂层的质量损失量为49.7 mg。可以看出,ZL205A铝基体的质量损失量明显,基体的耐磨性较差,采用SHS在基体表面原位生成TiC-TiB₂的复合涂层时,可以有效提高基体的耐磨性。

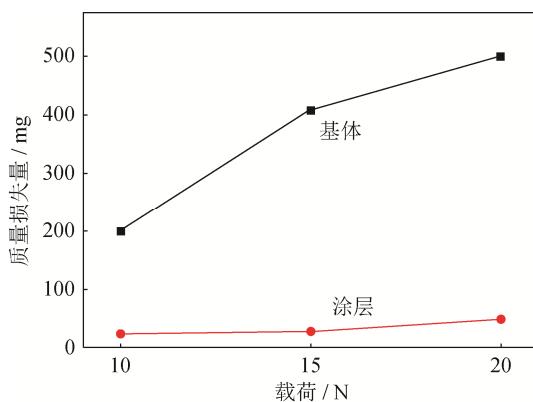


图7 2号试样基体与涂层耐磨性

Fig.7 Wear resistance of Al matrix and coating for sample 2

3 结论

(1) 当添加质量分数为4%的PTFE时,Ti-C-B₄C-PTFE体系的绝热温度为3003 K,自蔓延反应可自发进行。

(2) 在真空消失模铸造ZL205A铝合金过程中,铝合金液引燃Ti-C-B₄C-PTFE体系的SHS反应,在基体表面原位形成TiC-TiB₂的复合涂层。同时,铝合金液熔渗进入到复合涂层中,促进涂层的致密化,且涂层与基体结合良好。

(3) 相比铝基体,TiC-TiB₂的复合涂层的硬度值明显较高,在285 HB左右。随着固溶温度的升高,铝基体的硬度呈先升高后降低趋势,以θ相为主的晶界相先溶解后析出,最佳的固溶温度为528 °C;TiC-TiB₂的复合涂层的硬度值基本维持不变,热处理前后的涂层形貌基体一致,说明TiC-TiB₂的复合涂层具有良好的热稳定性。

(4) 通过在ZL205A铝合金表面原位生成TiC-TiB₂的复合涂层,大大提高了铝合金表面的耐磨性。在20 N载荷的作用下,基体的质量损失量为

498.6 mg,而涂层的质量损失量为49.7 mg,质量损失量相对减少了90%。

参 考 文 献

- [1] Nakai M, Eto T. New aspects of development of high strength aluminum alloys for aerospace applications. *Mater Sci Eng A*, 2000, 285(1-2): 62
- [2] Kuo V W C, Starke E A. The development of two texture variants and their effect on the mechanical behavior of a high strength P/M aluminum alloy, X7091. *Metall Trans A*, 1985, 16(6): 1089
- [3] Jia P J, Chen B F. Application of ZL205A high strength and high-quality casting in large aircraft. *J Mater Eng*, 2009(1): 77
(贾泮江, 陈邦峰. ZL205A合金高强优质铸件在大飞机上的应用. 材料工程, 2009(1): 77)
- [4] Wang S T, Zhao Z X, Tian Q H, et al. Study on heat treatment processing for ZL205A alloy. *Hot Working Technol*, 2005(5): 39
(王松涛, 赵忠兴, 田庆海, 等. ZL205A合金热处理工艺研究. 热加工工艺, 2005(5): 39)
- [5] Li Y, Zhang G W, Xu H, et al. Study on heat treatment process for ZL205A alloy. *Foundry Technol*, 2017, 38(1): 68
(李玉, 张国伟, 徐宏, 等. ZL205A合金热处理工艺研究. 铸造技术, 2017, 38(1): 68)
- [6] Shi Z Y, Wang D Q, Ding Z M. Surface strengthening pure copper by Ni-B coating. *Appl Surf Sci*, 2004, 221(1-4): 62
- [7] Bi Y X, Zhao S, Xu X J. WC reinforced Ni-based composite coating prepared by high frequency induction heating sintering on the surface of 42CrMo. *Powder Metall Technol*, 2016, 34(6): 407
(毕雅萱, 赵帅, 许新军. 42CrMo钢表面高频感应熔覆WC增强镍基复合涂层的研究. 粉末冶金技术, 2016, 34(6): 407)
- [8] Wu X, Guo Z M, Yu J P. Wear resistance of WC-12Co coating prepared by high velocity oxygen fuel spraying. *Powder Metall Ind*, 2014, 24(4): 31
(吴旭, 郭志猛, 于继平. HVOF喷涂WC-12Co涂层及其摩擦磨损性能研究. 粉末冶金工业, 2014, 24(4): 31)
- [9] Tam K F, Cheng F T, Man H C. Cavitation erosion behavior of laser-clad Ni-Cr-Fe-WC on brass. *Mater Res Bull*, 2002, 37(7): 1341
- [10] Yuan Z Y, Zhang Z M, Li C S, et al. Microstructures of surface alloying layer prepared by evaporable pattern casting process. *Ordn Mater Sci Eng*, 2002, 25(4): 36
(袁中岳, 张忠明, 李朝升, 等. 消失模法铸渗表面合金层组织研究. 兵器材料科学与工程, 2002, 25(4): 36)

