

大气等离子喷涂 TiB_2 -316L 不锈钢基 复合涂层及其耐磨性能

程汉池, 栗卓新, 安树春, 吴永志*

(北京工业大学 材料科学与工程学院 北京 100022)

摘 要: 分别采用高能球磨制备了 TiB_2 含量(质量分数)为 10% 的 316L 不锈钢基复合粉, 高能球磨与喷雾干燥造粒工艺制备了 TiB_2 含量(质量分数)为 40% 的 316L 不锈钢基复合粉, 大气等离子喷涂制备相应的 TiB_2 -316L 不锈钢基金属陶瓷涂层与 316L 不锈钢涂层。室温下采用高速环块磨损试验研究 TiB_2 -316L 不锈钢基金属陶瓷涂层的磨损特性。采用 X 射线衍射分析涂层物相, 扫描电镜分析喷涂粉末、涂层结构和摩擦副磨损表面形貌。结果表明, 大气等离子喷涂两种制粉工艺获得的 316L 不锈钢基 TiB_2 复合粉能获得较耐磨的 316L 不锈钢基 TiB_2 复合涂层, 耐磨性高于 316L 不锈钢涂层, 且 TiB_2 在复合涂层中增强涂层耐磨性的原因是 TiB_2 颗粒在涂层 316L 韧性基体中充当强化相, 且 TiB_2 在摩擦接触处摩擦氧化形成的氧化产物具有自润滑特性, 能减少涂层的磨损量。

关键词: 二硼化钛; 316L 不锈钢; 高能球磨; 喷雾干燥; 大气等离子喷涂

中图分类号: TG174 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2008)07-0064-05



程汉池

0 序 言

TiB_2 熔点高, 密度小, 化学稳定性好, 有很强的耐热抗氧化能力; 作为一种新型陶瓷材料以及作为替代 WC 耐磨材料的候选材料^[1], 在航空航天、武器装备、有色金属的冶炼等应用中前景广阔。然而固有的脆性、高熔点以及难以烧结致密化的特性限制了它的应用^[2]。表面涂层技术是应用陶瓷材料的有效手段之一。在热喷涂制备 TiB_2 涂层的工艺中, 大气条件下由于 TiB_2 在高温焰流中易氧化也不利于涂层的制备^[3]。因而制备物理性能满足热喷涂要求的 TiB_2 喂料是热喷涂应用 TiB_2 陶瓷粉的关键^[4,5]。Horlock, Lotfi 等人^[6,7]采用自蔓延高温合成工艺制备 Ni(Cr)基 TiB_2 金属陶瓷复合粉末, HVOF 制备了 Ni(Cr)基 TiB_2 金属陶瓷复合涂层; McIlwain 等人^[8]采用高能球磨工艺制备了铁基 TiB_2 复合粉, 氩气屏蔽保护等离子喷涂制备了铁基 TiB_2 复合涂层。基于 TiB_2 的固有属性, 制备适合热喷涂的喂料, 选择低成本的热喷涂工艺是热喷涂制备 TiB_2 涂层较理

想的技术路线。

作者采用高能球磨和喷雾干燥工艺分别制备了 TiB_2 含量(质量分数)为 10% 和 40% 的 TiB_2 -316L 不锈钢基复合粉, 大气等离子喷涂制备 TiB_2 -316L 不锈钢基复合涂层。与大气等离子喷涂的 316L 不锈钢涂层相比, 研究 316L 不锈钢基 TiB_2 复合涂层的磨损特性。

1 试验方法

1.1 喷涂喂料

原材料采用雾化法生产 316L 不锈钢粉(形貌见图 1a), 直接用作喷涂喂料的 316L 不锈钢粉粒度为 $-140 \sim +300$ 目; 用于制备复合粉的 316L 不锈钢粉粒度为 $-140 \sim +200$ 目, 所用的 TiB_2 粉来自于宁夏机械研究院, 采用自蔓延高温合成, TiB_2 含量大于 99%, D_{50} 粒径为 $2.0 \mu\text{m}$, 形貌见图 1b。

316L 不锈钢基 TiB_2 复合粉的制备。称量所选用的 316L 不锈钢粉、 TiB_2 粉后分别置于混粉器中混合搅拌 2 h 后, 置于行星球磨机的 304 不锈钢钢罐中; 磨球也是 304 不锈钢钢球, 钢球与粉的质量比为 8:1, 正己烷作为球磨介质, 采用间歇球磨, 含 10%

