

DOI:10.19947/j.issn.1001-7208.2022.12.01

65Mn/Q235 双金属复合管的热处理工艺优化及其耐磨性

王庭昆¹ 樊剑¹ 李涛¹ 马贤勇¹ 李俊² 李绍宏²

(1. 宝武集团 云南昆钢新型复合材料开发有限公司, 云南 安宁 650302;

2. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

【摘要】 采用金相显微镜、扫描电子显微镜、洛氏硬度计、显微硬度计和磨粒磨损试验机, 分析了65Mn/Q235双金属复合管在使用过程中失效的原因, 并对其热处理工艺进行了优化。结果表明:65Mn钢中存在大量的未溶碳化物和层片状珠光体, 导致其韧性降低、焊缝硬度较低, 使65Mn/Q235双金属复合管在服役过程中因耐磨性不足而失效。采用优化的热处理工艺即840℃保温10~30 min油冷后, 65Mn/Q235双金属复合管的组织为均匀细小的马氏体, 未溶碳化物和层片状珠光体基本消除, 焊缝硬度得到提高, 耐磨性明显改善。

【关键词】 双金属复合管, 65Mn钢, 热处理, 耐磨性

中图分类号: TG161

文章编号: 1001-7208(2024)01-0009-06

Heat Treatment Process Optimization and Wear Resistance of 65Mn/Q235 Bimetal Composite Pipe

WANG Tingkun¹ FAN Jian¹ LI Tao¹ MA Xianyong¹ LI Jun² LI Shaohong²

(1. Department of New Composite Materials Development, Kunming Steel & Iron Co., Ltd., China Baowu Steel Group Co., Ltd., Anning Yunnan 650302, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming Yunnan 650093, China)

【Abstract】 Causes of the failure of 65Mn/Q235 bimetal composite pipes in service were analyzed by using metallographic microscope, scanning electron microscope, Rockwell hardness tester, microhardness tester, and abrasive wear testing machine, and their heat treatment process was optimized. The results showed that there were a large amount of undissolved carbides and lamellar pearlites in 65Mn steel, which led to a decrease in its toughness and lower hardness of the weld, resulting in the failure of 65Mn/Q235 bimetal composite pipes in service due to insufficient wear resistance. After an optimized heat treatment process, that is, holding at 840℃ for 10 to 30 min and cooling in oil, was used, the microstructure of 65Mn/Q235 bimetal composite pipe was uniform and fine martensites, undissolved carbide and lamellar pearlite were basically eliminated, the hardness of the weld was increased, and its wear resistance was improved significantly.

【Key Words】 bimetal composite pipe, 65Mn steel, heat treatment, wear resistance

在现代机械制造业中, 异种金属复合构件由于能满足不同工作条件对材质的要求且生产成本

低, 而得到广泛的关注和应用。双金属复合材料以碳素钢为基体, 根据使用性能要求和服役环境

基金项目: 国家自然科学基金(51761022)

作者简介: 王庭昆, 男, 工程师, 主要从事高性能先进双金属复合材料研究, E-mail: 276546466@qq.com

通信作者: 李绍宏, 男, 副教授, 主要从事先进钢铁材料组织控制研究, E-mail: uniqueish@163.com

在其内表面覆衬 1~3 mm 厚的合金钢或不锈钢、钛合金等异种金属而具有良好的耐磨性和耐蚀性。双金属复合钢管的两种单层材料的组合方式取决于使用要求及其环境特征,基本原则是:基层钢管应具有较高的强度和刚性,价格便宜,工艺性能好;覆盖层应具有抗环境介质的腐蚀或抗磨损性能^[1]。按基层管与内衬管的复合工艺,双金属复合钢管可分为机械式复合和冶金式复合两大类^[2]。冶金复合管是衬层管与基层管之间通过一定的工艺形成冶金复合层,结合面属于冶金结合,相比机械复合管,其结合强度更高,适用范围更广。机械复合的主要生产工艺有液压法、滚压法和冷拔法等;冶金复合的主要生产工艺有热轧复合法、热挤压法和粉末冶金法等。热轧复合法是制造双金属复合管的主要方法,其制备过程是先利用轧机较大的轧制力将两种不同材质的板坯复合,然后采用 UOE (U-forming, O-forming, Expanding 即 U 形弯曲、O 成形和机械扩径)工艺^[3-4]卷成管坯,再采用合适的焊接方法连接。该方法自动化程度高、生产效率高、制作长度

长^[5-6]。65Mn/Q235 双金属复合管作为介质输送构件在机械、化工、冶金、矿山等领域应用广泛。本文针对经热轧复合-卷管-800 ℃感应加热表面淬火的 65Mn/Q235 双金属复合管在使用过程中出现崩裂、耐磨性不足等问题,对复合管的微观组织和性能进行分析,并对其热处理工艺进行优化,以提高 65Mn/Q235 复合管的耐磨性和使用寿命。

