发动机缸孔熔射材料关键缺陷的微观机理及全流程工艺优化

梁秀兰 李建平 周磊 李林

（东风日产乘用车公司，广州 510800）

摘要：为解决发动机缸孔熔射材料焊丝脆断、镀铜层脱落及涂层孔洞等缺陷，通过微观组织分析与全流程工艺优化，阐明了缺陷机理并制定了相应对策。结果表明：进口材料脆断源于成分偏析导致的大量硬质贝氏体，其在拉拔中引发裂纹，采用电磁搅拌、轻压下及“空冷+缓冷”工艺可有效抑制贝氏体，避免脆断；镀铜层脱落的主要原因为结合力不足与模具光洁度低，通过“碱性预镀+酸性主镀”与金刚石涂层拉丝模可显著改善；涂层孔洞与工艺波动、喷嘴挂渣及清洁度有关，通过关键参数实时监控、喷枪维护与清洁度系统管控，可使孔洞缺陷率降低约70%。

关键词：发动机缸孔 熔射 脆断 涂层孔洞

中图分类号：TG174.4 **文献标志码：**B **DOI:** 10.19710/J.cnki.1003-8817.20250265

The Microscopic Mechanism of Key Defects and the Optimization of the Entire Process Technology for Spraying Material of Engine Cylinder Bores

Liang Xiulan, Li Jianping, Zhou Lei, Li Lin

(Dongfeng Nissan Passenger Vehicle Company, Guangzhou 510800)

Abstract: To solve the defects of the engine cylinder bore thermal spray materials, namely the brittle fracture of welding wire, the peeling of copper plate layer, and the coating holes, the defect mechanism is clarified through microstructure analysis and full-process process optimization, and corresponding countermeasures are formulated. The results show that the brittle fracture of the imported material is caused by the large amount of hard bainite resulting from composition segregation, which causes cracks during drawing. The electromagnetic stirring, light pressure reduction and "air cooling + slow cooling" process can effectively inhibit bainite and avoid brittle fracture. The peeling of the copper plating layer is mainly due to insufficient bonding force and low mold surface finish. The “alkaline pre-plating + acidic main plating” and diamond coating drawing die can significantly improve it. The coating holes are related to process fluctuations, nozzle slagging and cleanliness. Through real-time monitoring of key parameters, nozzle maintenance and cleanliness system control, the defect rate of holes is reduced by about 70%. This provides a systematic technical path for the development and quality control of high-performance cylinder bore thermal spray materials.

Key words: Engine cylinder bore, Thermal spraying, Brittle fracture, Coating holes

1 前言

传统发动机的压缩比为固定值，通常约为10∶1。可变压缩比[1-2]技术通过引入执行电机与多连杆机构，使发动机压缩比可在一定范围内之间连续调节，从而显著提升燃油经济性与工况适应性。

作者简介：梁秀兰（1986—），女，工程师，硕士学位，研究方向为汽车金属材料开发。

参考文献引用格式：

梁秀兰，李建平，周磊，等. 发动机缸孔熔射材料关键缺陷的微观机理及全流程工艺优化[J]. 汽车工艺与材料，2026(2)：17-24.

LIANG X L, LI J P, ZHOU L, et al. The Microscopic Mechanism of Key Defects and the Optimization of the Entire Process Technology for Spraying Material of Engine Cylinder Bores[J]. Automobile Technology & Material, 2026(2): 17-24.

某可变压缩比发动机缸体应用了熔射成型技术，替代传统的铸铁缸套，直接在缸孔内壁形成一层镜面涂层。该涂层厚度仅为 0.2 mm，与铝合金缸体结合牢固，具有优异的热传导性，有助于降低爆震倾向。同时，涂层表面粗糙度极低（R_a 约为 0.026~0.075 μm），并含有可储存润滑油的微观孔隙结构。这些特性有效降低了活塞环与缸孔之间的摩擦损耗，据文献报道，最高可降低燃油消耗量约 7%[3-11]。

某车型采用的缸孔熔射材料为一种低碳高锰的镀铜实心焊丝，其全球生产基地所用材料由其他地区某焊丝制造商独家供应。为保障供应链安全并降低成本，本文针对中国大陆市场开发本土替代产品。在新材料开发与验证过程中，重点针对原进口材料存在的焊丝脆断、镀铜层脱落以及熔射涂层中的孔洞缺陷等问题进行优化与改进。