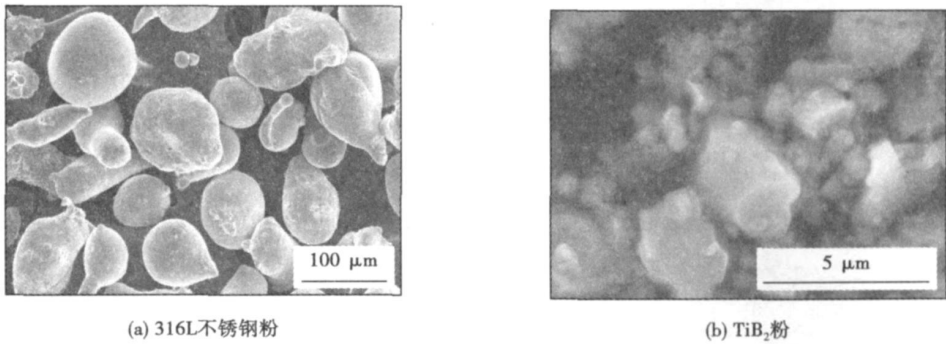


图 1 原始粉形貌

Fig. 1 SEM micrograph of primal powders

TiB₂ 的混合粉球磨时间为 8 h, 含 40%TiB₂ 的混合粉球磨时间为 15 h。球磨完成后, 粉末低温烘干备用。将 40%TiB₂ 的球磨复合粉与表面活性剂的水溶液混合, 制成料浆, 采用 GLP5 型高速电动离心喷雾干燥机制备团聚粉末, 再将团聚粉末在真空炉中 1 050 ℃保温 2 h 进行烧结处理, 得到球形喷涂喂料。

1.2 涂层制备

喷涂设备为北京工业大学材料加工研究所的 Metco-9MB 等离子喷涂系统, GP 型喷嘴, 送粉器为 5MP, Motorman 机械手操控喷枪。316L 不锈钢涂层命名为 A, 涂层厚度为 500 μm, 10%TiB₂-316L 不锈钢基涂层为 B₁, 40%TiB₂-316L 不锈钢基涂层为 B₂, 两涂层厚度约 300 μm。各涂层喷涂工艺参数列于表 1。

表 1 喷涂工艺参数

Table 1 Parameters of spraying process

涂层	电压 U/V	电流 I/A	主气流量(Ar) q ₁ /(L·min ⁻¹)	辅气流量(H ₂) q ₂ /(L·min ⁻¹)	送粉气流量(Ar) q ₃ /(L·min ⁻¹)	喷涂距离 L/mm	喷枪扫描速率 v/(mm·min ⁻¹)	喷枪扫描间距 d/mm
A	60	550	35	4	10	120	300	4
B ₁	60	600	35	4	7	100	500	3
B ₂	70	550	40	5.5	8	100	500	3

1.3 涂层测试

用 Advance-D8(Geman)X 射线衍射分析涂层物相组成; 依据国家标准 GB 12444.2—90, 采用 MRH-3 型高速环块磨损试验机在室温条件下测试涂层耐磨性能。对磨环材料为工具钢, 经热处理表面硬度为 60 HRC。试验条件为: 1) 试验力为 100 N, 转速为 220 r/min, 试验周期为 2 000 转; 2) 试验力 200 N, 转速为 200 r/min, 试验周期为 2 000 转; 3) 每个试样采用新的对磨环。同一磨损条件下, 取每种涂层三个试样的平均质量磨损量为测试值, 以涂层 A 的磨损量为基准, 涂层 B₁, B₂ 的磨损量与它的比值来衡量涂层 B₁, B₂ 的耐磨性。带能谱分析的 S-3400N (Japan) 扫描电镜分析喷涂粉末、涂层和摩擦副的表面形貌。

