

# S135 钻杆材料等离子喷涂 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ 涂层组织与性能

吕东莉<sup>a,b</sup>, 练章华<sup>b</sup>, 龚颂<sup>a</sup>

(西南石油大学 a.材料科学与工程学院 b.油气藏地质及开发国家重点实验室, 成都 610500)

**摘要:** **目的** 选用石油钻井工程中常用的 S135 钻杆钢作为研究对象, 在不破坏 S135 钢优异力学性能基础上, 在 S135 钢基体上等离子喷涂  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  涂层, 研究喷涂功率对涂层的组织与性能的影响。**方法** 在 25、30、42 kW 三种喷涂功率下, 于 S135 钻杆材料基体表面制备  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  涂层, 对涂层表面进行 SEM 形貌观察及 XRD 物相分析, 对端面进行金相组织观察, 并测定不同位置的显微硬度, 借助于材料表面性能测试仪进行涂层与基体结合强度测定, 对不同功率下的喷涂涂层的组织、形貌及性能进行比较。**结果** 在三种功率条件下, 涂层由  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  及  $\text{TiO}_2$  组成。随着喷涂功率的增加, 涂层中  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  的含量增加; 粘结层中气孔、裂纹等缺陷减少, 孔隙率下降。在 42 kW 喷涂功率下, 涂层与基体的结合强度达到 92 N。在热喷涂过程中, 由于正火作用, 靠近喷涂界面的 S135 基体的晶粒得到细化。涂层表面的硬度都高于粘结层及基体, 在喷涂功率为 30 kW 时, 涂层表面的硬度达到 1419.6 HV。**结论** 通过改变喷涂功率, 可在 S135 钻杆材料上得到具有较高硬度、与基体结合强度较高的  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  涂层。

**关键词:** S135 钢; 钻杆材料; 等离子喷涂; 喷涂功率;  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  涂层; 性能

**中图分类号:** TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)02-0260-05

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.02.032

## Microstructure and Properties of Plasma Sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ Coatings on S135 Drill Pipe Material

LYU Dong-li<sup>a,b</sup>, LIAN Zhang-hua<sup>b</sup>, GONG Song<sup>a</sup>

(a.School of Material Science and Engineering, b.State Key Laboratory of Oil and Gas Reservoir Geology and Exploitation, Southwest Petroleum University, Chengdu 610500, China)

**ABSTRACT:** With drill pipe steel S135 as the research object, this paper aims to study the effect of spraying power on the structure and properties of the coating by plasma spraying of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  coating on the steel substrate on the basis of not destroying the excellent mechanical properties of S135 steel.  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2$  coatings were prepared on the surface of S135 drill pipe material under three spraying powers of 25 kW, 30 kW and 42 kW respectively. SEM morphology observation and XRD

收稿日期: 2019-05-22; 修订日期: 2019-10-23

Received: 2019-05-22; Revised: 2019-10-23

基金项目: 西南石油大学创新基金项目 (X151518KCL12)

Fund: Southwest Petroleum University Innovation Fund Project (X151518KCL12)

作者简介: 吕东莉 (1978—), 女, 博士, 讲师, 主要研究方向为材料加工工程、油气井工程。邮箱: lv1393@163.com

**Biography:** LYU Dong-li (1978—), Female, Ph. D., Lecturer, Research focus: material processing engineering and oil-gas well engineering. E-mail: lv1393@163.com

引文格式: 吕东莉, 练章华, 龚颂. S135 钻杆材料等离子喷涂  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  涂层组织与性能[J]. 表面技术, 2020, 49(2): 260-264.

LYU Dong-li, LIAN Zhang-hua, GONG Song. Microstructure and properties of plasma sprayed  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  coatings on S135 drill pipe material[J]. Surface technology, 2020, 49(2): 260-264.

phase analysis of three coatings were carried out. The metallographic structure of the cross-section was observed and the micro-hardness at different positions was measured. The bonding strength between coating and matrix was measured with a material surface performance tester. Microstructure, morphology and properties of sprayed coatings at different spraying powers were compared. The results showed that under the three power conditions, the coating consisted of  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  and  $\text{TiO}_2$ . With the increase of spraying power, the content of  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  and  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  in the coating increased, and defects such as pores and cracks in the bonding layer decreased. The bonding strength between the coating and the substrate reached 92 N at 42 kW spraying power. The grain refinement occurred to S135 matrix near the spraying interface during the spraying process due to normalization. Under three power conditions, the hardness of the coating surface was much higher than that of the bonding layer and the matrix. The surface hardness of the coating reached 1419.6 HV when the spraying power was 30 kW. By changing the spraying power,  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  coating with high hardness and high bonding strength with the substrate can be obtained on S135 drill pipe material.