2 试验部分

2.1 热轧线材的生产

试验所用低碳高锰热轧线材的生产工艺流程为：高炉铁水、KR 铁水预处理、顶底复吹转炉冶炼、LF 精炼、RH 精炼、连铸、大方坯检查、大方坯加热、开坯、小方坯检查、小方坯加热、高速线材轧制、斯太尔摩控冷、热轧线材成品。该钢种的主要化学成分控制范围如表 1 所示。

表 1 低碳高锰线材主要成分（质量分数） %

元素	C	Si	Mn
含量	0.10~0.12	0.25~0.40	1.60~1.80

2.2 焊丝的生产

焊丝的生产工艺流程为：除锈、粗拉拔、碱洗、酸洗、预镀铜、主镀铜、细拉拔、涂防锈油、成品焊丝。

2.3 熔射涂层的生产

熔射过程中，2 根焊丝分别连接至熔射喷枪的正、负极，由送丝机构以 5~10 m/min 的速度送至氮气喷嘴前方。当 2 根焊丝接近时，通过施加 30~40 V 的电压与 250~300 A 的电流形成电弧放电，产生约 10 kW 的功率，使焊丝尖端熔化为熔融及半熔融状态。随后，高压氮气将熔融物料雾化为微细颗粒，并以 60~80 m/s 的速度、约 2 000 ℃的温度喷射至缸孔内壁，迅速冷却、凝固并堆叠形成厚度约为 0.3~0.5 mm 的涂层，如图 1 所示。

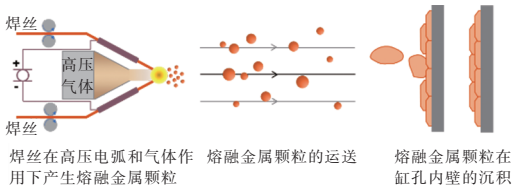


图 1 熔射成型过程示意

熔射完成后，工件冷却至室温，进行倒角加工，随后采用高压清洗液清除熔射过程中产生的飞溅物与残渣。此后进行精镗与镜面珩磨，最终获得表面粗糙度约为 0.03 μm 的镜面涂层，该涂层具备可储存润滑油的微观孔隙结构。

2.4 材料测试

焊丝抗拉强度采用 Instron-5567 万能试验机测量；宏观形貌采用 Keyence VHX-600 体视显微镜观察；金相组织采用 Leica DM6 M 光学显微镜观察；微观组织采用 Jeol JSM-6380LA 扫描电子显微镜分析；微观成分借助 Oxford Aztec X-MAX 20 能谱仪测试。

3 试验结果及分析

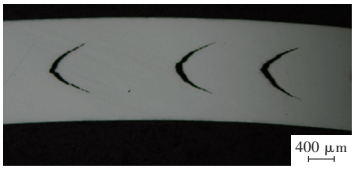
3.1 热轧线材和焊丝的试验结果和分析

3.1.1 进口材料存在的脆断问题

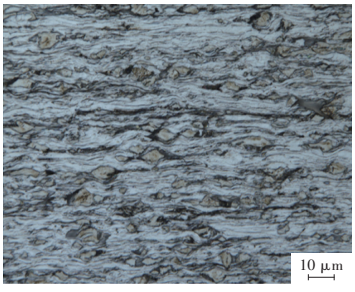
为保证熔射过程中送丝稳定，焊丝的抗拉强度需控制在 1 200~1 300 MPa 范围内。但进口材料存在熔射送丝时脆断的现象。经测试，脆断焊丝的抗拉强度仅约为 470 MPa。进口材料脆断原因的分析结果如图 2 所示。图 2a 显示，材料断裂后的断口呈笔尖状。对材料的纵截面样品进行打磨和抛光后，在其芯部可观察到“<”形的宏观裂纹（图 2b）。随后，使用 4% 硝酸酒精溶液对纵截面样品进行腐蚀，通过光学显微镜可观察到其金相组织（图 2c），其组织为白色铁素体基体上分布着灰色索氏体以及大量淡黄色、粗大颗粒状的贝氏体[12]。利用扫描电子显微镜对金相组织进行高倍观察，可见贝氏体颗粒周围存在微裂纹（图 2d）。