2 试验结果与分析

2.1 涂层结构、物相形成原因分析

图 2 是 B₁ 和 B₂ 涂层的 X 射线衍射图谱, 显示

两涂层物相主要由奥氏体相(Fe), Ni, Cr 在铁中固溶所形成的固溶体(FeNiCr, Fe0.64Ni0.36)、TiB₂ 以及少量氧化物(TiO₂, NiFe₂O₄)组成; 两种涂层的衍射峰分布近似, 但 B₂ 涂层的衍射峰较宽化, 有细晶相存在。图 3 显示 B₁, B₂ 涂层的微观结构(316L 不锈钢涂层略)。两涂层呈现典型的片层结构且片层流变形态较平滑, 片层基体中还镶嵌着灰色的小颗粒。由 X 射线衍射和能谱分析可推知, 涂层结构中白色部分是 316L 不锈钢的基本物相(奥氏体 Fe)以及经过高温等离子焰流后形成的产物固溶体(FeNiCr 以及 Fe0.64Ni0.36)、金属氧化物(NiFe₂O₄), 灰色部分主要是 TiB₂ 和 TiB₂ 经高温等离子焰流后形成的氧化产物 TiO₂。从图 3b, d 可看出两涂层的片层结构明显不同。单个球形颗粒形成的片层厚薄均匀, 而单个球磨粉末所形成的片层厚薄不一。涂层微观组织的形成与喷涂喂料的材料、结构和颗粒形态以及沉积行为有关系。

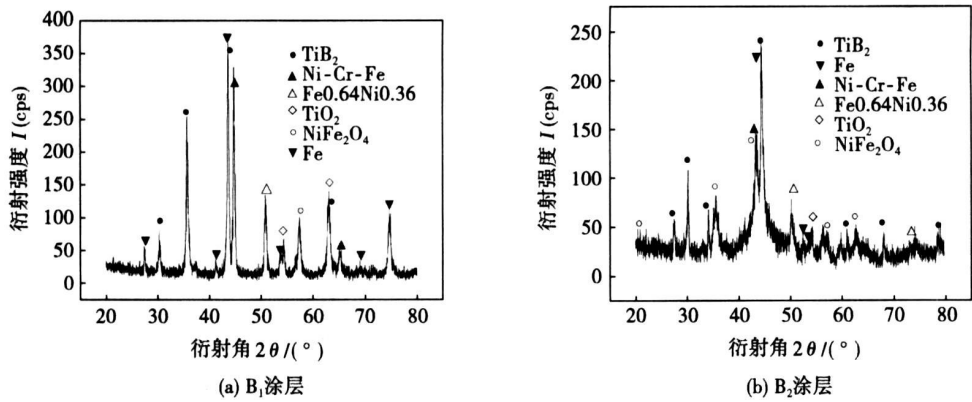


图 2 TiB₂-316L 不锈钢基涂层 XRD 图谱
Fig. 2 XRD pattern of TiB₂-316L matrixe coatings

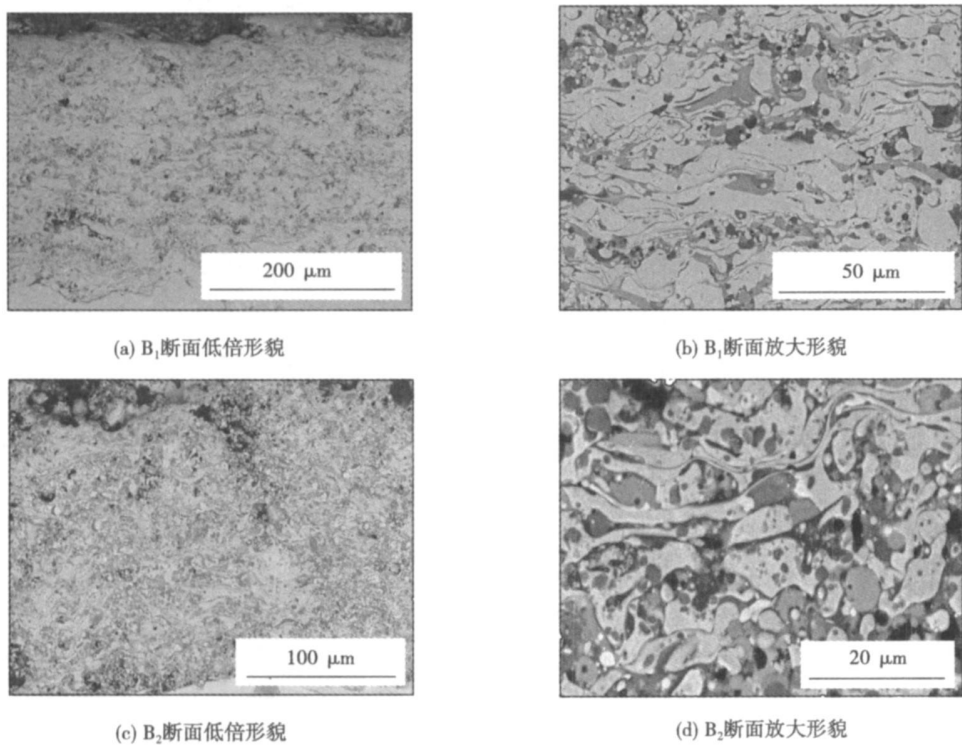


图 3 B₁、B₂ 涂层 SEM 断面形貌
Fig. 3 SEM micrograph of as-sprayed B₁ and B₂ matrixe coatings

