

引用格式:夏正文,许全光,吴胜强,等.N08825 衬里复合管管端堆焊三相区组织和性能研究[J].热加工工艺,2024,53(19):50-54+59.

DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.20222043
http://www.rjggy.net rjggy@vip.163.com

N08825 衬里复合管管端堆焊三相区 组织和性能研究

夏正文¹, 许全光², 吴胜强¹, 颜俊杰¹, 刘蔚², 董康华², 李伟龙³

(1. 浙江天管久立特材有限公司, 浙江 湖州 313012; 2. 浙江久立特材科技股份有限公司, 浙江 湖州 313012; 3. 上海核工程研究设计院有限公司, 上海 200233)

摘要:衬里复合管是将耐腐蚀合金衬管与碳钢基管经复合成型后形成紧密结合的双金属管道,管端堆焊是保证工程应用可焊性的重要保障。采用衬管机组成型生产 N08825 直缝焊管,并与基管嵌套后进行水压复合,然后采用双钨极热丝氩弧焊工艺在复合管管端进行填充堆焊,对堆焊焊缝及相邻的衬管、基管的残余应力分布、组织、显微硬度和耐腐蚀性能进行了分析。结果表明,复合前衬管直焊缝屈服强度为(325±20) MPa,堆焊后的残余应力导致管端内径减小约 0.2 mm;堆焊层和相邻的衬管、基管硬度满足 API Spec 5LD 标准要求;20 个批次的堆焊层耐点腐蚀失重率均值约为 0.1201 g/cm²;与堆焊焊缝相邻的衬管焊缝耐晶间腐蚀性能与复合前相当,在敏化和不敏化处理条件下,腐蚀率无明显差异,均值约为 0.16 mm/a。

关键词:N08825 衬里复合管;堆焊;耐腐蚀性能

中图分类号:TG455

文献标识码:A

文章编号:1001-3814(2024)19-0050-05

Microstructure and Properties Research of Overlay Welding Triple-Phase Zone at End of N08825 Lined Steel Pipe

XIA Zhengwen¹, XU Quanguang², WU Shengqiang¹, YAN Junjie¹, LIU Wei²,
DONG Kanghua², LI Weilong³

(1. Zhejiang TPCO-JIULI Composite Metals Co., Ltd., Huzhou 313012, China; 2. Zhejiang Jiuli Hi-tech Metals Co., Ltd., Huzhou 313012, China; 3. Shanghai Nuclear Engineering Research and Design Institute Co., Ltd., Shanghai 200233, China)

Abstract:The lined steel pipe is a kind of tightly bonded bimetallic pipe formed by the composite forming of corrosion-resistant alloy liner and carbon steel backing pipe. The overlay welding at pipe end is an important guarantee for the weldability of engineering applications. The N08825 straight welded pipe was produced by liner unit forming, and it was inserted into the base pipe to produce the composite pipe by hydrostatic composite method. Then the overlay welding at the lined pipe end was carried out by GTAW with double-tungsten and hot wire. The residual stress distribution, microstructure, microhardness and corrosion resistance of the overlay weld and the adjacent liner and parent pipe were studied and analyzed. The results show that the yield strength of the liner straight weld is (325±20) MPa before composite forming. The inner diameter of pipe end is reduced about 0.2 mm because of residual stress after overlay welding. The hardness of the overlay weld and the adjacent liner and parent pipe meets the requirement of API Spec 5LD standard. The average pitting corrosion loss of the overlay weld of 20 batches is about 0.1201 g/cm². The intergranular corrosion resistance of liner weld adjacent to the overlay weld is similar to that before composite forming. There is no significant difference in the corrosion rate under sensitization and non-sensitization treatment conditions, and the average value is about 0.16 mm/a.

Key words:N08825 lined steel pipe; overlay welding; corrosion resistance

双金属复合管自 20 世纪 50 年代开发以来,由

于原材料控制、制造工艺和现场安装方法等方面的认识和经验不足,其发展经历了一段瓶颈期;但自 20 世纪 90 年代以来,因其具有耐高压、高温和耐腐蚀等优势,在国内外的许多大型项目中逐步得到认可和应用^[1]。目前,国外双金属复合钢管的生产工艺日渐成熟,应用较多的主要是衬里复合管、板卷成型

收稿日期:2022-07-21

基金项目:浙江省湖州市科技计划项目新材料专项(2020ZD2019)

作者简介:夏正文(1979-),男,安徽芜湖人,高级工程师,硕士,主要研究方

向:双金属复合管工艺及技术研发;

E-mail:xiazhengwen@jiuli.com

的冶金复合管和堆焊复合管^[2],其中,衬里机械复合管因效率和成本更具优势,在油气集输领域应用日益增多。然而,国内外只有极少数制造商具有较高要求或应用环境苛刻的衬里复合管制造经验,特别是针对安全性要求更高的高含硫气田的原料气输送领域。

国内已开发或拟开发的高含硫气田主要以中石化的普光气田、顺北气田和中石油的西南油气田为主,原料气中具有较高 H₂S(一般在 20 mol%以内)和 CO₂(一般在 10 mol%以内)含量,压力一般 20 MPa 以上,采出水中又含有高 Cl⁻和矿化度含量,pH 值一般小于 5,输送温度为 70~100 ℃。在这种高压高腐蚀环境下,镍合金材料 UNSN08825 具有较高的耐腐蚀性能和较低的全寿命成本,选用内衬 N08825 双金属复合管作为井口至处理站间的集输管线成为主要考虑的方案。

为了保证双金属衬里复合管整体良好的耐腐蚀性、力学强度和管端可焊性,衬里复合管在内衬管焊接和热处理、复合成型和管端堆焊等方面的工艺控制极为关键,特别是管端堆焊层与基管和衬管相邻的三相区位置,该区域与衬管直焊缝和现场对接环焊缝一样,最容易发生腐蚀失效。管端堆焊常以传统的单钨极热丝氩弧焊为主,其效率相对较低,且热输入量较大,而采用双钨极热丝氩弧焊工艺可大幅提高生产效率,降低热输入量^[3-4]。本文通过 N08825 内衬管嵌套复合后,采用双钨极热丝氩弧焊在复合管管端进行填充堆焊,研究管端堆焊层、衬管焊缝及其三相区的组织、硬度和耐腐蚀性能。

1 试验方法与过程

双金属衬里复合管的制造工艺如图 1 所示。将基管和衬管嵌套后进行水压复合,并在管端一定长度范围内通过机加工去除衬管和一定厚度的基管,采用堆焊工艺进行密封和填充,再对堆焊表面进行