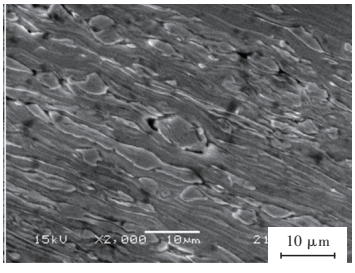
（a）笔尖状断口



(b)纵截面芯部的“<”形裂纹



(c)金相组织:铁素体基体+索氏体+淡黄色大颗粒状的贝氏体



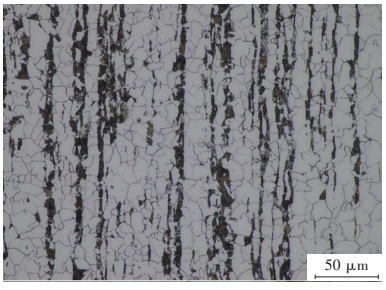
(d)贝氏体周围存在微裂纹

图2　进口材料脆断分析

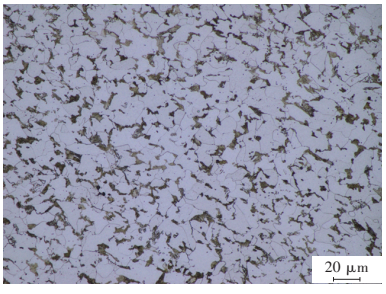
进口材料发生脆断的主要原因为热轧线材芯部存在C、Mn元素的偏析,导致偏析区域碳、锰含量较高;轧制后冷速偏快使部分奥氏体转变为硬质的贝氏体[12-14]。在焊丝拉拔变形过程中,硬质的贝氏体难以随铁素体基体协调变形,因而在贝氏体与基体的界面处产生大量微裂纹。这些微裂纹在持续的拉拔应力作用下不断扩展并相互连接,最终形成芯部的“<”形宏观裂纹,导致熔射送丝时发生脆性断裂。

3.1.2　本地材料的开发

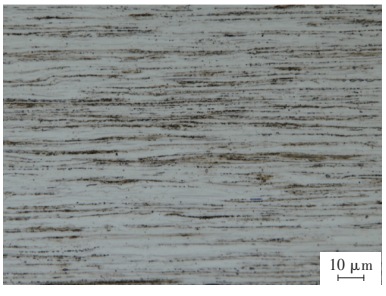
为解决进口材料的脆断问题,对开发材料的制备工艺进行优化。在连铸工序中,采用电磁搅拌与轻压下技术,有效控制了成分偏析,将热轧线材横截面上距表面$D/2$(D为线材直径)、$D/4$及$D/8$位置的C元素偏析指数控制在0.95~1.05,Mn元素偏析指数控制在0.98~1.02。在高速线材轧制后的冷却工序中,采用“空冷+缓冷”的分阶段控冷工艺:第1个阶段为空冷(保温罩开启),材料在830~700 ℃温度区间内冷却,以促进再结晶形核、增加形核率,同时抑制铁素体晶粒长大;第2个阶段为缓冷(保温罩关闭),材料从约680 ℃缓慢冷却至室温,以实现充分相变,获得均匀的细片状索氏体组织,从而抑制因冷却过快而形成的粗大贝氏体。开发材料的典型金相组织如图3所示,组织主要由白色铁素体基体、灰色的索氏体、极少量(体积分数小于2%)淡黄色细小的贝氏体组成。



(a)热轧线材的纵截面



(b)热轧线材的横截面



(c)焊丝的纵截面



(d)焊丝的横截面

图3　开发材料的金相组织

开发材料制成的焊丝的抗拉强度测试结果如表2所示。当主要元素(C、Si、Mn)含量处于控制下限时,焊丝平均抗拉强度为1 229 MPa;当处于控制中值时,为1 271 MPa;处于控制上限时,则达

到 1 348 MPa，超出 1 200~1 300 MPa 的目标管控范围上限。由表 3 分析可知，随着主要元素含量从下限增至上限，材料的强度提升比（即焊丝强度与热轧线材强度之比）也相应增大。这是由于 C、Si、Mn 元素无论以固溶体形式存在，还是形成如 Fe_3C、MnS、SiO_2 等第二相粒子均会引起晶格畸变，阻碍位错运动，从而提高材料的加工硬化率。因此，主要元素含量越高，拉拔后焊丝的强度增幅越大。

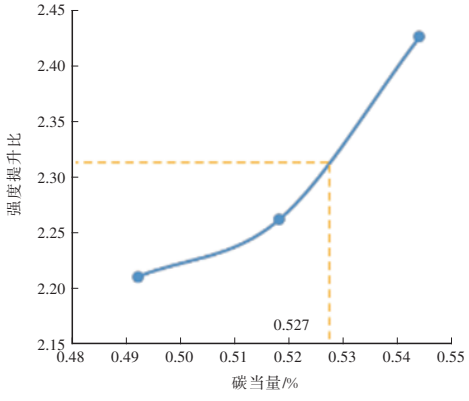
表 2 开发材的焊丝抗拉强度 MPa

类型	样品 1	样品 2	样品 3	样品 4	平均值
主要元素下限材	1 233	1 228	1 228	1 228	1 229
主要元素中值材	1 272	1 270	1 270	1 271	1 271
主要元素上限材	1 348	1 355	1 346	1 343	1 348