(下转第443页)

- [13] Wang D F, Zhang B P, Jia C C, et al. Influence of carbide grain size and crystal characteristics on the microstructure and mechanical properties of HVOF-sprayed WC-CoCr coatings. *Int J Refract Met Hard Mater*, 2017, 69: 138
- [14] Tillmann W, Baumann I, Hollingsworth P, et al. Influence of the spray angle on the properties of HVOF sprayed WC-Co coatings using ($-10+2 \mu\text{m}$) fine powders. *J Therm Spray Technol*, 2013, 22(2-3): 272
- [15] Wang H B, Song X Y, Wang X Z, et al. Fabrication of nanostructured WC-Co coating with low decarburization. *Int J Refract Met Hard Mater*, 2015, 53: 92
- [16] Chivavibul P, Watanabe M, Kuroda S, et al. Effects of carbide size and Co content on the microstructure and mechanical properties of HVOF-sprayed WC-Co coatings. *Surf Coat Technol*, 2007, 202(3): 509
- [17] Aw P K, Tan B H. Study of microstructure, phase and microhardness distribution of HVOF sprayed multi-modal structured and conventional WC-17Co coatings. *J Mater Process Technol*, 2006, 174(1-3): 305
- [18] Di Girolamo G, Marra F, Pulci G, et al. Microstructure and wear behavior of plasma-sprayed nanostructured WC-Co coatings. *Int J Appl Ceram Technol*, 2013, 10(1): 60
- [19] Ma N, Cheng Z X, Wu H T, et al. Effects of structure of feedstock powders on the microstructure and properties of HVOF sprayed WC-Co coatings. *Surf Coat Technol*, 2018, 202(3): 509
- [20] Kumari K, Anand K, Bellacci M, et al. Effect of microstructure on abrasive wear behavior of thermally sprayed WC-10Co-4Cr coatings. *Wear*, 2010, 268(11-12): 1309
- [21] Basu S N, Sarin V K. Oxidation behavior of WC-Co. *Mater Sci Eng A*, 1996, 209(1): 206
- [22] Yang Q Q, Senda T, Ohmori A. Effect of carbide grain size on microstructure and sliding wear behavior of HVOF-sprayed WC-12% Co coatings. *Wear*, 2003, 254(1-2): 23
- [23] He J H, Schoenung J M. A review on nanostructured WC-Co coatings. *Surf Coat Technol*, 2002, 157(1): 72
- [24] Guilemany J M, De Paco J M, Miguel J R, et al. Characterization of the W₂C phase formed during the high velocity oxygen fuel spraying of a WC+ 12 pct Co powder. *Metall Mater Trans A*, 1999, 30(8): 1913
- [25] Mi P B, Ye F X. Structure and wear performance of the atmospheric heat-treated HVOF sprayed bimodal WC-Co coating. *Int J Refract Met Hard Mater*, 2018, 76: 185

(上接第 433 页)

- [11] Tsunekawa Y, Okumya M, Gotoh K, et al. Synthesis of iron aluminide matrix *in situ* composites from elemental powders by reactive low pressure plasma spraying. *Mater Sci Eng A*, 1992, 159(2): 253
- [12] Yan Y W, Wei B K, Lin H T, et al. The present status and developing trends of metal matrix *in situ* composites (Part I). *Spec Cast Nonferrous Alloys*, 1998(1): 47
(严有为, 魏伯康, 林汉同, 等. 金属基原位(*In Situ*)复合材料的研究现状及发展趋势(上). 特种铸造及有色合金, 1998(1): 47)
- [13] Rathod S, Modi O P, Prasad B K, et al. Cast *in situ* Cu-TiC composites: Synthesis by SHS route and characterization. *Mater Sci Eng A*, 2009, 502(1-2): 91
- [14] Li Y Y, Ni K Y, Zhu F W. Study of TiC particle-reinforced Cu matrix composites. *Powder Metall Technol*, 2018, 36(2): 106
- [15] Gao L, Guo Z M, Chen J, et al. TiC/FeCr reinforced steel matrix surface composites prepared by vacuum evaporative pattern casting (V-EPC) infiltration process. *Powder Metall Ind*, 2013, 23(3): 43
(高琳, 郭志猛, 程军, 等. 真空消失模铸渗制备 TiC/FeCr 增强钢基表面复合材料. 粉末冶金工业, 2013, 23(3): 43)
- [16] Chen J, Gao K W, Guo Z M, et al. Effect of Ti/C ratio on microstructure and performance of *in-situ* synthesis TiC particles reinforced steel matrix surface composites. *Ordn Mater Sci Eng*, 2015, 38(3): 19
(程军, 高克玮, 郭志猛, 等. 钛碳比对原位合成 TiC_p/钢基表面复合材料组织和性能的影响. 兵器材料科学与工程, 2015, 38(3): 19)
- [17] (李月英, 倪慨宇, 祝夫文. TiC 颗粒增强铜基复合材料的研究. 粉末冶金技术, 2018, 36(2): 106)