图 4 为两种 316L 不锈钢基 TiB₂ 复合喷涂喂料的形貌,其中图 4a, b 中左上角是单个喷涂颗粒的高倍放大形貌,显示各组分的分布概况。可以看出,原始混合粉经高能球磨处理,多个 TiB₂ 颗粒与 316L 颗粒由球磨过程中的反复变形、破碎和冷焊作用被揉合在一起,形成一个不规则形状的新颗粒。新颗粒中,TiB₂ 颗粒、316L 颗粒分散较均匀,大部分 TiB₂ 颗粒镶嵌在 316L 不锈钢颗粒中,形成镶嵌式包覆结构的复合颗粒。含 40%TiB₂ 与 316L 不锈钢的混合粉经 15 h 的球磨后,除获得前述的镶嵌式包覆结构

外,复合颗粒更细小,再经喷雾干燥和真空烧结处理,无数个球磨形成的细小新颗粒又团聚成致密的球形颗粒。喷涂喂料的这种镶嵌式包覆结构有利于 TiB₂ 陶瓷颗粒的沉积。表现在:1) 在送粉过程中金属基 TiB₂ 复合颗粒能携带细小粒度的 TiB₂ 顺利进入等离子束流;2) 可有效减少 TiB₂ 颗粒在等离子高温焰流中的氧化,降低涂层中 TiB₂ 的氧化产物 TiO₂ 的含量;3) 316L 不锈钢熔点低,在等离子焰流中熔化充分,沉积时作为高熔点、难熔化的 TiB₂ 颗粒的粘结相形成结合致密的涂层。球形的金属基 TiB₂

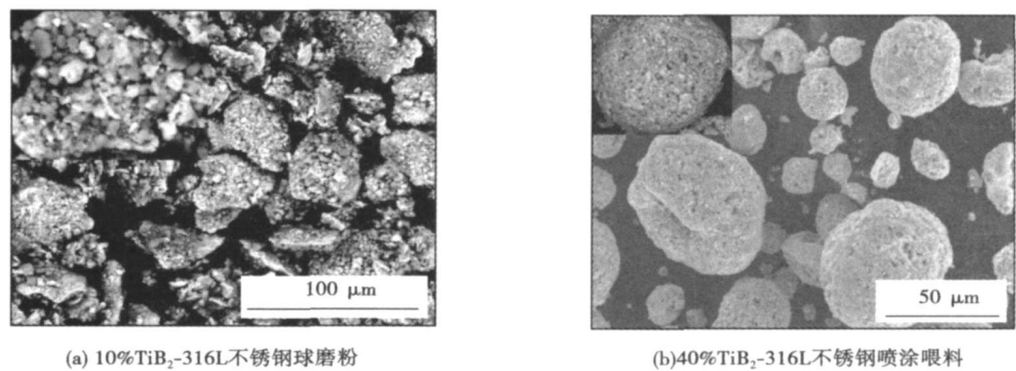


图 4 喷涂喂料 SEM 形貌
Fig. 4 SEM micrograph of feedstock powders

复合粉末在等离子焰流中受热匀,沉积均时易于变形,均匀铺展,所形成的片层厚度就均匀。

2.2 316L 不锈钢基 TiB₂ 涂层的摩擦磨损特性分析

图 5 是涂层 B₁, B₂ 以及 A 的磨损结果。可看出在相同的试验周期里,随试验力增大,涂层的磨损量也增大;相同的试验力条件下 B₁ 和 B₂ 涂层比涂层 A 磨损量小,且 B₂ 涂层磨损量小于 B₁ 涂层。与涂层 A 相比,在 100 N 的试验力下,涂层 B₁ 和 B₂ 的耐磨性提高了约 30%和 35%;在 200 N 的试验力下耐

磨性提高了约 25%和 35%。图 6 给出了 B₂ 涂层与对磨环表面磨损特征(试验条件:200 N, 2 000 r, 200 r/min)。可以看出,对磨环表面附着有 TiB₂ 颗粒(图 6b 中黑色部分)且存在宽窄、深浅不一的摩擦沟痕以及表面结构脱落而留下的大小不一的凹坑;而涂层表面相对要平滑,局部出现结构脱落,还存在大量的裂纹(图 6c 中所示的裂纹处)。