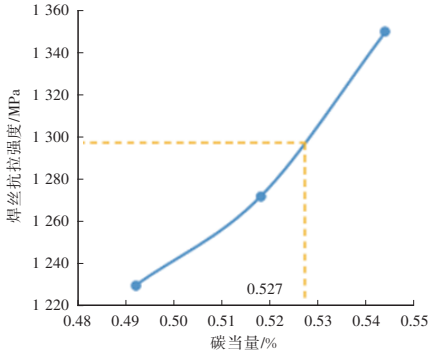
表 3 焊丝强度提升分析

类型	碳当量（Ceq）/%	热轧线材抗拉强度/MPa	焊丝抗拉强度/MPa	强度提升比
主要元素下限材	0.492	556	1 229	2.21
主要元素中值材	0.518	562	1 271	2.26
主要元素上限材	0.544	556	1 349	2.43

为避免因主要元素含量同时偏上限导致焊丝强度超标，本文提出增加对碳当量（Carbon Equivalent，Ceq）的管控。如图 4 所示，建立 Ceq 与最终焊丝强度的关系，并将 Ceq 的管控上限设定为 0.527，以此作为成分设计的辅助约束，确保焊丝强度稳定在目标范围内。



（a）碳当量与强度提升比的关系



（b）碳当量与焊丝强度的关系

图 4 碳当量与材料强度的关系

3.2 焊丝的镀铜试验结果和分析

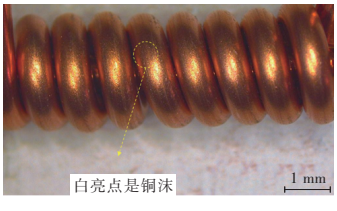
在熔射过程中，材料于送丝机构处出现了镀铜层轻微脱落的问题，脱落的铜粉如图 5a、图 5b 所示。依据 GB/T 5270—2024《金属基体上的金属覆盖层 电沉积和化学沉积层 附着强度试验方法评述》[15]，对进口材料进行焊丝自缠绕试验，结果如图 5c 所示，焊丝表面可见白亮状铜沫。镀铜层脱落推测为 2 个方面的原因：一是镀铜层与基体之间的结合力不足[16]；二是镀铜后拉拔所用的模具内孔表面光洁度偏低。进口材料采用一步镀铜法，其镀铜层与基体结合力薄弱是导致脱落的主要原因。



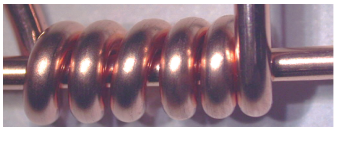
（a）进口材料熔射送丝机构脱落铜粉



（b）进口材料在熔射送丝机构脱落铜粉



（c）进口材料自缠绕试验结果



（d）开发材料自缠绕试验结果

图 5 焊丝镀铜层脱落分析

开发材料采用了两步镀铜法以解决上述问题。碱性镀铜所得镀层结晶细致、组织致密、与基体结合力强,但沉积速度慢[17];酸性镀铜沉积速度快,但镀层结晶粗大、结构疏松多孔、结合力较差[17]。因此,开发材料的工艺设计为:预镀采用碱性镀铜,确保获得与基体结合牢固的底层;主镀采用酸性镀铜,实现铜层的快速增厚,以提高生产效率。镀铜后,丝材经过多道次细拉拔,钢丝基体与镀铜层均经历较大压缩变形,促使铜层流动并填充微观缺陷,从而形成致密、完整的镀层。拉拔工序选用金刚石涂层拉丝模,该模具具有硬度高、耐磨性好、表面光洁度高等优点,能有效保证焊丝获得极高的表面质量。对开发材料进行焊丝自缠绕试验,结果如图5d所示,未发现铜沫、镀层脱落或起鳞等现象,其性能满足GB/T 5270—2024《金属基体上的金属覆盖层 电沉积和化学沉积层 附着强度试验方法评述》的相关技术要求[15]。