**KEY WORDS:** S135 steel; drill pipe material; plasma spraying; spraying power;  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  coating; properties

随着深层油气资源的钻探开发, S135 钻杆以其优异的力学性能获得广泛应用<sup>[1]</sup>。钻杆在服役过程中承受的载荷既有静载荷, 又有动载荷, 而且服役过程中受到腐蚀、磨损及压力等多方面的影响, 极易发生失效。近年来, 钻杆失效事故的发生率非常高, 钻杆失效造成的损失也显著增加<sup>[2-3]</sup>。找到一种表面处理的方法, 在保留 S135 钢优异力学性能的同时, 改善材料表面性能, 对提高 S135 钢级钻杆的寿命及钻井效率是非常重要<sup>[4]</sup>。

$\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{TiO}_2$  陶瓷材料资源丰富, 价格低廉, 并且制备的  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  涂层硬度高、化学稳定性好、摩擦系数低、耐磨耐腐蚀性能良好, 已成为热喷涂材料研究的热点之一<sup>[5-8]</sup>。近年来, 热喷涂  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷涂层的研究取得了很大的进展<sup>[9-13]</sup>, 但是研究等离子喷涂  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  复合氧化铝陶瓷涂层的文献比较少, 相关研究主要集中在喷涂粉末制备、喷涂过程以及喷涂后处理等方面。R. Yilmaz 等<sup>[14]</sup>针对涂层性能的表征以及涂层性能与制备工艺、微观组织之间的关系进行了研究。美国较早地将热喷涂  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  陶瓷涂层材料运用于国防和民用, 在军舰、潜艇、航天航空设备上的大量零部件都有热喷涂陶瓷涂层的应用<sup>[15]</sup>。目前还没有在石油钻井工程中钻杆材料上进行等离子喷涂  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  复合涂层的相关文献。

本文以 S135 钢为基体材料, 利用等离子喷涂技术, 在 25、30、42 kW 三种功率条件下, 将  $\text{Al}_2\text{O}_3$  粉末与 13% 的  $\text{TiO}_2$  粉末进行混合喷涂, 通过 SEM、XRD、显微硬度计及材料表面性能试验仪等分析测试手段, 研究喷涂功率对涂层组织与性能的影响。

## 1 试验

### 1.1 材料

以 30 mm×10 mm×10 mm 的 S135 钢为基体材料, 镍包铝复合粉末 (Ni/Al) 作为喷涂打底材料。喷涂材料为  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  粉末, 其中  $\text{TiO}_2$  理论含量 (质量

分数) 为 13%, 颗粒度为 15~45  $\mu\text{m}$ 。

### 1.2 涂层制备

为提高陶瓷涂层与金属基体间的机械咬合作用, 喷涂之前, 用丙酮和酒精对基体进行超声波清洗, 去除表面的污渍与锈渍, 并进行喷砂预处理。喷砂材料为石英砂, 喷砂角度为与试验表面呈 90°, 喷砂磨料颗粒度为 200 目, 喷砂距离为 250 mm。进行等离子喷涂前, 粉末在保温箱中进行预热处理, 预热温度为 180 °C。喷涂距离为 100 mm, 喷涂角度为 90°, 送粉速率为 10 g/min, 电流电压分别为 500 A-50 V、500 A-60 V、600 A-70 V, 喷涂功率分别为 25、30、42 kW, 涂层厚度为 1 mm。