环块磨损试验中对磨环和涂层这一对摩擦副间存在相对运动且被作用于试验力,属滑动摩擦,因而

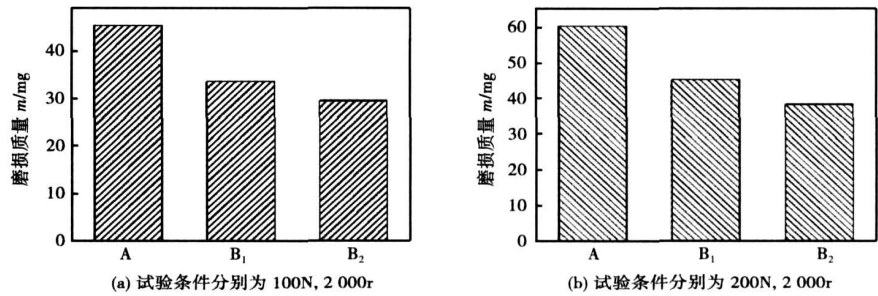


图 5 不同磨损条件下的涂层质量磨损量
Fig. 5 Worn mass loss of as-sprayed coatings in different wear testing conditions

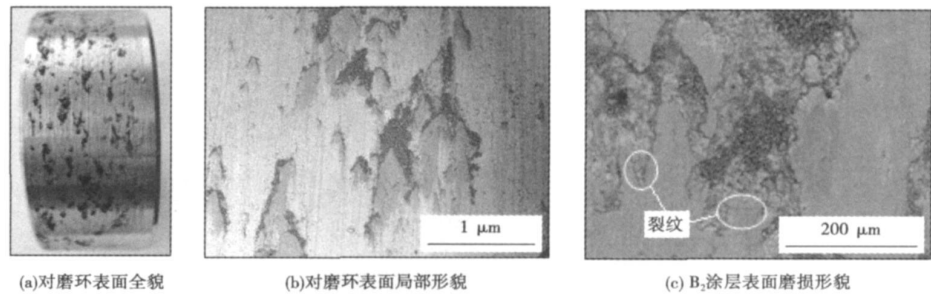


图 6 B₂ 涂层与对磨环表面磨损形貌
Fig. 6 Worn surface micrographs of TiB₂-316L coating and ring

在对磨环和涂层接触处存在正应力和切应力。两种应力作用下,对磨环与涂层接触处相互作用,由于涂层和对磨环的微观组织、性能不同,而使对磨环与涂层表面产生不同的磨损特征和质量磨损。

TiB₂ 陶瓷颗粒镶嵌在涂层 B₁ 和 B₂ 的韧性不锈钢基体中,对涂层而言是强化相。摩擦过程中直接与对磨环表面接触。由于对磨环表面硬而脆,摩擦过程中在正应力作用下,镶嵌于涂层中高硬度的 TiB₂ 颗粒扎进对磨环表面,在切应力作用下,直接对对磨环表面产生犁沟切削而使对磨环表面形成摩擦沟痕,或诱发表层内部裂纹扩展引起对磨环脆性表面局部脱落而形成凹坑。随涂层中 TiB₂ 含量增大,试验力增加,涂层强化相 TiB₂ 颗粒对对磨环表面的两种作用效应更加强烈,所以对磨环表现为犁沟切削和脆性脱落的磨损特征。316L 不锈钢涂层不具备这种硬质相强化结构,因而 B₁ 和 B₂ 涂层的质量磨损量在两种试验条件下低于涂层 A。

涂层的磨损特征与涂层微观组织有关:

(1) 热喷涂涂层存在先天缺陷。涂层本质是喷涂颗粒扁平化的片层堆积,层片间局部结合,结合弱,存在空隙(也可称之为裂纹)^[9]。B₁ 和 B₂ 涂层中片层主要是韧性的奥氏体,奥氏体在两种应力作用下产生加工硬化现象,即强度增加,硬度增大,塑性降低,脆性增大。前述的应力诱发涂层基体中的裂纹扩展,直至涂层局部脱落(图 6c 显示了尚未脱落而正在扩展的裂纹),或引起加工硬化后的片层奥氏体基体脆性断裂而脱落。