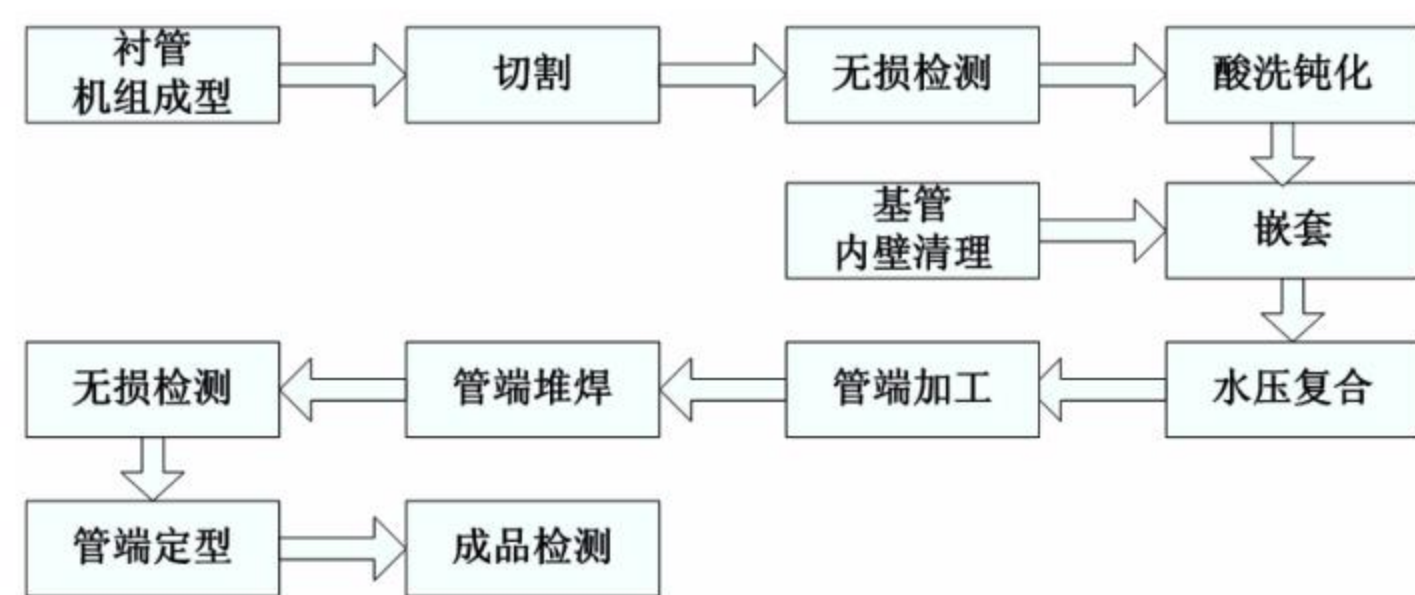


图 1 衬里复合管制造工艺流程

Fig.1 Manufacturing process of lined steel pipe

机加工。主要目的是防止水汽或杂物进入两层金属缝隙中,产生缝隙腐蚀或凸起,并获得极小的管端内径公差,便于现场对接施工。

本文所用的基管为天津钢管制造有限公司生产的 L360QS 无缝钢管,具体为 $\phi 168.3 \text{ mm} \times 6.6 \text{ mm}$ 、 $\phi 219.1 \text{ mm} \times 8.8 \text{ mm}$ 、 $\phi 219.1 \text{ mm} \times 11 \text{ mm}$ 和 $\phi 219.1 \text{ mm} \times 22 \text{ mm}$ 四种规格。

衬管原料为 UNS N08825(简称 N08825)板卷,并采用本公司在线成型机组制造 N08825 直缝焊管,制造工序为从图 1 中衬管机组成型至酸洗钝化。首先,采用等离子弧焊(PAW)单面焊接双面成型工艺,其参数见表 1,不填充金属,再进行 950 ℃ 在线固溶热处理,外部喷淋水冷,最终以酸洗钝化态交付。根据基管规格不同,衬管外径为 $\phi 150 \text{ mm}$ 、 $\phi 170 \text{ mm}$ 、 $\phi 190 \text{ mm}$ 和 $\phi 195 \text{ mm}$,壁厚均为 3 mm。为保证水压复合后不出现焊缝裂纹风险,且使衬管与基管之间拥有足够的紧箍力,衬管焊缝成型需保证足够的稳定性,焊缝中心度不超过 $\pm 0.5 \text{ mm}$,内焊缝余高不超过 0.3 mm。

表 1 内衬管 PAW 参数
Tab.1 PAW parameters of inner lined pipe

电流 /A	电压 /V	焊接速度 / $(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$
175~195	21~24	530~580

管端堆焊使用的焊材为 ER NiCrMo-3 焊丝,堆焊长度 50 mm,采用双钨极热丝氩弧焊工艺焊接两层,每层多道,每道搭接量 50%。成品衬里复合管的管端两层金属为冶金结合,而管体呈机械结合,如图 2 所示。

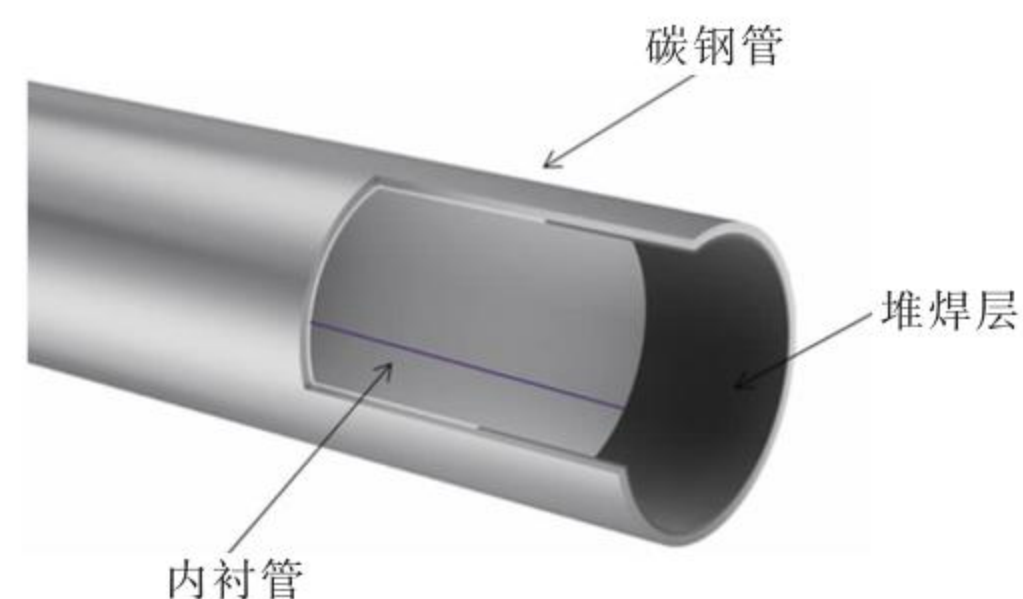


图 2 衬里复合管结构示意图

Fig.2 Structure diagram of lined composite pipe

基于 Sysweld Visual-Mesh 模块采用 1:1 建立 2D 模型。基管厚度为 22 mm,衬管厚度为 3 mm,两管间隙为 0.2 mm,网格总数 2087,节点总数 2156。第一层堆焊 8 道,第二层 7 道。焊缝和靠近焊缝的母材区域网格较密,其他区域网格较粗。焊接仿真过程