### 1.3 涂层表征

采用 XTL-500 型体式显微镜对涂层结合界面进行金相组织观察。利用称量法测量涂层孔隙率。采用 DC-2000X 型 X 射线衍射仪对制备的涂层进行物相分析。采用 ZEISS EVO MA15 型扫描电子显微镜观察分析涂层的显微结构形貌。采用 MFT-4000 型材料表面性能试验仪进行涂层结合强度测定, 压头加载速度为 25 N/min, 终止载荷为 100 N, 划痕长度为 10 mm。采用 HXD-1000TMB 型数字式显微硬度计进行硬度测量, 压头载荷 2.94 N, 加载时间为 10 s, 每一层测试 5 个数据, 每个试样共测试 25 个数据点。

## 2 结果与讨论

### 2.1 粘结层金相组织分析

金相组织分析如图 1 所示, 发现三种不同喷涂功率涂层的金相形貌中, 都有白色粘结层的存在。功率为 25 kW 时, 粘结层呈块状聚集, 在涂层垂直方向上很难看出有分层, 其中裂纹与气孔的分布不规则 (如图 1a 中箭头所示), 存在较多大型的缺陷, 整体结合很不紧凑。该功率条件下, 较高熔点的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  粉末

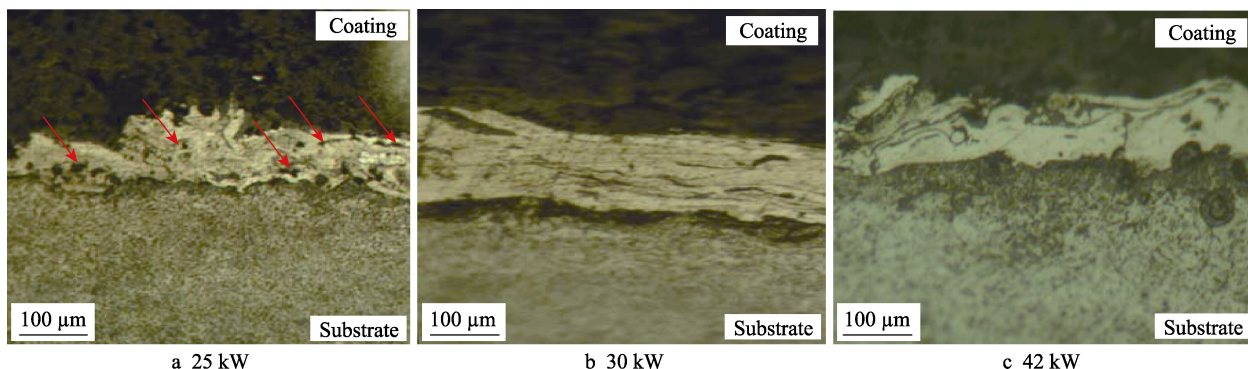


图 1 不同功率下粘结层金相组织形貌

Fig.1 Metallographic structure of bonding layer at different spraying power

颗粒在喷涂过程中不能完全熔化为熔融态。当不能熔化或部分熔化的颗粒喷涂于基体表面时,就形成了块状熔融态,而未熔化的颗粒则沉积在块状熔融区域的四周。这种不规则的结合与沉积,破坏了原本应有的垂直方向上层状分布形态。

当喷涂功率为 30 kW 时(如图 1b 所示),能明显看到粘结层以层状分布于基体表面,粘结层有少量的气孔与裂纹。由于喷涂功率增加,出现了较多的半熔融态涂层。该涂层平铺在上一涂层表面,层间有少量气体未及时逸出,则在涂层完全冷却后形成了图 1b 中所示的形貌。

喷涂功率为 42 kW 时(如图 1c 所示),粘结层结构更为致密,粘结层中裂纹、气孔等少于其他两种喷涂功率的涂层。这是由于功率较大,喷涂后每层涂层的温度较高,冷却慢,绝大部分涂层还处于熔融状态。因此各层能很好地融合,层间的气体能够及时逸出,使得逐层喷涂的涂层分层现象减弱,有些涂层的垂直方位上甚至没有出现分层现象。