(2) 涂层强化相 TiB₂ 颗粒细小(原始颗粒粒径 D₅₀ 为 2.0 μm)易于团聚,高能球磨后在 316L 不锈钢基体中的分布并非能达到理想的均匀化,导致其沉积时在涂层中分布不均匀。随其含量增加,团聚和分布不均匀的趋向也增大;另一方面它与涂层基体的结合主要是机械结合,结合强度低;在两种应力的作用下,当应力达到能克服其团聚力,或达到颗粒与基体的结合强度、或其断裂应力极限时,TiB₂ 颗粒从基体脱落,或产生脆性断裂而破碎,破碎的 TiB₂ 颗粒从涂层中脱落,这些从涂层中分离出来的 TiB₂ 在磨削过程中受挤压和研磨,最终部分堆积在对磨件上和涂层的凹坑处。以上涂层基体脱落与 TiB₂ 颗粒从涂层中的分离形成涂层的磨损凹坑和质量磨损。涂层的质量磨损还与 TiB₂ 在摩擦过程中的氧化性行为有关。

TiB₂ 的氧化性研究表明, $\text{TiB}_2 + (5/2)\text{O}_2 \rightarrow \text{TiO}_2$ (金红石型) + B₂O₃ $\Delta G_{298} = -719 \text{ kJ}$, 反应标准吉布

斯自由能为负,理论上反应是可能的。TiB₂ 粉末 120~450 °C 范围内的热失重(TG)分析有轻微增重,在此温度范围内多次循环,再无增重现象发生,说明在较低温度下(120~450 °C)TiB₂ 粉末颗粒表面已形成了一层氧化膜^[10]。试验是在室温下进行,摩擦接触处的摩擦热诱发上述反应发生,生成的 B₂O₃ 极易吸潮,形成液态 H₃BO₃ 薄膜,环块滑动摩擦由于摩擦转变为液体润滑磨擦。文献[11]报道 TiB₂-Al₂O₃ 刀具在切削摩擦过程中受摩擦高温作用与周围环境中的氧气反应生成氧化物 B₂O₃+TiO₂,TiO₂ 的抗剪强度低,在切削过程中充当固体润滑剂。也就是说 TiB₂ 摩擦氧化产物对涂层都能起减摩作用。随涂层中 TiB₂ 含量增加,减摩效应也增加。因而 B₂ 涂层的质量磨损量在两种试验条件下都低于 B₁ 涂层。

3 结 论

(1) 在高能球磨和喷雾干燥工艺制备的两种 TiB₂-316L 不锈钢基复合粉中,TiB₂ 颗粒镶嵌于 316L 不锈钢粉中形成镶嵌式包覆结构;喷雾干燥+真空烧结处理后形成内部结构更精细的球形喂料。两种喷涂喂料有利于大气等离子喷涂制备 TiB₂-316L 不锈钢基复合涂层。

(2) TiB₂-316L 不锈钢基复合涂层中的 TiB₂ 主要以颗粒形态镶嵌在 316L 不锈钢基体片层中。在与大气等离子喷涂沉积的 316L 不锈钢涂层的高速环块磨损对比试验中,TiB₂ 作为强化相增强了 TiB₂-316L 不锈钢基复合涂层的耐磨性能。

(3) 在相同条件下的高速环块磨损试验中,含 40%TiB₂ 的复合涂层比含 10%TiB₂ 的复合涂层耐磨。主要是 TiB₂ 摩擦氧化的产物具有减摩作用,随复合涂层中 TiB₂ 含量增加,减摩效应也增大。

参考文献:

- [1] 程汉池,栗卓新,史耀武,等.热喷涂制备 TiB₂ 涂层的研究进展[J].金属热处理,2007,32(12):17-21.
- [2] Swain M V. 陶瓷的结构与性能[M].郭景坤,译.北京:科学出版社,1998.
- [3] Sreekumar K P, Ravindran P V. Electrical resistivity of plasma-sprayed titanium diboride coatings[J]. Journal of Material Science, 1993, 28(6): 1655-1658.
- [4] 程汉池,栗卓新,李其连,等.轴向送粉等离子喷涂制备 TiB₂/Al₂O₃ 复合陶瓷涂层[J].硅酸盐学报,2007,35(8):1097-1102.