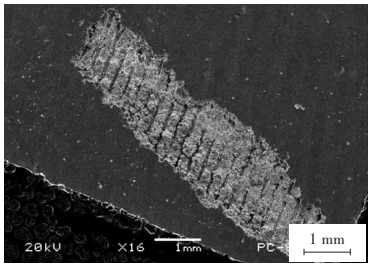
3.3　熔射孔洞缺陷成因分析及对策

在熔射成型过程中,受焊丝基材质量、缸体前处理状态、熔射设备参数稳定性及作业环境等多重因素影响,所得涂层可能出现孔洞、剥落、厚度不均等缺陷。其中,孔洞缺陷最为常见。

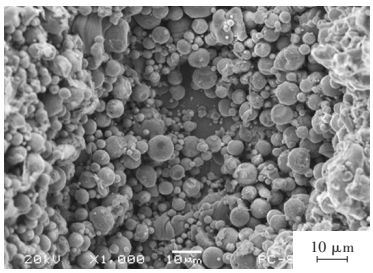
为减少孔洞缺陷的产生,本文对其成因进行分析。依据珩磨后涂层中孔洞的形貌差异,将典型缺陷归纳为A、B、C 3类,其特征如表4、图6所示。

表4　涂层孔洞的形貌特征

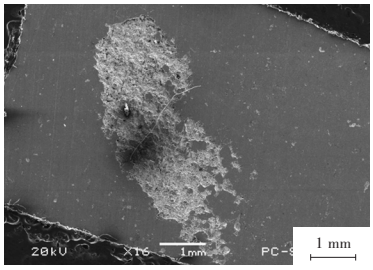
孔洞类型	形貌特征	
	宏观	微观
A类孔洞	单个、大尺寸,见粗化加工刀痕	无熔滴扁平化特征,见大量小圆球
B类孔洞	单个、大尺寸	有熔滴扁平化特征和极少量小圆球
C类孔洞	多个、小尺寸	有熔滴扁平化特征和极少量小圆球



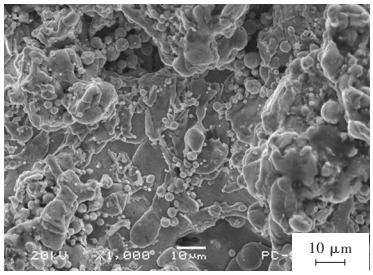
(a)A类孔洞的宏观形貌



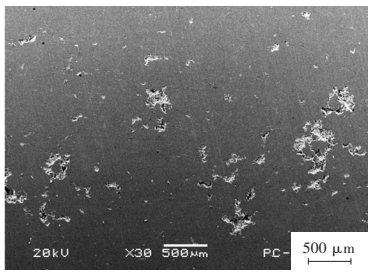
(b)A类孔洞的微观形貌



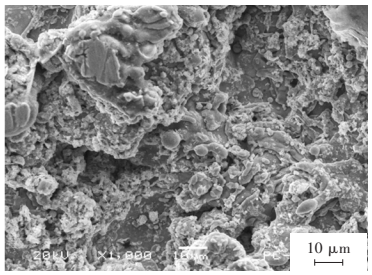
(c)B类孔洞的宏观形貌



(d)B类孔洞的微观形貌



(e)C类孔洞的宏观形貌



(f)C类孔洞的微观形貌

图6　涂层孔洞宏观和微观形貌

3.3.1　A类孔洞成因分析

如图6a、图6b所示,A类孔洞表现为单个、尺寸较大的孔洞,其底部可见缸孔内壁的粗化加工刀痕。微观形貌显示孔洞底部存在大量细小球形

颗粒，且未见典型的熔滴扁平化特征，这表明熔滴未能与缸孔内壁良好结合[18]。对A类孔洞底部球形颗粒及其附近正常涂层区域进行EDS能谱成分分析，结果如表5所示。两者元素种类相同，但孔洞底部区域的碳、氧含量更高。

表5 A类孔洞的EDS成分测试结果（质量分数） %

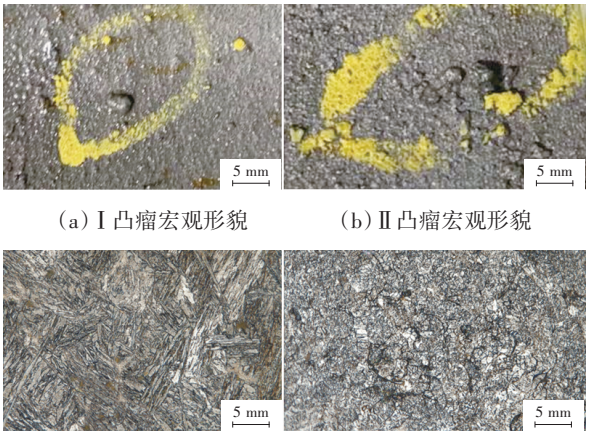
分析区域	C	O	Si	Mn	Fe
A类孔洞底部的小圆球	8.35	1.52	0.27	1.48	88.39
A类孔洞附近正常涂层	3.00	0.16	0.22	1.42	95.22