从图 1 还可以看出,靠近涂层界面处的基体晶粒都比基体的原始晶粒细小。由于在喷涂过程中,涂层颗粒被加热到较高温度后冲击基体表面,使基体近表面处的温度升高。该温度接近 S135 钢的  $A_{C3}$  温度,后续喷涂过程也给基体提供了适当的保温时间,随后在空气中缓慢冷却,达到了对 S135 钢正火的作用,也使得靠近涂层的基体在正火作用下细化了晶粒。

## 2.2 涂层形貌及孔隙率分析

在热喷涂过程中,粉末在高温、高速的热源作用下熔化而粘附在一起,也有少部分粉末颗粒由于受热作用小,未完全熔化,就在表面保持了较为初始的形貌,在扫描电镜下能看到涂层有明显的块状分区。由于喷涂过程有气体作用,喷涂颗粒以高速冲向基体表面,使得颗粒熔化形成扁平状。不同喷涂功率的涂层形貌对比如图 2 所示。喷涂功率较大的涂层,粘附性更好,块状分区不明显,表面也更为平滑。用称量法测出三种不同功率涂层孔隙率的结果见表 1。

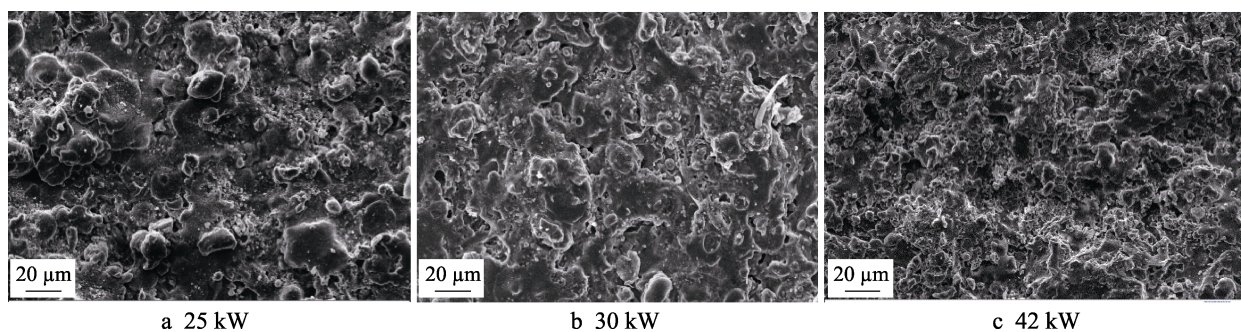


图 2 涂层表面 SEM 图像

Fig.2 SEM image of coating surface

表 1 三组不同功率涂层的密度与孔隙率

Tab.1 Coating density and porosity at three different spraying powers

	25 kW	30 kW	42 kW
Coating density/( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )	3.16	3.64	3.81
Coating porosity/%	6.9	5.3	4.7

从表 1 可以看出,随着喷涂功率的增加,涂层孔

隙率下降。功率较低时,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  以及熔点较低的  $\text{TiO}_2$  未完全熔化,颗粒与颗粒、颗粒与熔融物间都不能无缝地结合。同时涂层的流动性较低,部分熔化的颗粒还没来得及流入上一涂层的孔隙中就已凝固成固态。每一层涂层保持了较多的半熔融状态颗粒,使得涂层中保留了很多的气孔和间隙,表面不平整,涂层的孔隙率也就较大。

涂层截面的 SEM 照片如图 3 所示。使用 Image pro plus 图像处理软件的定量分析功能对涂层的孔隙进行统计, 计算得到三种功率下涂层的孔隙率分别为