不进行预热和热处理, 换热面为与空气接触的管内、外壁。夹持条件模拟实际施焊, 即衬管和基管在非焊接端施加旋转方向的固定夹持。

采用 ASTM A370 标准对衬管母材和焊缝进行拉伸试验, 试样为板条状, 试验温度为室温。母材纵向试样取自衬管母材位置, 方向为钢管轴线。焊缝横向试样长度方向垂直于钢管轴线, 焊缝位于试样中间位置。采用 ASTM E384 对堆焊层及其相邻基管和衬管进行显微硬度测定, 载荷 98 N, 测量位置间隔 1.5 mm。采用 ASTM A262 C 法对复合前衬管焊缝进行晶间腐蚀试验, 在沸腾硝酸溶液中浸蚀 5 个周期, 共 120 h, 敏化时间 $620\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 。采用 ASTM G28 A 法

对复合前后衬管焊缝进行晶间腐蚀试验, 浸入沸腾硫酸铁-50%硫酸溶液中, 腐蚀时间 120 h, 敏化时间 $620\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 。采用 ASTM G48 A 法对堆焊层进行点腐蚀试验, 试样浸入 100 g 三氯化铁 $\text{FeCl}_3\cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 溶于 900 mL 水的溶液中, 试验温度为 $(50\pm 2)\text{ }^{\circ}\text{C}$, 试验时间为 24 h。

2 衬管焊缝强度和耐蚀性

衬管焊缝的组织如图 3 所示。母材和焊缝均为奥氏体组织, 其中母材晶粒规则且大小均匀, 而焊缝为沿冷却方向明显生长的树枝晶。

鉴于后续衬管在复合过程中将发生一定的塑性

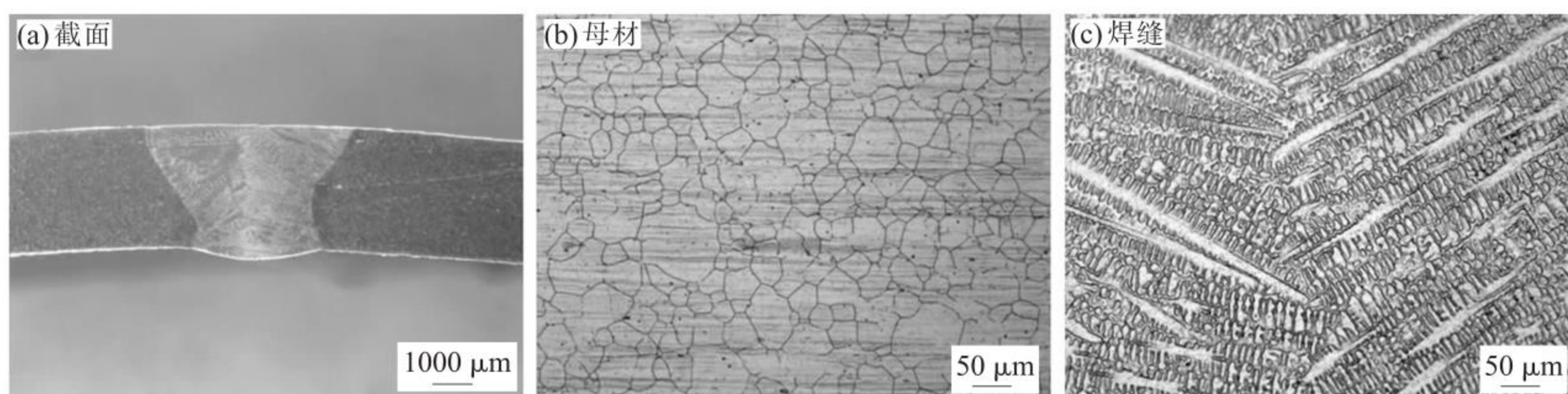


图 3 N08825 衬管焊缝的组织
Fig.3 Microstructure of N08825 lined pipe weld

变形, 对 N08825 直焊缝和母材的拉伸性能进行了统计分析, 如图 4 所示。N08825 母材的纵向抗拉强度为 $(640\pm 20)\text{ MPa}$, 屈服强度为 $(330\pm 20)\text{ MPa}$; 焊缝横向的抗拉强度为 $(600\pm 30)\text{ MPa}$, 屈服强度为 $(325\pm 20)\text{ MPa}$ 。衬管的力学性能偏差控制在 $\pm 10\%$ 以内, 并低于基管最低屈服强度 (360 MPa), 对复合后层间握裹力提供了可靠保障, 也有助于管端三相区的堆焊质量。

复合前衬管焊缝的耐蚀性应有较高要求, 并需

稳定在一定范围内。为此, 焊缝组织中不宜产生有害相, 否则复合塑性变形后的耐蚀性能无法保障。按批次对直焊缝取样品分析, 采用 ASTM G28 A 法, 测定并计算其腐蚀速率在 $0.04\sim 0.25\text{ mm/a}$ 范围内。采用 ASTM A262 C 法, 测得各批次的周期平均腐蚀速率为 $0.002\sim 0.013\text{ mm/月}$, 其中 5 个周期总腐蚀速率最大值为 0.064 mm/月 , 如图 5 所示, 远低于行业中平均腐蚀率 0.06 mm/月 或总腐蚀率 0.30 mm/月 的较严要求。