道次时间间隔的合理化策略并付诸实践,有效地改善了多道次焊接热模拟试验对道次间初始温度的控制,完善了以往多道次焊接热模拟试验的不足。

(3) 通过实际曲线与设定曲线的对比,验证了软件的适用性、准确性及控制系统的稳定性均良好。该软件已应用于国产 MMS-200 和 MMS-300 热力模拟实验机,完善了国产热力模拟实验机的功能,进一步拓宽了其应用领域。

参考文献:

[1] 陈 楚,张月嫦. 焊接热模拟技术[M] . 北京: 机械工业出版社, 1985.

[2] Lenard J G, Pietrzyk M, Cser L. Mathematical and physical simulation of the properties of hot rolled products[M] . Oxford: Elsevier Science Ltd Press, 1999.

[3] 牛济泰. 材料和热加工领域的物理模拟技术[M] . 北京: 国防工业出版社, 1999.

[4] 郭会光, 刘建生. 金属塑性加工模拟与控制的研究[J] . 太原

重型机械学院学报, 1997, 18(3): 195.

[5] Ferguson H S, Chen W C. Development of Gleeble system and its applications[J] . Journal of Harbin Institute of Technology, 1996, 28 (12): 12—14.

[6] Dynamic System Inc. Recommended physical simulation procedures using Gleeble systems[M] . Poestenkill: Dynamic System Inc Press, 1995.

[7] Dynamic System Inc. The Gleeble at the University of Birmingham [M] . Poestenkill: Dynamic System Inc Press, 2000.

[8] Truhard J. PXI solutions[M] . Austin: National Instruments Corporation Press, 2001.

[9] Johnson G W, Jennings R. LabVIEW graphical programming[M] . New York: McGraw-Hill Press, 2001.

[10] 郭耀华. 熔焊原理[M] . 北京: 机械工业出版社, 2006.

[11] 陈伟昌, 党紫九. 热轧过程的物理模拟[J] . 特殊钢, 1996, 17 (3): 27—28.

[12] 林滋泉. 我国轧钢生产技术的进步和展望[C] // 中国金属学会. 北京: 冶金出版社. 2002: 2—10.

作者简介: 冯莹莹, 女, 1982 年出生, 博士研究生。从事热力模拟实验机的工艺及应用软件开发方面的研究工作。发表论文 6 篇。

Email: Fengyingying-1982@163.com

[上接第 68 页]

[5] 程汉池, 栗卓新, 史耀武, 等. 纳米粉末对轴向等离子喷涂 TiB₂-Al₂O₃ 复合涂层的影响[J] . 焊接学报, 2008, 29(1): 40—44.

[6] Horlock A J, McCartney D G, Shipway P H. Thermally sprayed Ni (Cr)-TiB₂ coatings using powder produced by self-propagating high temperature synthesis: Microstructure and abrasive wear behaviour [J] . Materials Science & Engineering A, 2002, 336(1): 88—98.

[7] Lotfi B, Shipway P H, McCartney D G, *et al.* Abrasive wear behaviour of Ni(Cr)-TiB₂ coatings deposited by HVOF spraying of SHS-derived cemet powders[J] . Wear, 2003, 254: 340—349.

[8] McIlvain J F, Neumeier L A. Plasma sprayed iron base wear resistance coatings containing titanium diboride; Bureau of Mines Report of Investigations 8984[R] . United States: Department of Interior,

1985.

[9] Li Changjiu, Yang Guanjin, Li Chengxin. Lamellar microstructure feature of plasma-sprayed ceramic coating and its dominant influence over coating properties[C] // The 2nd Asian Thermal Spray Conference. Korea, 2006: 12—13.

[10] 董艳玲, 王为民. TiB₂ 复合材料的研究进展及其应用[J] . 佛山陶瓷, 2004, 14(2): 7—10.

[11] 邓建新, 丁泽良, 艾 兴, 等. 高温自润滑陶瓷刀具材料及其切削性能的研究[J] . 机械工程学报, 2003, 39(8): 106—109.

作者简介: 程汉池, 男, 1968 年出生, 博士研究生。主要从事热喷涂方面的研究工作。发表论文 6 篇。

Email: chc@emails.bjut.edu.cn

FCAW slag. The results show that the same weight CaO replacing MgO has an obvious improvement on the hydrogen dissolving capacity in slag. It's because the radius of the Ca^{2+} is bigger than the radius of the Mg^{2+} which has 12 match places and easy to form the peroxide CaO, which can improve the oxygen content in slag. Some Al_2O_3 replacing MgO in FCAW slag will improve the hydrogen dissolving capacity in slag; the reason is the hydrogen has better solubility and diffusion coefficient in Al_2O_3 .