0.94%、0.89%、0.87%。根据数据可知, 随着喷涂功率的增加, 涂层的孔隙率逐渐降低, 与称量法得到的孔隙率变化规律一致。

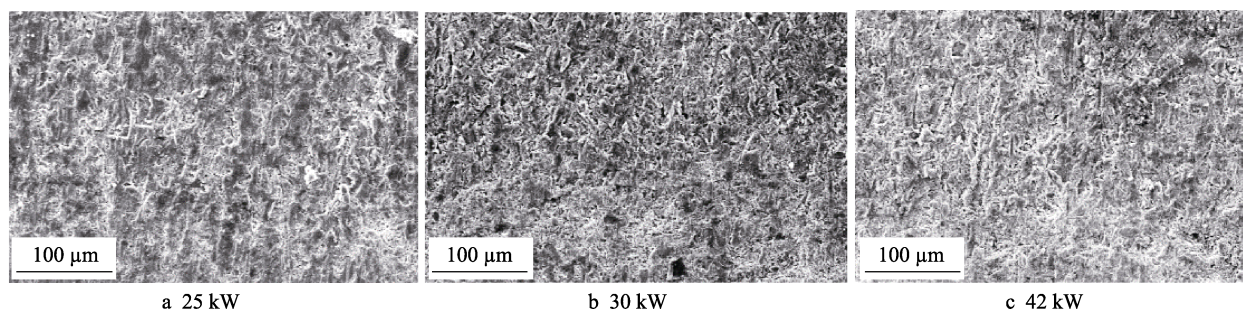


图 3 涂层截面 SEM 图像  
Fig.3 SEM image of coating section

## 2.3 X 射线衍射分析

粉末及三种不同功率喷涂涂层的 XRD 分析结果如图 4 所示。从图 4a 可以看出, 喷涂粉末材料中的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  是以  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  和  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  两相的形式存在的, 其中亚稳定  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相的含量少于  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相, 粉末中含有一定的锐钛矿  $\text{TiO}_2$ 。

从图 4b—d 可以看出, 随着喷涂功率的增加, 涂层中  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相的衍射峰有所加强,  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  相的衍射峰减弱。这是由于在热喷涂过程中, 涂层经历了一个瞬时高温的过程, 且喷涂功率越大, 该瞬时高温过程

就越强烈, 熔融态粉末在随后冷却过程中的冷却速度越快, 固-液界面处  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  的界面能变得很低,  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  相对于  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  就有了优先形核的条件。涂层出现了新相  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ 。喷涂功率较低时, 涂层中只存在很少量的  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ , 当功率增加时,  $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  相的衍射峰增强。这是由于在喷涂加热过程中, 发生了反应:  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 = \text{Al}_2\text{TiO}_5$ 。当功率较低时, 瞬时高温作用不明显, 反应很难持续进行。 $\text{Al}_2\text{TiO}_5$  的熔点较  $\text{Al}_2\text{O}_3$  更低, 在喷涂过程中能很好地填补涂层中的空隙与裂纹缺陷, 而且其热膨胀系数适中, 能改善涂层的结合强度及热冲击等性能。

