

3D 打印一体化低合金钢/中碳钢枪钻界面表征

赵菲^{1,2}, 段宣政^{1,2}, 刘子敬^{1,2}, 吴志生^{1,2}, 王安红²

(1. 太原科技大学, 太原, 030024; 2. 山西省互联网+3D 打印协同创新中心, 太原, 030024)

摘要: 文中提出了 3D 打印快速一体化制造枪钻的方法, 进行了中碳钢钻柄、低合金钢钻杆和钨钴硬质合金钻头组成的复合材料枪钻毛坯 3D 打印工艺试验研究. 采用 SEM 观测分析了 3D 打印复合材料枪钻毛坯低合金钢/中碳钢界面微观形貌和组织结构, 采用 EDS, XRD 对枪钻毛坯低合金钢/中碳钢元素分布、界面相成分进行了测试与分析; 测试分析了枪钻毛坯低合金钢/中碳钢界面缺陷、显微硬度、抗拉强度等; 通过测试与分析复合材料枪钻毛坯界面的微观组织和性能, 对其界面进行了表征. 结果表明, 3D 打印复合材料枪钻毛坯界面性能优于焊接枪钻界面, 3D 打印快速一体化制造枪钻的方法可行.

关键词: 3D 打印; 复合材料; 精密枪钻; 界面; 表征

中图分类号: TG 406 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20200324001

0 序言

枪钻主要以缸体、缸盖、曲轴和各种引擎零件等为加工对象, 广泛应用于汽车、摩托车、模具、军工、航空航天等行业零件的深孔加工, 尤其在军工中枪管孔的加工占据主要地位. 传统工艺是将钻头、钻杆和钻柄分别制造完成后采用高频感应钎焊将三部分连接成枪钻, 耗时耗力^[1]. 其中不可避免的会出现未熔合、未焊透、焊缝强度降低等问题. 针对这些问题, 文中提出了一种新的枪钻制造工艺——3D 打印技术. 随着科学技术的发展, 3D 打印技术应运而生, 因其高效、快捷、智能化、高质量、低成本等优势, 迅速在生物医学、国防军工、航空航天、艺术品加工、海洋、天然气、汽车零部件等领域得到广泛应用^[2]. 文中提出的 3D 打印快速一体化制造枪钻的方法, 是以电弧作为热源对低合金钢钻杆及中碳钢钻柄进行电弧 3D 打印, 并采用增加过渡层等方法进一步改善钨钴硬质合金枪钻性能, 使枪钻满足使用要求.

研究表明^[3-11], 电弧 3D 打印作为一种新型的增材制造技术, 不仅能够满足复杂结构件快速打印成

形的要求, 同时极大地节约了生产制造成本. 枪钻毛坯的一体化打印是以金属丝为材料, 电弧为热源, 与激光 3D 打印技术制造的金属零件相比, 在材料使用方面, 其利用率水平较高, 因此能够节省材料, 在精细程度上有 50% 的提高, 并且这种金属丝的成本价格低廉. 电弧增材制造相较于其它高能束(激光, 电子束等)增材制造方法成本较低. 因此电弧 3D 打印技术在冶金、轮船、航天航空等领域都有很大的应用, 并得到了很好的发展.

目前, 金属材料的增材制造主要针对某种单一金属进行层层堆积, 而进行异种金属材料 3D 打印连接的相关文献较少. 快速一体化枪钻 3D 打印成形的制造工艺需要对低合金/中碳钢两种 3D 打印金属的界面性能、组织强度、缺陷评定进行重点检测, 其研究结果, 将为一体化制造枪钻奠定基础.

采用 SEM 观测分析了 3D 打印复合材料枪钻毛坯低合金钢/中碳钢界面微观形貌和组织结构, 采用 EDS, XRD 对枪钻毛坯低合金钢/中碳钢界面元素分布、相成分进行了测试与分析; 测试分析了枪钻毛坯低合金钢/中碳钢界面缺陷、显微硬度、界面拉伸等性能; 并对界面进行表征与测试, 进一步分析复合材料枪钻毛坯界面的微观组织和性能. 研究结果表明, 3D 打印复合材料枪钻毛坯界面性能优于焊接枪钻界面, 3D 打印快速一体化制造枪钻的方法可行.