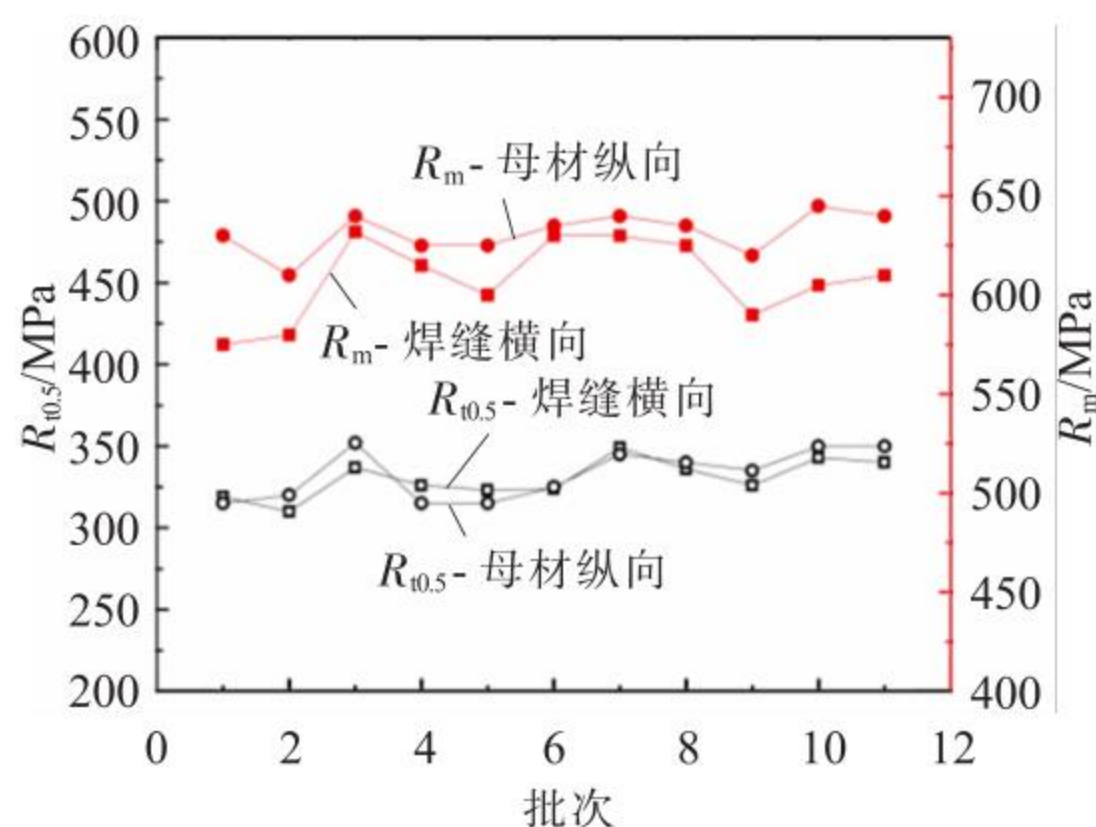


图 4 N08825 母材和焊缝屈服强度和抗拉强度统计
Fig.4 Statistics of yield strength and tensile strength of N08825 base metal and weld

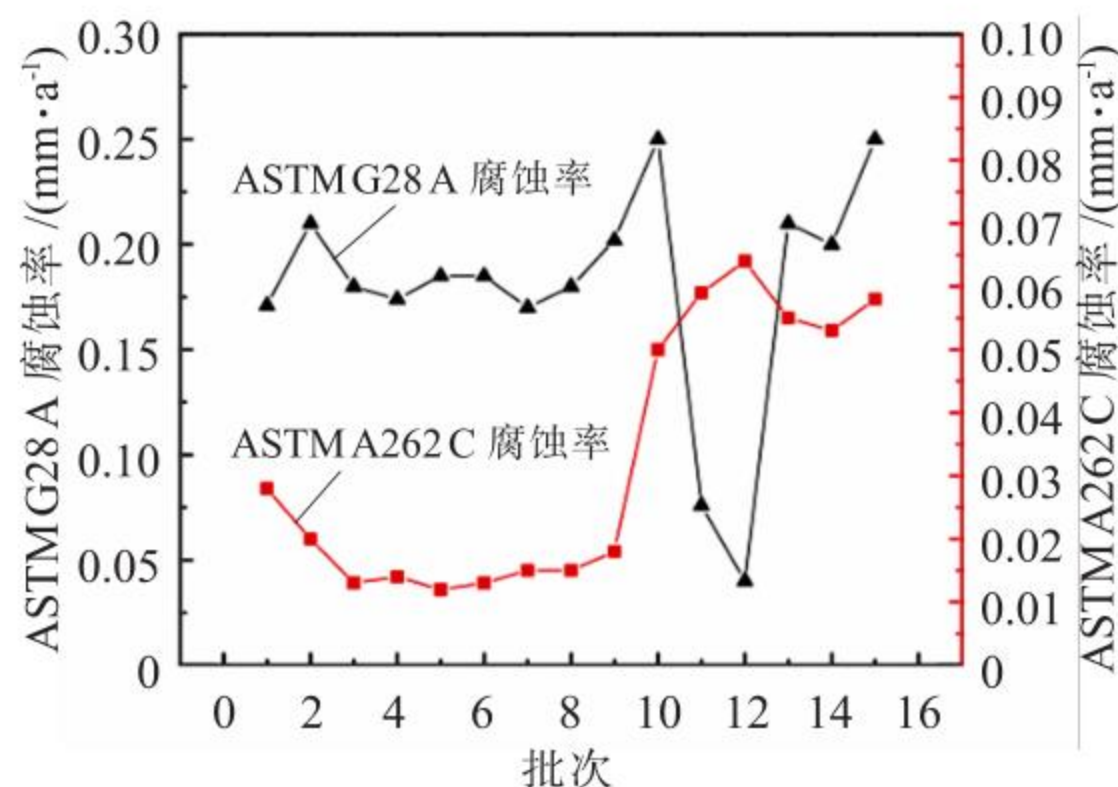


图 5 衬管焊缝两种晶间腐蚀试验结果统计
Fig.5 Statistics of intergranular corrosion test results of lining pipe weld

3 管端堆焊工艺控制

3.1 堆焊层残余应力仿真分析

为了形成高耐腐蚀堆焊层组织,从三相区开始,采用双钨极热丝氩弧焊工艺先堆焊一层(8道),之后再堆焊第二层(7道),填充焊丝牌号为ERNi-CrMo-3,直径为1.2mm。文献[5-6]表明,能够借助有限元仿真分析堆焊区焊接应力的影响。