Key words: welding; slag; diffusible hydrogen; dissolve hydrogen capacity

Modeling method for pulsed GTAW welding process based on variable precision rough set LI Wenhong¹, CHEN Shanben², WANG Jiayou¹, YANG Feng¹ (1. Institute of Welding Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China; 2. Institute of Welding Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China). p57—59, 63

Abstract: Considering the characters of welding process, a VPRS (variable precision rough set) modeling method is proposed for pulsed GTAW welding process. The VPRS model that can predict the backside width of welding pool is obtained. The main procedure of the modeling method and the key problems are expatiated. The result shows that the precise and complexity of the model is acceptable.

Key words: welding automation; modeling; variable precision rough set; GTAW

Calculation and discussion of welding plastic strain FANG Hongyuan, ZHANG Xueqiu, YANG Jianguo, LIU Xuesong (State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China). p60—63

Abstract: Numerical simulation method is employed to discuss welding longitudinal plastic strain distribution. Residual compressive plastic strain presents in the weld from traditional views, but the new viewpoint supports that the tensile plastic strain presents in the weld. Based on the two different viewpoints, the welding longitudinal plastic strain distribution is analysed with and without the fusion phenomenon according to the calculation results. The simulated results show that there exists little difference in the two situations, and compressive plastic strain in the heating process is larger than tensile plastic strain in the cooling process. When a fusion phenomenon is considered, the heat affected zone still keeps the compressive plastic strain all the time, and only the plastic strain value in the cooling process is smaller than the one in the heating process.

Key words: residual stress; compressive strain; numerical simulation; temperature field; fusion phenomenon

Wear resistance of TiB₂-316L stainless steel matrix composite coatings deposited by atmospheric plasma spraying CHENG Hanchi, LI Zhuoxin, AN Shuchun, WU Yongzhi, LI Hong, SHI Yaowu (College of Material Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100022, China). p64—68, 80

Abstract: TiB₂-316L stainless steel matrix composite powders contained 10mass% and 40mass% TiB₂ were prepared by high energy ball milling and spray-drying processes respectively. Atmospheric plasma spraying deposited corresponding coatings and 316 L stainless steel coating. High velocity block-on-ring wear tester was used to test wear resistance of as-sprayed coatings. X-ray diffraction analyzed the constitution of as-sprayed coatings. Scanning electron microscope was employed to characterize as-sprayed coatings feedstocks and the worn surface morphology. Results show that wear resistance of as-sprayed TiB₂-316L stainless steel matrix composite coatings is prior to 316L stainless steel coating. TiB₂ particles act as reinforcement component in the coating and oxides from tribo-oxidation of TiB₂ in the tribo contact, which possessed self-lubricating function, can reduce mass loss of the coatings during sliding wear.

Key words: titanium-diboride; 316L stainless steel; ball-milling; spray-drying; atmospheric plasma spray

Discussion on principle of welding stress and distortion (2)

WANG Zhechang (Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China). p69—72

Abstract: Formation and relief mechanism of welding residual stress were addressed. Compressive plastic strain does not play a role in the formation of welding residual stress. The residual stress is produced by the contraction of weld metal and its vicinity during the cooling process at the temperature below its “mechanical melting point”. Residual stress elimination does not employ the tensile plastic strain to reduce, withdraw or compensate the compressive plastic strain, but to convert the residual elastic strain to a plastic one. The elimination of the inherent strain is not a prerequisite to eliminate welding residual stress. Partly removed or completely held inherent residual strains can also completely eliminate the residual stress. A new method is proposed to perform heating treatment following the welding torch to control stress-strain precisely, to realize the stress free welding or stress-free and non-distortion welding or even proper compressive stress and non-distortion welding or large compressive stress and minor distortion welding. The result is also compared with the traditional processing method and finite element analysis.

Key words: welding stress-strain; compressive plastic strain; inherent strain; non-stress welding; non-stress-deformation welding

Fe-Cr-V wear resistant hardfacing alloy GONG Jianxun¹, XIAO Yifeng¹, ZHANG Qinghui¹, Ma Mo² (1. School of Mechanical Engineering, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China; 2. Faculty of Material and Photoelectronic Physics, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China). p73—76

Abstract: The Fe-Cr-V hardfacing alloy containing 0.9%—1.5% C, 13%—15% Cr and 1.0%—2.0% V was prepared for flux cored wire of submerged arc welding. The microstructure of hardfacing alloy was researched by means of optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, etc. The effect of