收稿日期: 2020-03-24

基金项目: 山西省重点研发计划项目(高新技术领域)(201903D121054); 互联网+3D 打印关键技术科技创新项目(CiCi3DP); 山西省科技重大专项项目(20181101015).

1 枪钻毛坯 3D 打印工艺试验

1.1 试验材料

试验以 Q345 为基板,其尺寸为 150 mm × 80

mm × 15 mm, 首先将基板固定于搭建好的平台上. 钻杆毛坯采用低合金钢丝材 H08Mn₂Si, ϕ 1.2 mm, 其化学成分见表 1, 过渡层金属采用 Co 金属粉末, 钻柄毛坯采用 ER35CrMo 模具钢丝材, 其直径为 ϕ 1.0 mm, 其具体参数如表 2 所示.

表 1 低合金钢丝材的化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of low alloy steel wire

C	Mn	Si	S	P	Cr	Fe
0.1	1.7 ~ 2.1	0.65 ~ 0.9	< 0.035	< 0.035	< 0.2	余量

表 2 中碳钢丝材的化学成分 (质量分数, %)
Table 2 Chemical composition of medium carbon steel wire

C	Mn	Si	Ni	Cu	Cr	Fe
0.42 ~ 0.50	0.50 ~ 0.80	0.17 ~ 0.37	< 0.030	< 0.25	< 0.25	余量

1.2 3D 打印工艺

试验前先对 Q345 基板按照打磨—丙酮除油—碱洗—酸洗—水洗—烘干的步骤进行表面污渍和氧化物的清理, 且确保 Q345 基板固定良好、无翘曲、且表面无氧化膜. 过渡层金属粉末用精度 0.001 g 的电子天平称量, 称取一定量的金属 Co 粉末, 置于实验室小型球磨机中 50 ℃ 搅拌烘干, 盛放干燥的保鲜盒中以便试验中随时取用.

中碳钢钻柄毛坯部分试验时采用氩气作为保护气体, 以 ER35CrMo 丝材为原料, 其具体工艺参数:

电压为 20.6 V, 电流为 130 A, 送丝速度为 10 mm/s, 打印成形尺寸为 80 mm × 80 mm × 10 mm.

过渡层选用晶粒尺寸为 100 nm ± 4 nm 的 Co 粉末, 烧结尺寸为 80 mm × 80 mm × 0.01 mm, 过渡层金属粉末的工艺参数如表 3 所示.

低合金钢钻杆毛坯部分的电弧 3D 打印试验采用二氧化碳作为保护气体, 钻杆打印材料选用 H08Mn₂Si 丝材, 其具体工艺参数: 电压为 22.6 V, 电流为 180 A, 送丝速度为 8 mm/s, 打印出的毛坯尺寸为 80 mm × 80 mm × 10 mm.

表 3 过渡层粉末的火焰烧结工艺参数
Table 3 Technological parameters of flame sintering of transition layer powder

火焰类型	氧气压力 F_1 /MPa	乙炔压力 F_2 /MPa	铺粉角度 θ (°)	铺粉温度 T_1 /℃	预热温度 T_2 /℃	喷枪高度 h /mm
中性焰	0.5 ~ 1.0	0.05 ~ 0.07	65 ~ 90	1 526.85 ± 10	450 ~ 500	150 ~ 200

在 3SG-MOTOMAN-UP6 工业机器人上输入试验对比后的优化工艺参数, 首先对中碳钢钻柄毛坯部分进行打印. 以 Q345 基板为平台搭建, 编入打印程序并调节对应参数, 打印从一条边界线开始, 完成一条直线后以平行移动方式完成整个面的打印, 最后完成 ER35CrMo 丝材的层层打印; 清理熔渣, 确保中碳钢钻柄毛坯表面清洁. 利用 QH-2/h 金属粉末氧乙炔火焰喷枪, 450 ~ 500 ℃ 预热