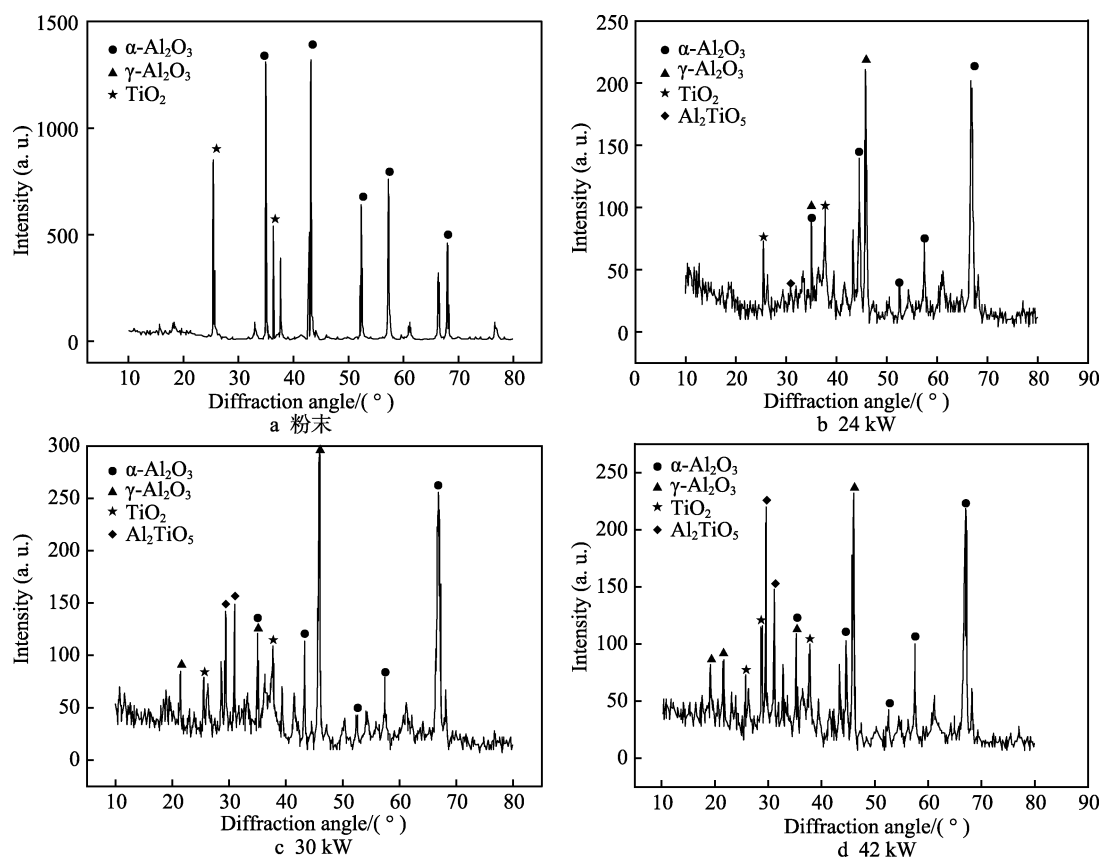


图 4 粉末及涂层 X 射线衍射图

Fig.4 X-ray diffraction pattern of powder and coatings: a) powder; b) 25 kW; c) 30 kW; d) 42 kW

## 2.4 涂层结合强度及显微硬度分析

采用材料表面性能试验仪对涂层结合强度进行测定,结果见表2。从表2可以看出,随着功率的增加,涂层剥落或者被划破时的压头加载力(及临界加载力)增大,表明涂层与S135钢的结合强度也越大。这主要是由于喷涂功率越低,粘结层的质量越差,涂层疏松,气孔、裂纹等缺陷越多,降低了涂层与粘结层的结合强度。

表2 不同功率涂层的临界加载力  
Tab.2 Critical loading forces of coatings with three different powers

Power/kW	Critical loading force/N
25	48
30	67
42	92

对试样的端面进行金相打磨,去除喷涂的飞溅颗粒,使涂层端面平整。在端面厚度方向间隔0.2 mm选取如图5所示的硬度点进行硬度测试,取每一排5个点的硬度平均值,其结果见表3和图6。

从表3可以看出,越靠近涂层外表面,硬度越大。粘结层与基体的硬度值相差不大,越往涂层外侧,硬度值明显升高。从图6可以看出,随着喷涂功率的升高,涂层整体的显微硬度值都有一个先增加后减少的趋势。这是由于功率为25 kW时,存在较多的半熔化区,涂层疏松,致密度低,硬度较低;在30 kW功率下,涂层中存在适当比例的部分熔化区(其中未熔化部分为硬度较高的 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 颗粒),有利于提高涂层的硬度;当功率增加到42 kW,涂层中的部分熔化区减

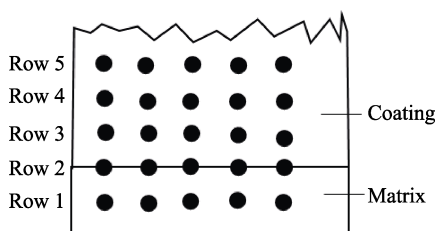


图5 硬度测试位置  
Fig.5 Diagram of hardness test position

表3 不同测量位置和功率下的硬度值(HV)  
Tab.3 Hardness (HV) at different measuring positions and powers

Position	25 kW	30 kW	42 kW
Row 1	208.3	203.6	211.8
Row 2	351.8	397.9	382.1
Row 3	861.6	980.4	898.6
Row 4	967.5	1183.3	1062.8
Row 5	1001.8	1419.6	1296.3