A类孔洞的形成推测与缸孔内壁清洁度不足、残留油脂有关[19]。油脂主要成分为碳、氢、氧，这与孔洞底部碳、氧含量升高的检测结果相符。残留油脂会在熔滴与基体间形成屏障，严重劣化两者间的润湿性，导致熔滴撞击缸壁时无法充分铺展扁平化并与基体形成有效冶金结合[18-23]。未能结合的熔滴以球状形态凝固，在后续的珩磨加工中，结合不良的涂层脱落，从而形成宏观孔洞。

3.3.2 B类孔洞成因分析

如图6c、图6d所示，B类孔洞同样为单个、大尺寸孔洞，但其底部可见熔滴扁平化特征及少量球形颗粒，未见缸孔粗化刀痕。同时，在熔射后涂层表面可观察到凸起瘤状物（以下简称“凸瘤”），其宏观形貌如图7a与图7b所示。此类凸瘤与涂层基体结合力弱[24-27]，在精镗或珩磨过程中易发生脱落，进而形成B类孔洞。

对凸瘤进行金相分析（图7c、图7d），其组织主要分为2类：一类为粗大的马氏体；另一类为细小的马氏体与贝氏体混合组织，后者与涂层正常基体组织相近。



（a）Ⅰ凸瘤宏观形貌 （b）Ⅱ凸瘤宏观形貌

（c）Ⅰ凸瘤金相组织 （b）Ⅱ凸瘤金相组织

图7 熔射凸瘤的形貌

B类孔洞表面凸瘤的形成推测原因有2种：一是熔射过程中电压、电流或送丝速度异常波动，导致部分焊丝未充分熔化即被喷射至缸壁[19-20,24]，形成以粗大马氏体为主的凸瘤；二是熔滴飞溅在喷枪喷嘴处堆积形成挂渣[18,21-22]，当挂渣累积到一定尺寸后，在高压氮气作用下脱落并被喷射至缸壁，形成以细小马氏体和贝氏体为主的凸瘤。通常，由挂渣导致的凸瘤更易在喷枪使用周期的末期出现。

3.3.3 C类孔洞成因分析

如图6e、图6f所示，C类孔洞表现为多个、小尺寸的弥散分布孔洞，其底部可见熔滴扁平化特征及极少量球形颗粒，未见缸孔粗化刀痕。C类孔洞的形成是由于涂层未完全达到所需厚度，加工后底层材料裸露所致。这通常源于熔滴有效沉积量不足或熔滴中未熔固体颗粒过多，具体原因可能包括：电弧电流过小、喷枪旋转速度过快、送丝速度过慢、焊丝预热温度或氮气温度过低等[18,24,28-29]。

各类孔洞缺陷的形成原因总结如表6所示。其中，由电压、电流、送丝速度等关键工艺参数异常波动导致的B类及C类孔洞最为常见，其次为由喷枪挂渣脱落引起的B类孔洞，由缸孔内壁清洁度不足引发的A类孔洞相对较少。

表6 孔洞形成原因汇总

孔洞类型	孔洞特征	形成原因
A类	见粗化加工刀痕	缸孔内壁清洁度不足
B类 B1	凸瘤为粗大马氏体	电压、电流或送丝速度等异常波动
B类 B2	凸瘤为细小马氏体和贝氏体	喷枪挂渣脱落
C类	多个、小尺寸	电流过小、喷枪转速过快、送丝速度过慢、焊丝或氮气温度过低等导致熔滴供应不足或未熔颗粒过多

3.3.4 孔洞缺陷的改善对策

基于前述成因分析，本文从以下3个方面实施了系统的工艺优化对策：

a. 熔射关键工艺参数监测。对熔射设备的电压、电流、送丝速度、氮气气密性进行常态化实时监测，数据采集频率为33 Hz。通过高频率监控，可及时识别电源模块故障、送丝机构异常（如喷枪