30 min, 调节火焰喷枪参数 (表 3), 打开送粉阀门, 以 5 mm/s 的铺粉速度, 对枪钻钻头进行先横向再纵向的层层打印. 完成后关闭送粉阀门, 将温度缓慢降至 450 ~ 500 ℃, 并以此温度保温 30 min 后, 对表面进行清洁打磨. 最后对照中碳钢钻柄毛坯部分的打印过程进行低合金钢钻杆毛坯部分的打印. 打印后的钻杆与钻柄毛坯示意图如图 1a, 打印过程如图 1b 所示.

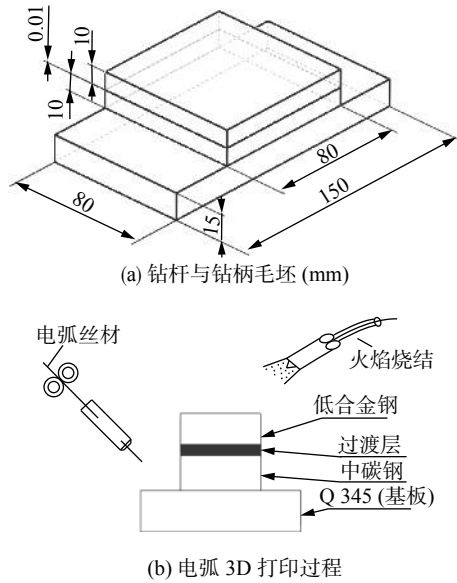


图 1 钻杆与钻柄 3D 打印过程

Fig. 1 3D printing process of drill pipe and drill shank. (a) drill pipe and drill shank; (b) 3D printing process by arc

2 试验结果及分析

2.1 枪钻毛坯界面微观形貌和组织结构观测

采用金相光学显微镜、S-4800 场发射扫描电镜观察试样的组织形貌, 对 3D 打印复合材料枪钻毛坯低合金钢/中碳钢界面微观形貌和组织结构进行分析比较。

图 2 为低合金/中碳钢界面显微组织。由图 2a, 2c 可知, 钻杆低合金层主要为奥氏体和珠光体组织, 其中含有少量的马氏体组织。a1 微区中灰白色胞状组织为 γ -Fe 相, 且为低合金钢基体主要组织; a2 区中沿胞状相晶界呈条纹状或团体状的灰黑色组织为珠光体, 有亚共析钢组织特征, 外部条状组织隔开为二次渗碳体, 是典型的共析钢组织; a3 区中沿胞状相晶界呈断续网状或树枝状的暗灰