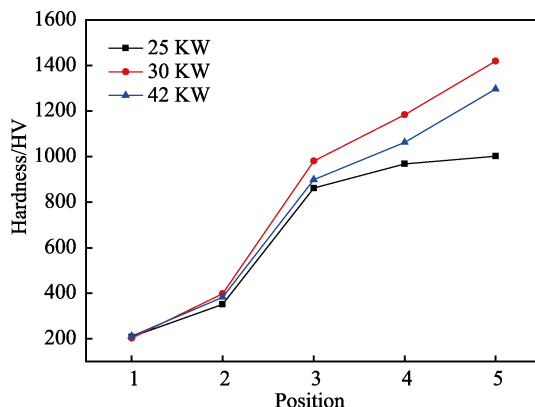


图6 硬度变化曲线  
Fig.6 Hardness change curve

少,完全熔化区增多,没有 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 颗粒的作用,其硬度低于30 kW的涂层。

## 3 结论

1)在S135钢基体材料上通过等离子喷涂技术制备 $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ 陶瓷涂层,涂层由 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ 及 $\text{TiO}_2$ 组成,且随着喷涂功率的增加,涂层中 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Al}_2\text{TiO}_5$ 含量增多。

2)随着喷涂功率增加,由镍包铝复合粉末(Ni/Al)打底形成的粘结层越致密,气孔、裂纹减少,且涂层表面越平整,粗糙度下降,孔隙率降低。在喷涂过程中,由于正火作用,靠近喷涂界面的S135基体发生晶粒细化。

3)随着喷涂功率增加,涂层与基体的结合强度提高,涂层近表面的硬度要远远高于粘结层及基体,涂层的硬度随功率的增大表现出先增后减的趋势。

## 参考文献:

- [1] 李方坡,韩礼红,刘永刚,等. 高钢级钻杆韧性指标的研究[J]. 中国石油大学学报(自然科学版), 2011, 35(5): 130-133.  
LI Fang-po, HAN Li-hong, LIU Yong-gang, et al. Investigation on toughness index of high grade steel drill pipe [J]. Journal of China University of Petroleum (edition of natural science), 2011, 35(5): 130-133.
- [2] 李建军,竹俊杰. 化工管道用S135钢钻杆的断裂特性研究[J]. 铸造技术, 2015, 36(10): 2477-2478.  
LI Jian-jun, ZHU Jun-jie. Study on fracture characteristics of S135 steel for drill pipes[J]. Foundry technology, 2015, 36(10): 2477-2478.
- [3] MACDONALD K A, BJUNE J V. Failure analysis of drillstrings[J]. Engineering failure analysis, 2007, 30(14): 1641-1666.

(下转第280页)

- current research efforts[J]. Surface and coatings technology, 2014, 257: 182-205.
- [12] BELIARDOUH N E, BOUZID K, NOUVEAU C, et al. Tribological and electrochemical performances of Cr/CrN and Cr/CrN/CrAlN multilayer coatings deposited by RF magnetron sputtering[J]. Tribology international, 2015, 82: 443-452.
- [13] LI T, ZHOU Y, LI M, et al. High temperature corrosion behavior of a multilayer CrAlN coating prepared by magnetron sputtering method on a K38G alloy[J]. Surface and coatings technology, 2008, 202(10): 1985-1993.
- [14] CHEN M, WU D, CHEN W, et al. Structural optimisation and electrochemical behaviour of AlCrN coatings[J]. Thin solid films, 2016, 612: 400-406.
- [15] 曹楚南. 腐蚀电化学原理[M]. 第三版. 北京: 化学工业出版社, 2008.  
CAO Chu-nan. Principles of corrosion electrochemistry [M]. Third edition. Beijing: Chemical Industry Press, 2008 (3): 165-165.
- [16] YU C Y, TIAN L H, WEI Y H, et al. The effect of substrate bias voltages on impact resistance of CrAlN coatings deposited by modified ion beam enhanced magnetron sputtering[J]. Applied surface science, 2009, 255(7): 4033-4038.
- [17] 李永健. 磁场增强多弧离子镀 CrAlN 薄膜制备工艺及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.  
LI Yong-jian. Microstructure and mechanical properties of CrAlN coatings deposited by magnetic enhanced multi-arc ion plating technique[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015.
- [18] KONG J Z, HOU T J, WANG Q Z, et al. Influence of titanium or aluminum doping on the electrochemical properties of CrN coatings in artificial seawater[J]. Surface and coatings technology, 2016, 307: 118-124.
- [19] 吕艳红, 吉利, 刘流, 等. 调制周期对 CrAl/CrAlN 多层薄膜结构及耐腐蚀性能的影响[J]. 中国表面工程, 2013, 26(5): 18-23.  
LYU Yan-hong, JI Li, LIU Liu, et al. Influence of modulation periodicities on structure and corrosion properties of CrAl/CrAlN multi-layer films[J]. China surface engineering, 2013, 26(5): 18-23.
- [20] 潘晓龙, 王少鹏, 李争显, 等. 电弧离子镀和磁控溅射 CrAlN 涂层的耐腐蚀性能[J]. 热加工工艺, 2013(24): 184-186.  
PAN Xiao-long, WANG Shao-peng, LI Zheng-xian, et al. Corrosion resisting property of TiAlN coating prepared by arc ion plating and magnetron sputtering on titanium alloy[J]. Hot working technology, 2013(24): 184-186.