采用有限元仿真分析堆焊三相区因焊接应力造成的变形,数值模拟得到的Mises应力云图如图6

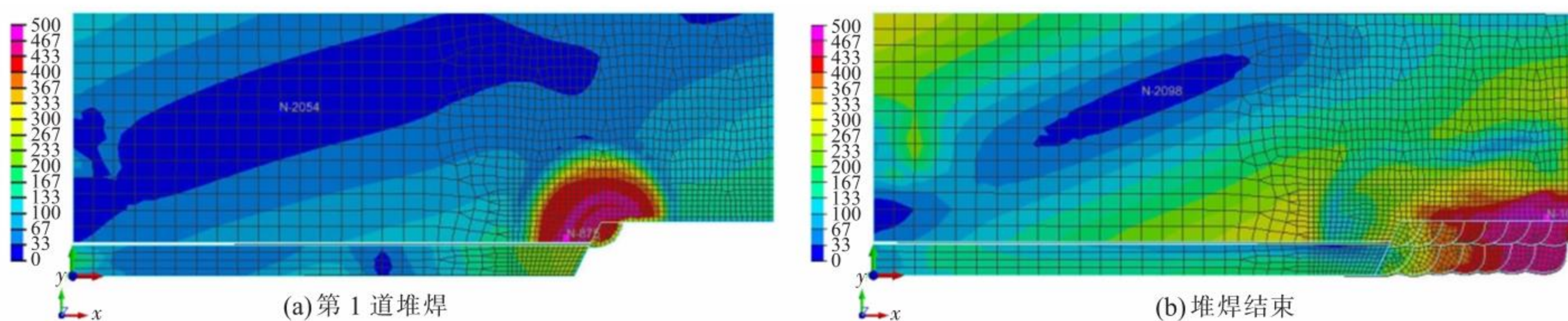


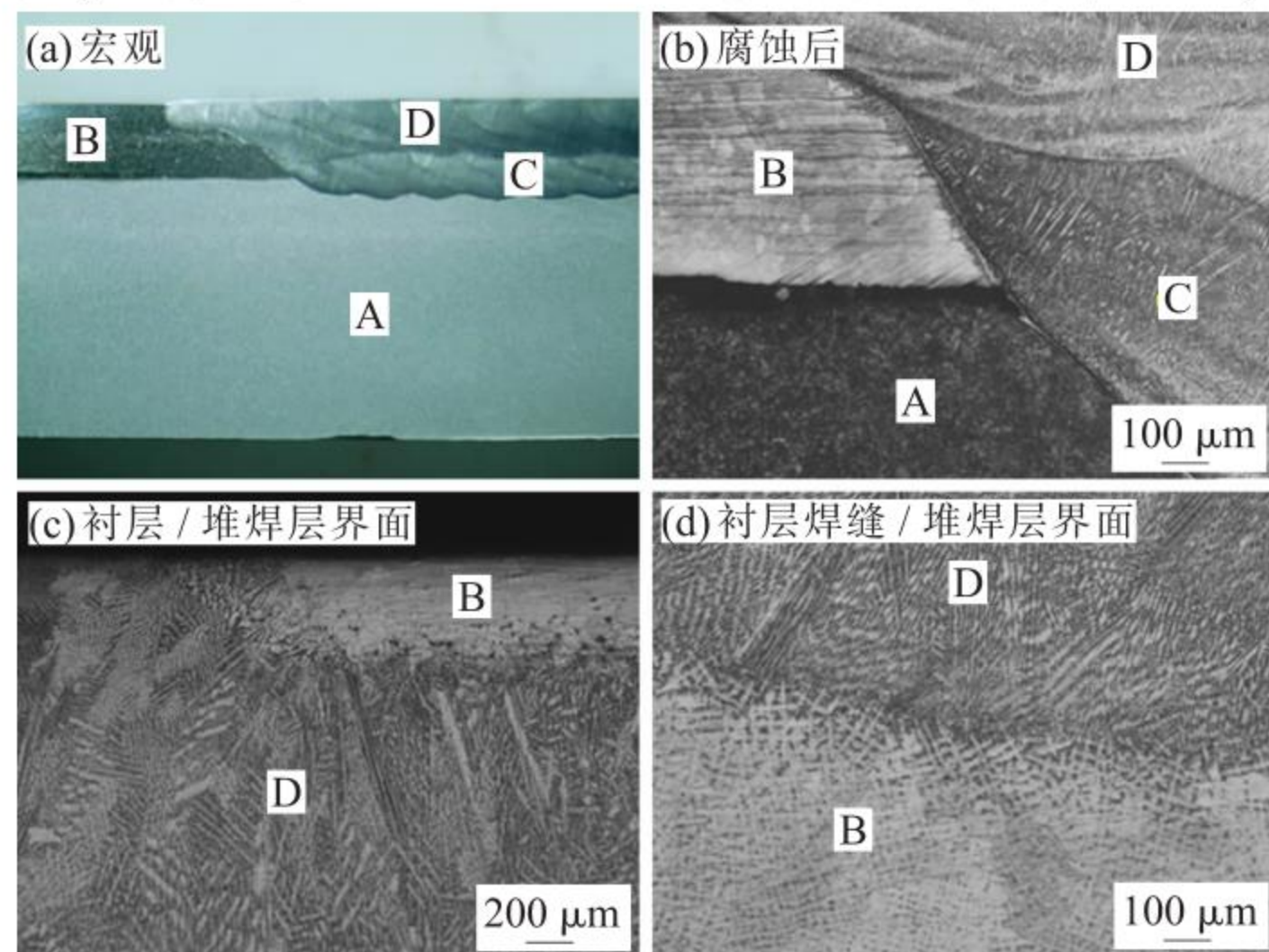
图6 堆焊不同阶段的应力云图(MPa)

Fig.6 Stress cloud map of different overlay welding stages (MPa)

内缩造成的影响。

3.2 管端堆焊焊缝的组织 and 耐腐蚀性能

图7显示加工完毕的管端堆焊三相区宏观和微观结构。为了保证堆焊三相区的结构稳定性,对堆焊层厚度的设计有一定要求。由图7可见,堆焊层(C+D)厚度基本比B区域的衬层厚度大,而堆焊第一层(C)的高度略高于基层和衬层分界面,但又不能太接近衬层内表面(即B区域最上表面)。因堆焊第一层受稀释率的影响,典型表现为Fe元素含量增加,耐腐蚀效果远不及经过两次稀释的堆焊第二层;



A-基层;B-衬层;C-堆焊第一层;D-堆焊第二层

图7 管端堆焊区宏观形貌和组织

Fig.7 Macrostructure and microstructure of overlay weld at the pipe end

所示(彩图见电子版)。在第一道堆焊起始,三相区位置的应力主要集中在堆焊焊缝和基体上,相邻衬管出现应力,但并不明显。但随着堆焊道次的增加,至管端堆焊完毕,焊后冷缩现象影响到衬层和基管的整体结构,堆焊后残余应力主要集中于管端部的焊缝和母材热影响区附近。堆焊层的冷缩应力促使管端发生了径向收缩现象,基管和衬层被堆焊层的残余应力牵引着向内收缩,管端部径向最大收缩量甚至达到0.2mm。因此,焊后的管端需要进行整圆以改善内径尺寸,或是采用预留变形量来抵消一部分

但若第二层堆焊厚度不足1.0mm,在对接时会出现前一支管端第一层和后一支管端第二层连接的可能,从而影响环焊缝打底焊缝中合金元素比例,恶化安装后的管道耐腐蚀性能。

考虑到堆焊焊缝中合金元素含量较高,形成金属间化合物或碳化物等^[7]有害相的趋势明显,应严格控制热输入量,一般不超过5.0kJ/cm,同时需减小应力集中。除此之外,还应注意待焊位置及其邻近区域的清洁度,避免低熔点材料进入熔池,形成低熔点共晶组织,在三相区形成裂纹源^[8]。

堆焊三相区的各区域组织有明显差异。图7(c)显示的是衬层与堆焊层的界面,可以看到交界面出现再结晶组织。图7(d)显示的是堆焊层与衬管焊缝的界面组织,堆焊层的树枝晶组织受温度梯度影响^[9],长大趋势更为明显。