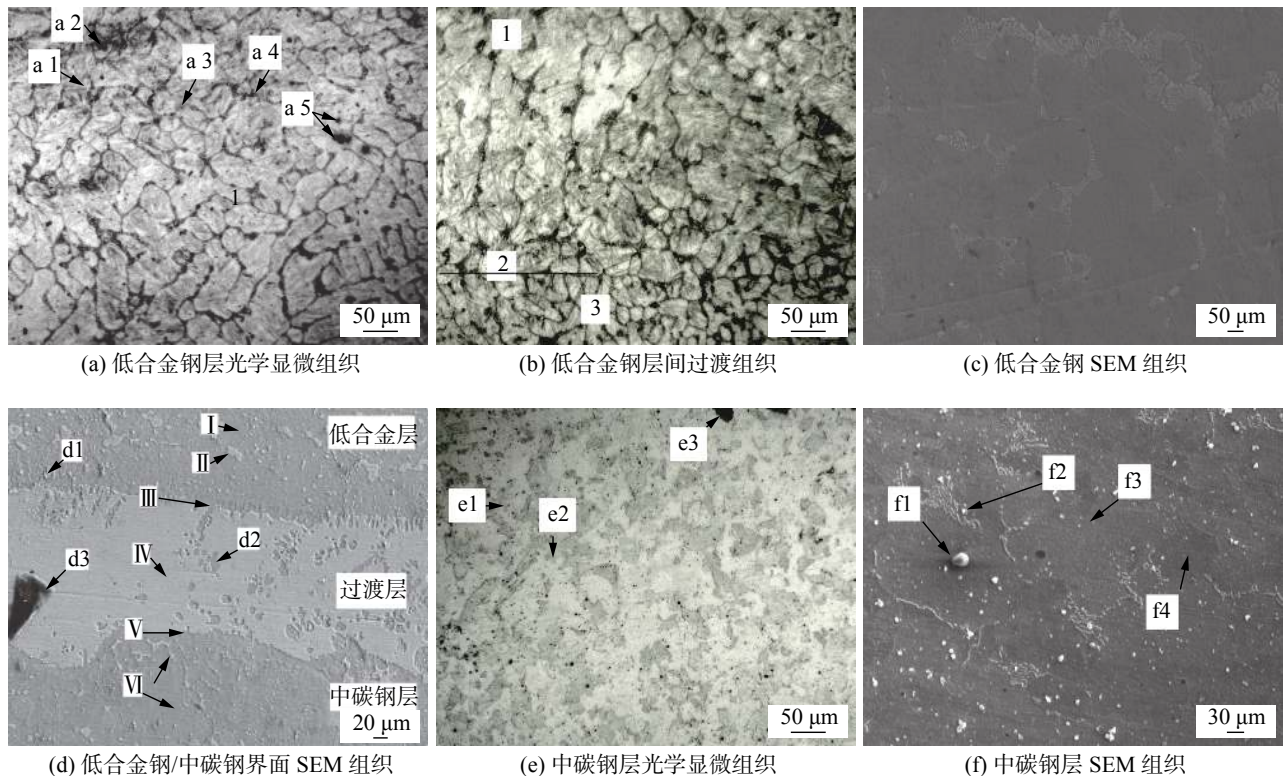


图 2 低合金钢/中碳钢界面显微组织

Fig. 2 Interface microstructure of low alloy steel / medium carbon steel. (a) microstructure of low alloy steel layer; (b) interlaminar transition structure of low alloy steel; (c) SEM morphology of low alloy steel; (d) SEM morphology of interface between low alloy steel and medium carbon steel; (e) microstructure of medium carbon steel layer; (f) SEM morphology of medium carbon steel layer

色相为 M_7C_3 型碳化物, 其点阵类型为斜方晶系, 是一种硬度和熔点较高的化合物; a4 区呈板条状或细棒状的浅白色组织为马氏体, 其在低合金层组织中含量较少; a5 呈圆形或椭圆形的黑色微区为点蚀

坑。低合金钢层组织分布均匀, 整体无明显的裂纹、夹杂、气泡等缺陷, 成形较好。

图 2b 为低合金钢层间过渡组织, 1 区为上一层层的 H08Mn2Si 丝材打印区域, 2 区为上一层层与

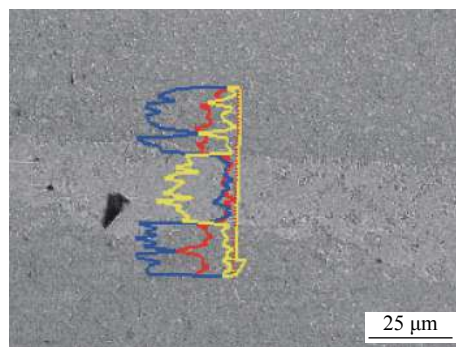
下一面层的过渡区, 3 区则是下一面层的 H08Mn2Si 丝材打印区域. 从图 2b 中可以看出上一面层的金属组织较为粗大且出现少量的晶胞异常长大, 其原因可能是引弧时, 瞬间高温引起的. 而下一面层的晶胞组织则明显细小许多, 这种细化晶粒则更符合试验研究的预期.