(上接第 264 页)

- [4] MORADI S, RANJBAR K. Experimental and computational failure analysis of drillstrings[J]. Engineering failure analysis, 2009, 32(16): 923-933.
- [5] 周鸽, 周媛. 热喷涂技术在石油石化行业的应用[J]. 四川有色金属, 2018, 9(3): 62-63.  
ZHOU Ge, ZHOU Yuan. Application of thermal spraying technology in petroleum and petrochemical industry[J]. Sichuan nonferrous metals, 2018, 9(3): 62-63.
- [6] 龚志强, 吴子健, 吕艳红, 等. 等离子喷涂纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13% $\text{TiO}_2$  涂层的研究现状和展望[J]. 热喷涂技术, 2010, 2(2): 1-6.  
GONG Zhi-qiang, WU Zi-jian, LYU Yan-hong, et al. Present situation and the forecast research of nano-structured  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13% $\text{TiO}_2$  coatings by plasma spraying[J]. Thermal spray technology, 2010, 2(2): 1-6.
- [7] ANG A, MAA S, ANG A S M, et al. Thermal spray maps: material genomics of processing technologies[J]. Journal of thermal spray technology, 2013, 22(7): 1170-1183.
- [8] LI C G, YU Z S, ZHANG Y F, et al. Microstructure evolution of laser remelted  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -13wt.% $\text{TiO}_2$  coatings[J]. Journal of alloys and compounds, 2013, 576: 187-194.
- [9] HE Ke, CHEN Jing-jie, WENG Wei-xiang, et al. Microstructure and mechanical properties of plasma sprayed  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -YSZ composite coatings[J]. Vacuum, 2018, 151: 209-220.
- [10] YIN Z J, TAO S Y, ZHOU X M, et al. Particle in-flight behavior and its influence on the microstructure and mechanical properties of plasma-sprayed  $\text{Al}_2\text{O}_3$  coatings[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2008, 28(6): 1143-1148.
- [11] CTIBOR P, PÍŠ I, KOTLAN J, et al. Microstructure and properties of plasma-sprayed mixture of  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  and  $\text{TiO}_2$  [J]. Journal of thermal spray technology, 2013, 7(7): 1163-1169.
- [12] WANG Q, RAMACHANDRAN C S, SMITH G M. Sliding wear behavior of air plasma sprayed  $\text{Al}_2\text{O}_3$  coatings sealed with aluminum phosphate[J]. Tribology international, 2017, 116: 431-439.
- [13] LYU Ming-da, ZHANG Guang-jun, GENG Hui-yuan. Effect of spraying power on the microstructure and thermoelectric performance of plasma sprayed higher manganese silicide films[J]. Surface and coatings technology, 2019, 363: 152-160.
- [14] YILMAZ R, KURT A O, DEMIR A, et al. Effects of  $\text{TiO}_2$  on the mechanical properties of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{TiO}_2$  plasma sprayed coating[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2007, 27(2): 1319-1323.
- [15] SONG E P, AHN J, LEE S, et al. Microstructure and wear resistance of nanostructured  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -8 wt.%  $\text{TiO}_2$  coatings plasma-sprayed with nanopowders[J]. Surface and coatings technology, 2006, 201(34): 1309-1314.