为验证焊缝组织力学性能,随机选取一个批次的硬度试样,对基层、衬层和堆焊区的维氏硬度进行测定,如图8所示。基层母材(A和B)硬度较为稳定。基层堆焊热影响区(C)因受堆焊搭接影响造成的界面不同,硬度范围在185~210HV10之间,衬层、堆焊层位置的硬度亦满足APISpec 5LD标准要求(不超过345HV10),有助于现场环缝对接质量控制。堆焊第一层硬度略低于第二层,主要受稀释率的影响。堆焊焊缝中Nb、Mo元素的固溶强化作用^[10],

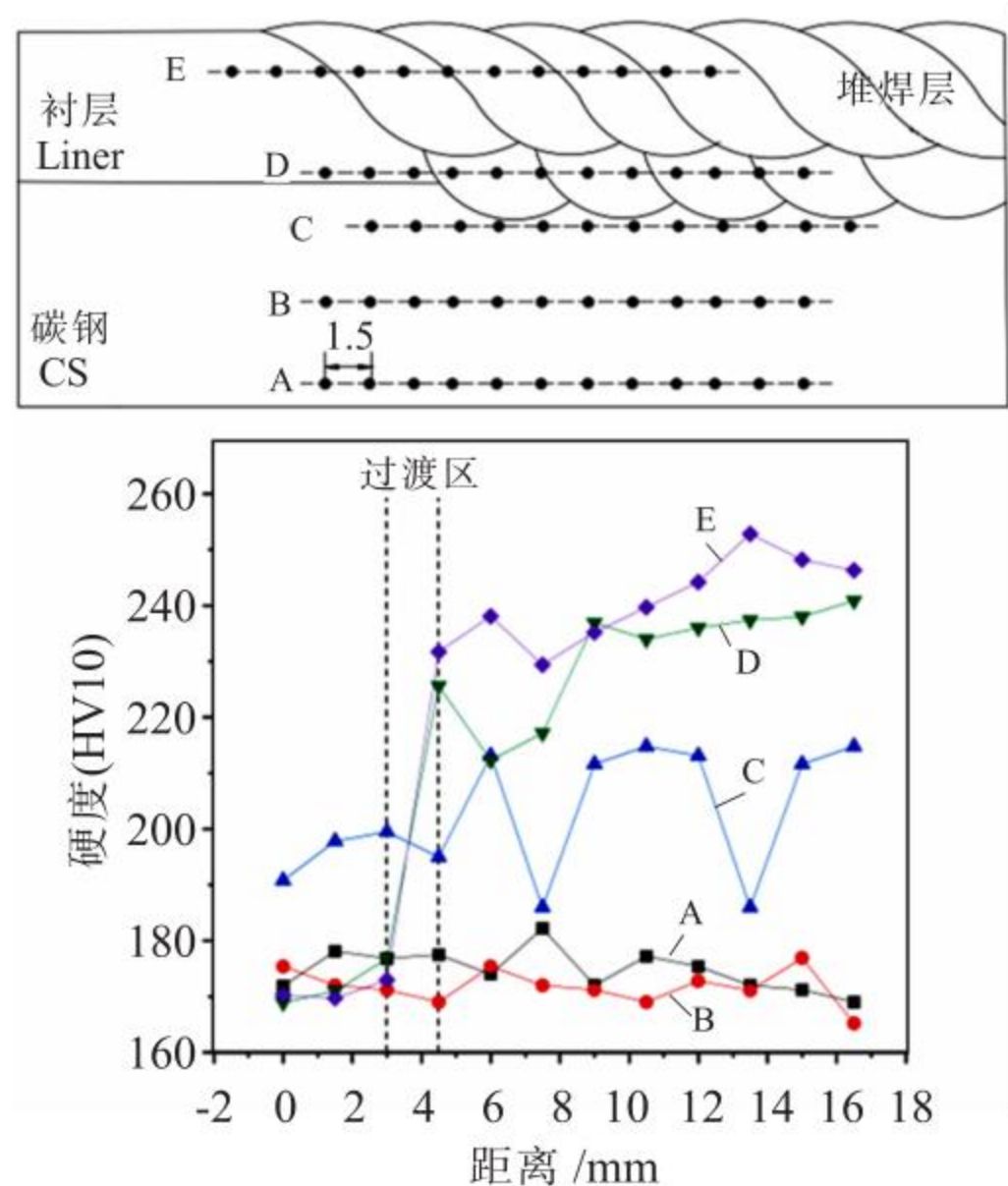


图8 管端堆焊区的硬度分布

Fig.8 Hardness distribution of overlay zone at the end of the pipe

是堆焊层硬度明显高于衬层的主要原因。

对 20 批次产品堆焊层金属进行点腐蚀试验,统计结果如图 9 所示。根据统计过程控制(SPC)的 3σ 准则^[11], 概率上限 (UCL) 应不超过 0.2591 g/cm^2 , 概率下限 (LCL) 为 0.0189 g/cm^2 , 腐蚀失重最大为 0.207 g/cm^2 , 均值约为 0.1201 g/cm^2 , 低于行业中 0.4 g/cm^2 的较严要求。