图 2d 为低合金钢/中碳钢界面组织, 图 2d 将界面分为 6 个区域, 分别为 I 区、II 区、III 区、IV 区、V 区和 VI 区. I 区为低合金钢的基体主要组织, 颜色稍深. II 区为低合金钢大角度晶界组织, 整体偏白偏亮, 形态与 I 区差别较大且界限明显. III 区为低合金钢与 Co 粉过渡层的界面区形成块状或点状的灰黑色和白色组织, 且紧密分布于界面处. IV 区为灰白色区域, 是过渡层的主要组织 Co 单质, 其中块状的 d2 为铁基固溶体组织, 其形成原因为引弧时, 3000 °C 以上的高温, 使熔融的铁基元素与钴基元素相互渗透, 最终形成 d2 组织. d1 为深入低合金钢层的 Co 层, d3 为过渡腐蚀块. V 区为 Co 粉过渡层与中碳钢层的界面区, 相对于 III 区, V 区过渡则更为平缓, 较少出现块状组织. VI 区为中碳钢层, 分布有不规则的多边形组织且边缘过渡圆滑, 无尖锐的针形组织. 由图 2e 可见, 中碳钢层成形良好, 界面组织结构均匀分布.

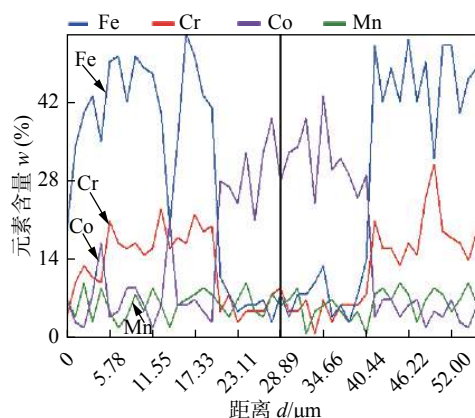
2.2 枪钻毛坯界面相成分和元素分布测试与分析

对试件进行线扫描以研究主要元素的扩散情况, 结合 EDS 能谱仪对试样微区成分扫描鉴定具体物相, 并用 XRD 进行验证.

对图 2d 选取某一区域由下而上进行线扫描, 具体扫描位置如图 3a 所示, 对低合金钢钻杆/中碳钢钻柄界面元素进行定量分析, 扫描结果如图 3b 所示. 从图中可见, I 区、II 区、VI 区主要元素为 Fe 元素, 其中有一定量的 Mn, Cr, Si 元素, 可能形成 Cr_{23}C_6 , $\text{Cr}_5\text{Fe}_6\text{Mn}_8$, Mn_5Si_2 等金属化合物, 沿垂直界面方向, Fe 元素在过渡层两端的含量较高, 且在 I 区、VI 区的含量相当. III 区、V 区为过渡区, 主要元素为 Fe, Co 元素. I 区组织主要为 γ -Fe 相, 由图 3 可知其组织和性能受到过渡层 Co 金属粉末的影响较小. II 区组织为 $(\text{Mn}, \text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ 型碳化物, 其晶界附近应该有原位析出的 M_3C 相. 在 III 区中 Fe 元素快速降低, 而 Co 元素明显开始增加, 据此可判断在 III 区中会有 (CoFe) 固溶体组织生成. 此外 Mn, Cr 元素的降低, 可能会促成 CoMnSi 的间隙固溶体的形成. IV 区的主要组织为 Co 单



(a) 低合金钢/中碳钢界面 SEM 组织



(b) 低合金钢/中碳钢界面 EDS 图谱

图 3 低合金钢钻杆/中碳钢钻柄界面 EDS 线扫描

Fig. 3 EDS line scanning of the interface between low alloy steel drill pipe and medium carbon steel drill shank. (a) SEM morphology of interface between low alloy steel and medium carbon steel; (b) EDS of interface between low alloy steel and medium carbon steel

质, 其中可能有 (CoFe) 相、 α -Fe 生成. V 区与 III 区的情况类似, 但由于中碳钢中含有较多的 C 元素, 据此可以推断 V 区中可能会形成新的碳化物. VI 区为中碳钢区, 其主要存在相为 α -Fe 相以及珠光体组织. 对图 2d 中 6 个区特定点进行点扫描, 其结果如表 4 所示.