1 试验材料与方法

试验材料为采用热轧复合法制备的 65Mn/Q235 双金属复合管,其内衬层为 65Mn 钢,基层为 Q235 钢。65Mn 钢和 Q235 钢的化学成分如表 1 所示。试样经研磨抛光后用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀,然后采用金相显微镜和扫描电子显微镜观察其显微组织。利用洛氏硬度计、显微硬度计测量试样硬度,测 5 次取其平均值。

从双金属复合钢板上切取尺寸为 10 mm×10 mm 的试样,在电阻炉中分别加热至 790、815、840 ℃,保温 10~50 min,然后油冷至室温。采用旋转砂盘式磨损试验机进行磨粒磨损试验,试验力为 40 N,转速为 20 r/min。采用称重法测量试样的磨损质量损失。

表 1 试验钢的化学成分
Table 1 Chemical composition of the tested steels

钢种	质量分数/%					
	C	Si	Mn	Cr	P	S
65Mn	0.65	0.25	1.05	0.25	<0.035	<0.045
Q235	0.20	0.21	0.51	—	<0.035	<0.045

2 试验结果与分析

2.1 显微组织及硬度

失效的 65Mn/Q235 双金属复合管内衬层 65Mn 钢的显微组织如图 1 所示。由图 1(a)可知,65Mn 钢基体组织主要由马氏体和未溶碳化物组成;此外,还存在未溶的层片状珠光体团,如图 1(b)所示。65Mn 钢属于高碳钢,其组织中部分区域存在大尺寸未溶碳化物是由热处理过程奥氏体化不充分所致。较多的未溶碳化物将导致 65Mn 钢在奥氏体化过程中溶入奥氏体基体的碳减少,从而影响钢的淬火硬度。钢中层片状珠光体组织是球化退火不充分所致,层片状珠光体会增加钢材的脆性,严重影响钢材的使用性能,尤其使韧性显著降低^[7-8]。有学者^[9]研究了层片状珠光体穿晶和沿晶断裂的微观机制,认为穿晶断裂起源于片状珠光体不连续处。因此,层片状珠光

体(团)的存在使钢的脆性增加,在使用过程中因韧性不足易出现崩裂现象。

焊缝是钢管性能最薄弱的区域,其质量直接影响管道的质量。65Mn/Q235 双金属复合管焊缝的显微组织如图 2 所示。由图 2 可知,复合管焊缝组织与基体组织有明显差异。

从图 2 可知,65Mn 和 Q235 两种钢的焊缝组织较粗大,而且靠近碳钢一侧的焊缝组织尤其粗大。焊缝区组织粗大主要与焊接工艺有关。金属在焊接热循环的作用下,热影响区组织分布不均匀,熔合区和过热区晶粒易粗化。为了避免热影响区组织分布不均匀和晶粒粗化,焊接过程中需要控制热输入量、加热速率和冷却速率,以尽可能减小热循环对金属的影响^[10]。此外,还可以采用局部预热、后热处理等方法来改善热影响区的组织分布和晶粒尺寸^[11]。