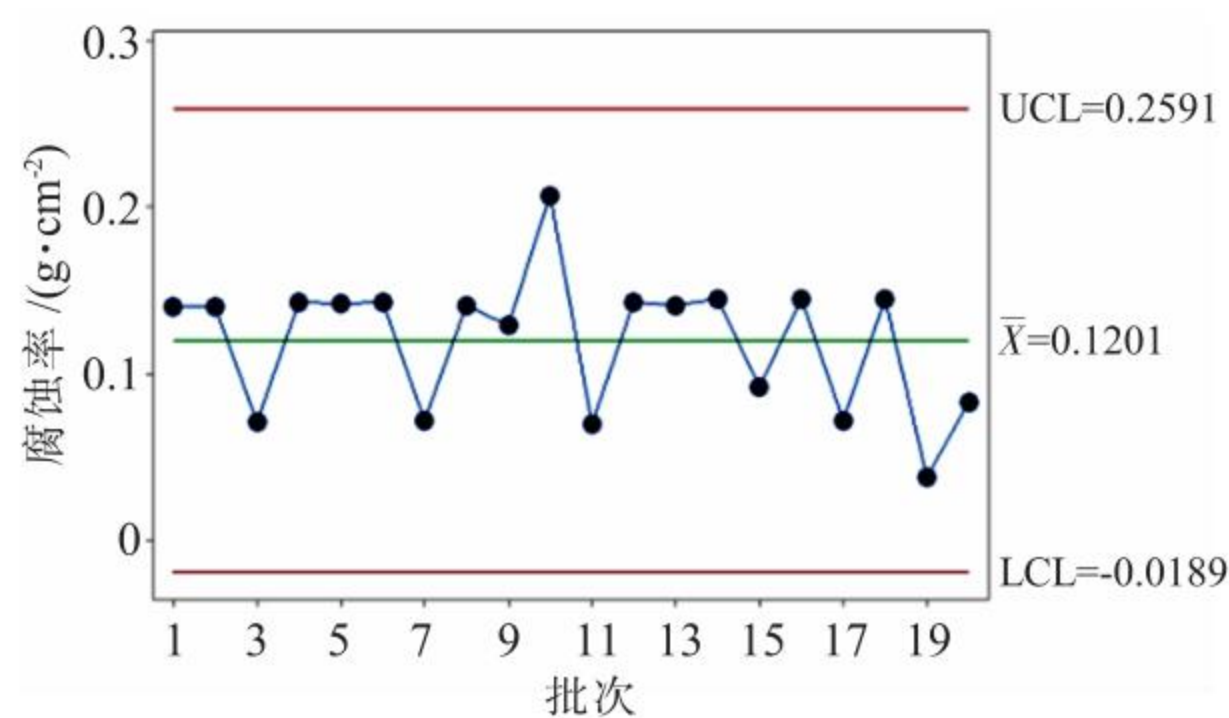


图9 复合管堆焊层点腐蚀率统计

Fig.9 Statistics of pitting corrosion rate of overlay weld of the composite pipe

考虑到堆焊层邻近衬管焊缝位置受堆焊热输入的影响,对 20 批次相邻堆焊层的衬管焊缝按 ASTM G28 A 法进行晶间腐蚀试验,试样分别为交货态(不敏化)和敏化态,敏化处理条件为 $620 \text{ }^\circ\text{C}\times 1 \text{ h}$ 。交货态统计结果概率上限为 0.2406 mm/a , 概率下限为 0.0852 mm/a ,如图 10 所示。敏化态统计概率上限为 0.2506 mm/a , 概率下限为 0.0765 mm/a ,如图 11 所示。

对比图 5, 复合前和复合后衬管焊缝敏化态的

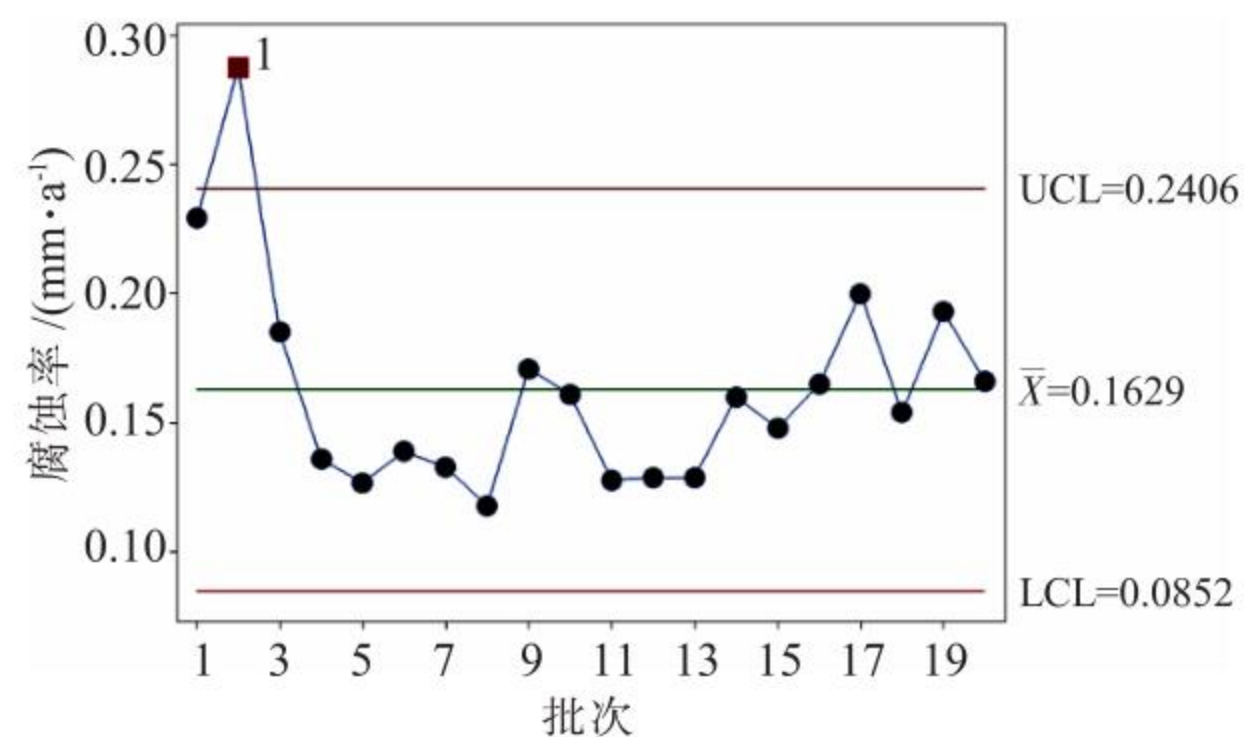


图10 堆焊层邻近区衬管焊缝晶间腐蚀(不敏化)结果统计
Fig.10 Statistics of intergranular corrosion (non-sensitization) result of liner weld in adjacent area of overlay weld