由表 4 可得, I 区主要 Fe, Mn 元素, 可能的相组成为 γ -Fe, 其致密度高、塑性好, 符合枪钻钻杆部分的性能要求. II 区为初生 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ 相 (M_7C_3 型碳化物), 是一种硬质相, 显微硬度的平均值为 1170 HV. III 区位于低合金钢与金属 Co 过渡层的界面处, Fe 元素含量降低, Co 元素增加, 其中还存在一定量的 Mn 元素、Si 元素, 该区可能为 CoMnSi , (CoFe) . IV 区主要元素为 Co 元素的过渡层组织, 可以降低钢的淬透性、强化钢的基体, 显著提高合金的高温抗拉强度和高温硬度. V 区为金属 Co 过渡层与中碳钢层的界面处, 其组织与 III 区有很大的相似性, 可能有 CoMnSi , (CoFe) , Fe_3C 等相生成. VI 区

表 4 界面组织各点能谱分析结果 (原子分数, %)

Table 4 Results of EDS of spots

位置	Mn	Fe	Co	Si	Cr
I	2.12	91.14	3.36	2.36	0.17
II	1.23	63.69	1.40	0.75	0.01
III	1.81	41.65	55.87	0.75	0.01
IV	0.43	1.62	85.62	1.22	1.11
V	0.34	56.87	40.39	1.38	1.02
VI	0.44	84.12	8.46	1.08	0.93

属于中碳钢层,结合 EDS 线扫描元素分析可知,主要存在组织为 α -Fe, Fe_3C , 且组织分布均匀无明显缺陷.

图 2e, 2f 表明, 中碳钢层组织为铁素体和珠光体, 结合 EDS 分析, e1 和 f4 为中碳钢层的珠光体组织, 韧性较高, 且强度、硬度适中. e2 和 f3 为中碳钢层的铁素体和珠光体组织, 是中碳钢层的主要组织, 且分布均匀, 具有良好的塑性和韧性, 强度和硬度较低, 但符合枪钻钻柄的性能要求. e3 为偶然出现的过渡腐蚀区, 对中碳钢层的整体组织和性能影响不大. f1 为偶然出现的杂质, 不会对中碳钢层整体组织和性能造成影响. f2 为渗碳体组织, 均匀分布于铁素体与珠光体的晶界处.

图 4 为 3D 打印枪钻复合材料界面的 XRD 衍射图谱, 其分析结果与能谱基本一致. 在低合金中除 Fe, Cr_7C_3 , $\text{Cr}_5\text{Fe}_6\text{Mn}_8$, Mn_5Si_2 等化合物外, 还有少量 Cr_{23}C_6 ; 中碳钢层主要由 α -Fe, Fe_3C 相组成, 存在 CoMnSi , $\text{Mn}_{0.46}\text{Si}_{0.48}\text{Co}_{0.28}$ 等固溶体组织, 此外有碳化物 SiC 存在, 是一种耐磨、耐高温化合物.

2.3 枪钻毛坯界面性能测试与分析

采用维氏显微硬度计对低合金钢部分沿打印厚度方向测定其界面的显微硬度分布, 加载 300 N, 保持 10 s. 分别得出中碳钢层、过渡层、低合金层金属的硬度值, 并分析其作用机理, 以满足枪钻的工程应用要求.