粉末堆积、导槽磨损、压紧弹簧失效或漏电等问题),避免因设备状态不良导致的涂层缺陷。一旦监控系统发现参数异常,立即触发停机指令,待检查与修复后方可恢复生产。

b. 喷枪维护与优化。建立并执行严格的喷枪定期维护制度,确保其气密性良好、送丝顺畅且绝缘可靠。定期对喷枪进行分解与彻底清洁,以防止送丝通道内金属粉末堆积。在喷嘴选型上,优先选用内表面粗糙度更低的型号。低粗糙度表面可减少熔滴飞溅物与喷嘴的接触面积,增大接触角,降低润湿性,从而有效抑制喷嘴挂渣的形成[16-18,24-25,30]。

c. 清洁度保证。首先,升级熔射室的新风系统,增强过滤装置,确保送入的空气洁净无尘。其次,改善设备整体密闭性,防止外部污染物在送风与负压建立过程中从缝隙侵入。最后,在缸孔表面粗化处理后增加强力吹扫工位,并对预热炉进行油污专项治理,杜绝铝屑、油污等被带入熔射室。最后,优化抽气程序,提前建立熔射室负压并延长初始抽气时间,确保在熔射起始阶段产生的飞溅物能被及时排出。

实施上述措施后,统计了半年内20余万台缸体,熔射孔洞不良率由1.8%下降至0.5%,降幅约70%,取得了显著效果。

4　结束语

针对发动机缸孔熔射材料开发过程中的关键缺陷,本文通过试验分析与工艺优化,得出以下结论:

a. 进口材料发生脆断的根本原因为热轧线材芯部存在C、Mn元素偏析,且轧后冷却速度过快,导致生成大量硬质贝氏体组织。该硬质相在后续焊丝拉拔过程中无法与铁素体基体协调变形,从而在相界处引发微裂纹并扩展,最终导致脆性断裂。开发材料通过连铸工序采用电磁搅拌与轻压下技术有效降低了成分偏析,并在轧后采用“空冷+缓冷”的分阶段控冷工艺,抑制了硬质贝氏体的生成,从而彻底避免了焊丝脆断问题。

b. 进口材料镀铜层脱落的主要原因在于其一步镀铜法所得镀层与基体结合力不足,同时拉拔模具内孔表面光洁度不够。开发材料采用了两步镀铜法,即首先通过碱性预镀铜获得结合力牢固的底层,再利用酸性主镀铜实现快速增厚,并选用高硬度、高光洁度的金刚石涂层拉丝模进行拉拔。该优化方案显著改善了镀层结合强度与表面质量,有效解决了镀铜层脱落问题。

c. 进口材料熔射涂层中的孔洞缺陷主要与熔射工艺参数(电压、电流、送丝速度)异常波动、喷枪喷嘴挂渣以及缸孔内壁清洁度不足等因素有关。开发材料采取3项对策:对关键工艺参数进行高频实时监测与异常停机;加强喷枪定期维护并选用低粗糙度喷嘴以减少挂渣;全面保证熔射环境清洁度。经批量生产验证,实施上述措施后,熔射涂层的孔洞缺陷率降低约70%。

参考文献:

[1] HAMADA T, KOBAYASHI D, OYANAGI M, et al. Development of High Strength Bolt for the VC-Turbo Engine[J]. Nissan Technical Review, 2019, 85(10): 30-37.

[2] 张党委, 王国卫. VCR可变压缩比发动机QFD智能化应用研究与实践[C]// 河南省汽车工程学会. 第十九届河南省汽车工程科技学术研讨会, 2022:7 3-75.

[3] 王智文. 汽车轻量化技术发展现状初探[J]. 汽车工艺与材料, 2009(2): 1-5+15.

[4] 许思博, 王国卫. 发动机缸孔熔射技术先进性介绍[C]// 河南省汽车工程学会. 第二十届河南省汽车工程科技学术研讨会论文集, 2023: 161-163.

[5] ROSA P. 自动热喷涂缸筒涂层降低发动机重量与摩擦[J]. 汽车工艺师, 2015(1): 47-49.

[6] 代志强, 李彭伟, 陶庆虎, 等. 热喷涂技术在发动机缸体缸孔涂层上的应用进展[C]// 河南省汽车工程学会. 第十八届河南省汽车工程科技学术研讨会论文集, 2021: 46-48.

[7] 李增荣. 铝制内燃机缸体内壁铁基涂层的制备及摩擦学特性的研究[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2016.

[8] BARBEZAT G. Advanced Thermal Spray Technology and Coating for Lightweight Engine Blocks for the Automotive Industry[J]. Surface & Coatings Technology, 2005, 200(5-6): 1990-1993.

[9] BARBEZAT G. Application of Thermal Spraying in the Automobile Industry[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(5): 2028-2031.