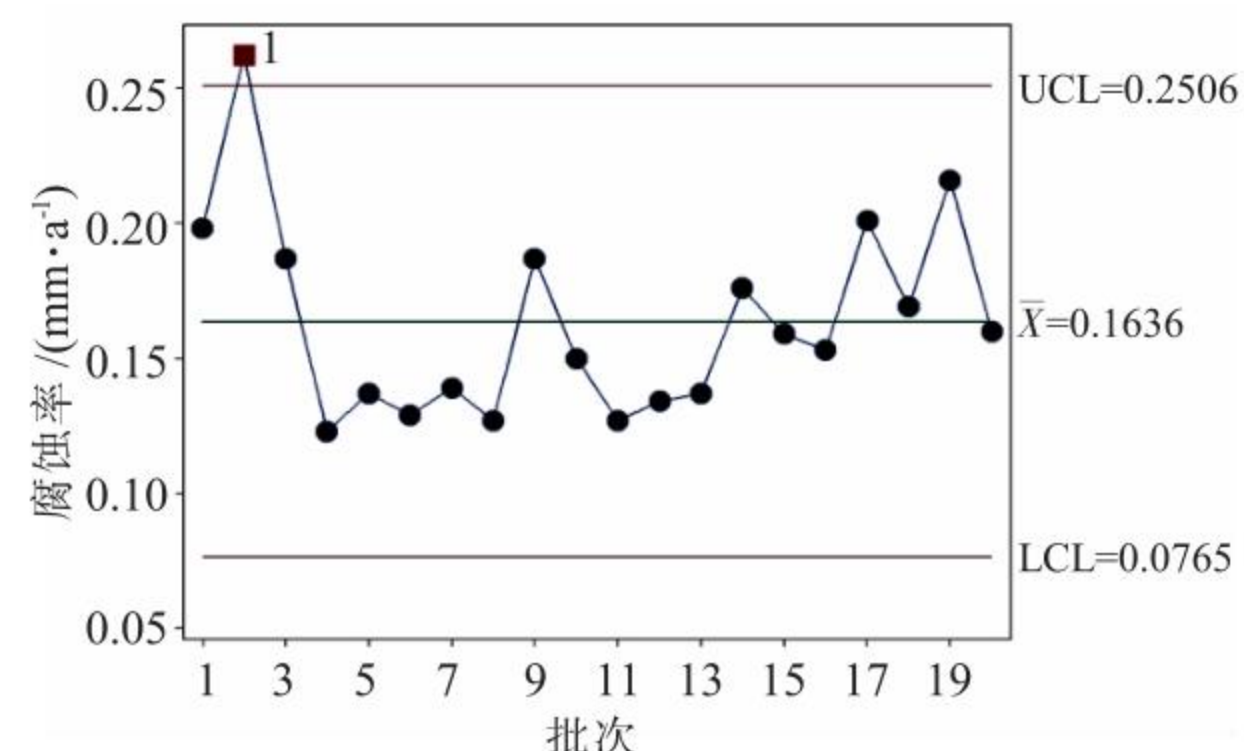


图11 堆焊层邻近区衬管焊缝晶间腐蚀(敏化)结果统计
Fig.11 Statistics of intergranular corrosion (sensitization) result of liner weld in adjacent area of overlay weld

晶间腐蚀结果相当。复合后不敏化态的腐蚀速率略低于敏化态, 但同批次的敏化或不敏化处理对腐蚀结果无明显影响, 且不同批次之间的差异趋势基本相同。这说明衬管焊缝的晶间腐蚀性能与复合过程的塑性变形无关, 主要与衬管原料或制造因素相关。

4 结论

(1) 作为衬里复合管的 N08825 衬管焊缝成型稳定, 组织均匀, 屈服强度为 $(325\pm 20) \text{ MPa}$, 有助于管端三相区堆焊质量。

(2) 管端堆焊应力对管端尺寸的影响可高达 0.2 mm , 需考虑焊后整圆或预留变形量以抵消内缩量。管端堆焊第一层焊缝宜略高于三相区层间间隙, 但同时需保证第二层堆焊厚度在 1.0 mm 以上。

(3) 堆焊层的耐点腐蚀失重率均值约为 0.1201 g/cm^2 。复合前、后衬管焊缝耐晶间腐蚀性能相当, 复合后相邻衬管焊缝的耐晶间腐蚀性能在 $620 \text{ }^\circ\text{C}\times 1 \text{ h}$ 敏化和不敏化处理条件下, 腐蚀率均值约 0.16 mm/a , 且不同生产批复合管在两种状态下的变化趋势相同。

(下转第 59 页)

时也不会因为导热过于缓慢而达不到所需的固化温度和时间。在第一、二层,设定的温度低时,则达不到适宜的温度。第四层时,在几个不同温度下,试块均出现过烧强度降低。因此,砂芯在后处理时,需要充分考虑砂芯的高度,即埋入玻璃珠中的深度,从而设定相应的温度和时间。


4 结论

(1) 试验研究发现,由于玻璃支撑剂材料的导热系数小,导热较慢,使得空气中升温 and 降温速度均快于玻璃珠中的温度变化,试块在空气中和在玻璃珠中的固化程度,以及在玻璃珠中埋入不同深度的固化程度均不同,即试块性能存在差异。玻璃珠中各层升温速度为:裸露层>顶层>底层>中间层。对于埋至玻璃珠中的同一层温度,玻璃珠箱斗内壁相同距离的前后左右各点温度基本相同,且均比中间处温度高,尤其中间层和底层比较明显,边缘处和中间最大温度相差 20~25℃。

(2) 综合试样实际测试温度和强度,试块的实

际温度在 170℃左右,时间在 3.5~4.0h,为较优的固化参数;试块的实际温度在 190~200℃温度范围内,则时间不宜超过 3h。试块埋在玻璃珠中时,为使中央的试样达到所需的实际温度并充分固化,设定温度不能过低。如本实验中,设定温度和时间为 200℃×8h 时,中央位置试块不能充分固化,强度较低,需提升设定温度或时间。可将温度设定为 215~230℃,时间在 8~10h 或适度减少,具体可根据试块的实际测温 and 性能情况进行调整。此时试样不能暴露在空气中,否则会因为在高温下停留时间过长而引起试样过烧,性能大幅下降。

参考文献:

- [1] 张浩,刘春雷. PCM 快速成型工艺在铸造新品开发中的实践[J]. 铸造设备与工艺,2011(1):44-46.
- [2] 张昕. 覆膜砂选区激光烧结工艺参数研究[D]. 太原:中北大学,2016.
- [3] 鲍飞,封雪平,缪锋,等. 激光工艺参数对选择性激光烧结覆膜砂初坯强度的影响[J]. 铸造技术,2018,39(4):790-793. 

(上接第 54 页)

参考文献:

- [1] 夏正文,许全光,马世龙,等. 316L 不锈钢焊管应变时效状态的耐晶间腐蚀性能研究[J]. 焊管,2021,44(8):7-10.
- [2] 杨专钊. 油气集输用双金属复合管[M]. 北京:石油工业出版社,2018:29-31.
- [3] 王建军,马文新. 共熔池双 TIG 焊电弧稳定性研究[J]. 热加工工艺,2008,37(17):95-98.
- [4] 王树保,张海宽,冷雪松,等. 双钨极氩弧焊工艺及焊缝成形机理分析[J]. 焊接学报,2007,28(2):21-24.
- [5] 何帅. X65 钢管堆焊 Inconel 625 镍基合金的工艺寻优及仿真分析[D]. 天津:天津大学,2014:13-17.
- [6] 张念涛. X65 钢弯管堆焊 Inconel 625 镍基合金的数值模拟分析[J]. 焊接技术,2016,45(4):28-32.
- [7] Lindholm D. Carbon diffusion across the bimetallic interface of welded clad pipes [C]//Proceedings of the 28th International Ocean and Polar Engineering Conference. Sapporo, Japan, 2018:165-172.
- [8] Johnston C, Nageswaran C, London T, et al. Investigations into the fatigue strength of CRA lined pipe [C]//Offshore Technology Conference. Houston, USA, 2016:1-9.
- [9] 杨眉,张军磊,魏鹏程,等. 热丝 TIG 堆焊 Inconel 625 层组织成形研究[J]. 材料导报,2016,30(20):85-88.
- [10] Dupont J N, Lippold J C, Kiser S D. 镍基合金焊接冶金和焊接性[M]. 上海:上海科学技术文献出版社,2014:22-24.
- [11] 范敏毅. 基于 SPC 的制丝生产过程质量控制的研究[D]. 武汉:武汉理工大学,2014:19-20. 