图 5 为枪钻毛坯低合金钢/中碳钢界面横截面显微硬度分布. 从图中可知, 复合材料界面显微硬度分布均匀, 硬度波动较小. 过渡层 Co 金属硬度在中碳钢与合金钢之间, 且没有出现硬度过高或过低. 中碳钢层的平均硬度为 387.7 HV, 相对传统工艺硬度提高了 19.7%. 合金钢层平均硬度为 699.3 HV, 相对传统工艺硬度提高了 12.1%.

2.4 枪钻毛坯复合材料拉伸

依据 GB /T228. 1—2010 标准, 将枪钻毛坯低

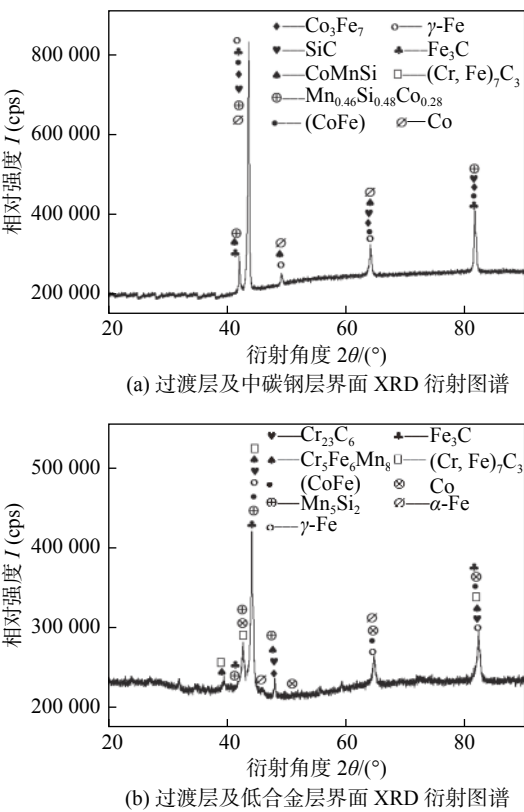


图 4 枪钻毛坯界面能谱图

Fig. 4 Interface energy spectrum of gun drill blank. (a) XRD of interface between transition layer and medium carbon steel; (b) XRD of interface between transition layer and low alloy steel

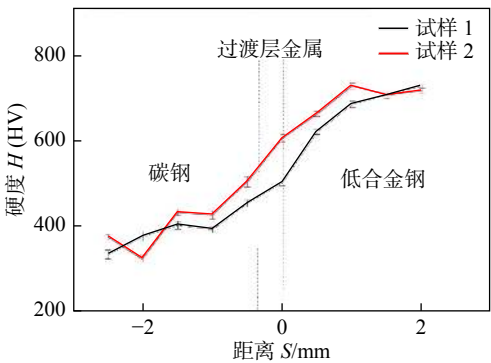


图 5 整个复合材料的横截面显微硬度分布

Fig. 5 Microhardness distribution of the whole composite cross section

合金钢/中碳钢试样线切割加工为标准拉伸试样, 分别标记为试样 A、试样 B 和试样 C, 加载速率为 1 mm/min.

标准拉伸试验后得到如图 6 所示的载荷—位移曲线, 整理试验结果可得试样 A, B, C 的抗拉强度分别为 742.61, 730.51 和 755.87 MPa, 屈服强度分别为 645.55, 637.70 和 659.62 MPa, 弹性模量分别为 101.85, 98.93 和 94.81 GPa, 求平均值得到抗拉强度为 742.99 MPa, 屈服强度为 647.62 MPa, 弹性模量为 98.53 GPa. 相对传统工艺, 电弧 3D 打印工艺所得复合材料的抗拉强度提升了 11.9%.