[10] ZOU J P. Characterization of Thermal Spray Coatings on Aluminum Engine Bore[D]. Windsor: University of Windsor, 2016.

[11] ARBOGAST J, SCHALLER R, LINDEMANN S, et al. Thermal Wave Interferometry Measurements and Microstructural Analysis of Twin Wire Arc Spray Cylinder Coatings for Passenger Car Engines[J]. Infrared Physics and Technology, 2020, 105.

[12] 章玉成, 朱祥睿, 李富强, 等. SCM420合金冷镦钢拉拔断裂原因分析[J]. 河南冶金, 2018, 26(2): 8-10.

[13] 高峰, 寇沙沙, 王亚男, 等. ER70S-6焊丝钢拉拔脆断原因分析[J]. 包钢科技, 2018, 44(1): 58-61+95.

[14] 陈宗乐, 王兴, 樊宝华, 等. SWRH82B盘条拉拔断裂原因汇总分析[J]. 山西冶金, 2021, 44(5): 205-207.

[15] 全国金属与非金属覆盖层标准化技术委员会. 金属基体上的金属覆盖层 电沉积和化学沉积层 附着强度试验方法评述: GB/T 5270-2024[S]. 北京: 中国标准出版社, 2024.

[16] 唐晓梅. 不同镀铜工艺在实心焊丝生产中的应用[J]. 金属制品, 2024, 50(3): 9-13.

[17] 胡佳萍. 宽电流密度焦磷酸盐镀铜的工艺及电沉积行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.

[18] XING Y Z, ZHANG L, WANG G, et al. Effects of Spray Parameters on the Adhesion Between Plasma-Sprayed Cast Iron Splat and Aluminium Substrate[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 315: 1-8.

[19] 武建军, 曹晓晚, 温鸣. 现代金属热喷涂技术[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.

[20] RODOLPHE B, MARIE P P, LIAO H L, et al. A Three-dimensional Model of the Wire-Arc Spray Process and Its Experimental Validation[J]. Journal of Material Processing Technology, 2008, 200(1/2/3): 94-105.

[21] JIANG X Y, WAN Y P, HERMAN H, et al. Role of Condensates and Adsorbates on Substrate Surface on Fragmentation of Impinging Molten Droplets During Thermal Spray[J]. Thin Solid Films, 2001, 385(1/2): 132-141.

[22] LI C J, LI J L. Evaporated-Gas-Induced Splashing Model for Splat Formation During Plasma Spraying[J]. Surface & Coating Technology, 2004, 184(1): 13-23.

[23] EL-HADJ A A, ZIRARI M, BACHA N. Numerical Analysis of the Effect of the Gas Temperature on Splat Formation During Thermal Spray Process[J]. Applied Surface Science, 2010, 257(5): 1643-1648.

[24] NDIITHI N J, KANG M, VIGNINOU B G, et al. Investigation of Tensile Fracture Mechanism of Fe-Based Coatings Deposited on Different Substrates by Arc Spraying[J]. Materials Today Communications, 2023, 37.

[25] NDIITHI N J, KANG M, VIGNINOU B G, et al. Evaluation of Thermal Shock Failure Mechanism of Arc-Sprayed Fe-Based Coatings Deposited on Different Substrates[J]. Surface & Coatings Technology, 2023, 474.

[26] NDIITHI N J, KANG M, LIN J R, et al. Influence of Heat Treatment on the Microstructure and Wear Properties of Arc-Sprayed FeCrAl/Al Coating[J]. Coatings, 2022, 12(3): 374.

[27] ZHANG J, SAHA D G, BEHRAVESH B, et al. Adhesion Properties of Plasma Transferred Wire Arc Low-Carbon Steel Coating Sprayed on Diecast Aluminum Alloys: Experiment and Simulation[J]. Surface & Coatings Technology, 2022, 447.

[28] 田浩亮, 王长亮, 汤智慧, 等. 高速电弧喷涂FeNiCrAl涂层制备工艺对涂层性能影响[J]. 航空材料学报, 2016, 36(6): 40-47.

[29] 李汉运, 刘洋, 王博, 等. 工艺参数对电弧喷涂NiAl涂层孔隙率和显微硬度的影响[J]. 热加工工艺, 2024, 53(10): 32-36.

[30] GIOVANNI B, MARIA F B, PAOLO S, et al. Pre-Treatment of Selective Laser Melting (SLM) Surfaces for Thermal Spray Coating[J]. Surface & Coatings Technology, 2022, 441.

AT&M