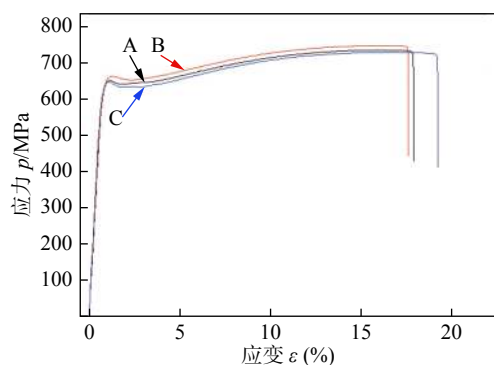


图 6 低合金钢/中碳钢拉伸试样的载荷—位移曲线

Fig.6 Load displacement curve of low alloy steel/medium carbon steel dissimilar material tensile specimen

3 结论

(1) 3D 打印复合材料枪钻毛坯界面性能优于焊接枪钻界面. 过渡层金属 Co 粉末可以避免低合金层与中碳钢层界面脆性, 进而提高枪钻界面韧性.

(2) 通过电弧 3D 打印技术制备的低合金层奥氏体组织、中碳钢层的铁素体组织有利于提高枪钻的力学性能. 中碳钢层平均硬度提高了 19.7%, 合金钢层平均硬度提高了 12.1%. 复合材料枪钻毛坯的抗拉强度提升了 11.9%. 3D 打印快速一体化制造枪钻的方法可行.

参考文献

[1] 李卓然, 刘兵, 樊建新, 等. YG8 钨钴硬质合金和低碳钢的高频

感应钎焊[J]. 焊接学报, 2010, 31(10): 97–98.

Li Zhuoran, Liu Bing, Fan Jianxin, *et al.* High-frequency in duction brazing of YG8 sintered-carbide tomildsteel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010, 31(10): 97–98.

- [2] 关桥. 焊接/连接与 3D 打印 (3D 打印)[J]. 焊接, 2014(5): 1–5.
Guan Qiao. Welding/connection and material addition manufacturing (3D printing)[J]. Welding & Joining, 2014(5): 1–5.
- [3] Rainer J. Viewpoint: metallurgical aspects of powder bed metal additive manufacturing[J]. Journal of Materials Science, 2016, 51(3): 1165–1175.
- [4] Yurii Y, Leandro J, Americo S. Exploring the use of switchback for mitigating homoepitaxial unidirectional grain growth and porosity in WAAM of aluminum alloys[J]. Original Article, 2019, 104: 1581–1592.
- [5] Shirizly A, Dolev O. From wire to seamless flow-formed tube: leveraging the combination of wire arc additive manufacturing and metal forming[J]. JOM, 2019, 71: 709–717.
- [6] 雷洋洋, 熊俊, 李蓉, 等. 基板厚度对薄壁件 GMA 增材制造温度场的影响[J]. 焊接学报, 2018, 39(5): 73–76.
Lei Yangyang, Xiong Jun, Li Rong, *et al.* Influence of substrate thickness on the thermal process for thin-walled part in GMA-based additive manufacturing[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(5): 73–76.
- [7] Sadeghian M, Shamanian M, Shafyei A. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel[J]. Materials & Design, 2014, 60(8): 678–684.
- [8] Shen C, Pan Z, Cuiuri D, *et al.* Influences of deposition current and interpass temperature to the Fe₃Al-based iron aluminide fabricated using wire-arc additive manufacturing process[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 88(5-8): 1–10.
- [9] Gnyusov S F, Ignatov A A, Durakov V G, *et al.* The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel[J]. Applied Surface Science, 2012, 263(2012): 215–222.
- [10] Narkevich N A, Galchenko N K, Ivanova E A, *et al.* Hardening of low-carbon steel by surfacing of nitrogen and carbon coatings with the austenitic matrix[J]. Iron and Steel, 2005, 40: 571–575.
- [11] Wang Ruijun, Qian Yiyu, Liu Jun. Interface behavior study of WC92-Co8 coating produced by electrospark deposition[J]. China Welding, 2004, 13(5): 61–64.

第一作者简介: 赵菲, 1982 年出生, 博士, 副教授; 研究方向为重型机械装备机器人连接技术; 已发表论文 30 余篇.
Email: 2012020@tyust.edu.cn.

(编辑: 杨婉春)