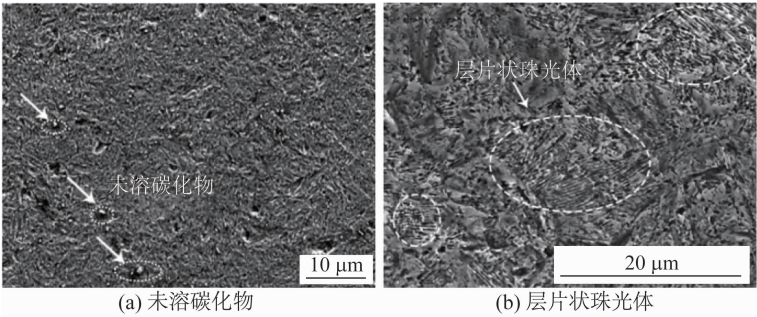


图 1 双金属复合管中 65Mn 钢的显微组织

Fig. 1 Microstructures of 65Mn steel in bimetal composite pipe

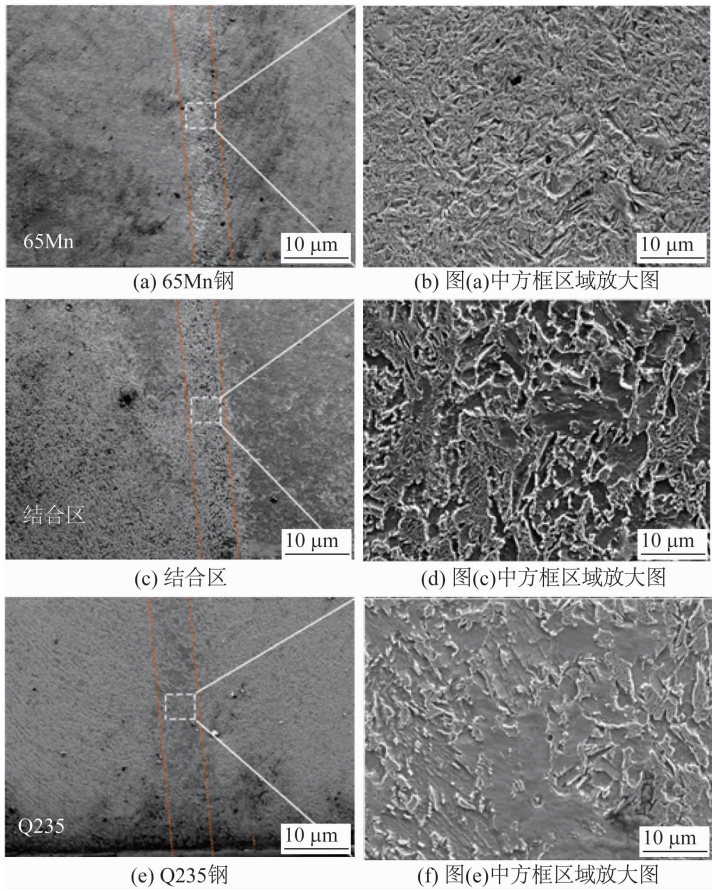


图 2 双金属复合管焊缝的显微组织

Fig. 2 Microstructures of weld of bimetal composite pipe

图 3 为 65Mn 钢焊缝硬度分布,焊缝区硬度测试点间距为 0.05 mm,基体测试点间距为 0.2 mm。由图 3 可知,焊缝区硬度明显低于基体,焊缝区硬度为 50~54 HRC,焊缝中心硬度最低为 50 HRC,基体硬度为 60~62 HRC。结合图 2 可知,65Mn 钢焊缝中心硬度较低的原因可能是:在焊接过程中 65Mn 钢与 Q235 钢在焊接熔池内发生了一定程度

的金属液混合,使 65Mn 钢焊缝中心成分发生变化;同时大量碳原子向 Q235 钢一侧发生扩散,Q235 钢焊缝在冷却过程中产生“自回火”,碳化物析出降低了固溶强化效果。此外,由于焊接熔池温度较高,焊接金属液在冷却时易形成粗大的晶粒。因此,后续热处理若未能消除焊缝区粗大晶粒和碳化物,则会导致焊缝硬度较低,影响耐磨性能。

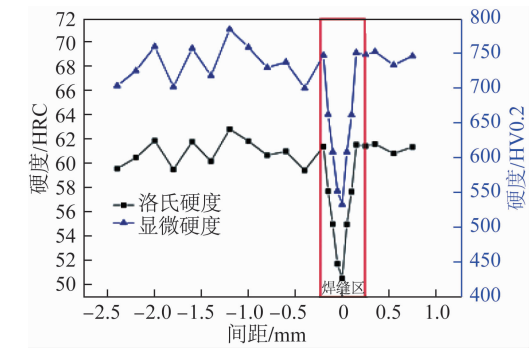


图3 65Mn 钢焊缝硬度分布

Fig.3 Hardness distributions of 65Mn steel weld

2.2 热处理工艺优化

通过2.1节分析可知,65Mn/Q235 双金属复合管崩裂的主要原因是热处理后 65Mn 钢中仍存在大量未溶的碳化物和层片状珠光体,增加了钢材的脆性导致其韧性降低。耐磨性能不足的主要原因是热处理过程中碳化物未充分溶入奥氏体以及未消除焊缝区粗大晶粒导致淬火硬度较低。因此,消除 65Mn 钢中大颗粒碳化物、层片状珠光体以及细化焊缝区粗大晶粒是改善 65Mn/Q235 双金属复合管性能的关键。65Mn 钢试样经不同工艺热处理后的硬度变化如图4所示。由图4可

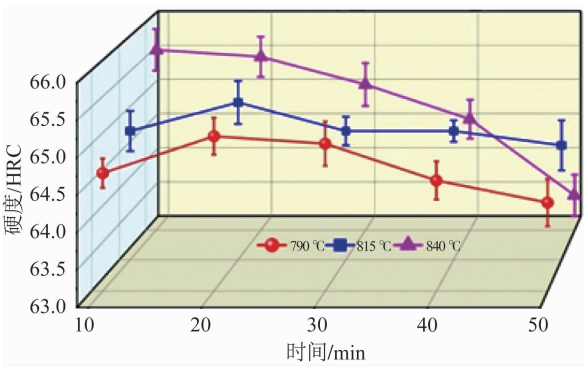


图4 65Mn 钢经不同工艺热处理后的硬度变化

Fig.4 Variation in hardness of 65Mn steel samples heat treated by different procedures

知,790 和 815 °C 淬火试样的硬度为 64.0 ~ 65.5 HRC,840 °C 保温 10 ~ 30 min 淬火试样的硬度均在 65.0 HRC 以上。图5为 65Mn 钢在 790 和 840 °C 保温不同时间油冷后的显微组织,均为淬火马氏体。790 °C 淬火试样的组织均匀细小,但 840 °C 保温 30 min 淬火的试样中部分马氏体板条较粗大,保温时间延长至 40 min 时马氏体板条普遍较粗大,这与图4中 65Mn 钢在 840 °C 保温 40 min 以上淬火的硬度快速降低相对应。

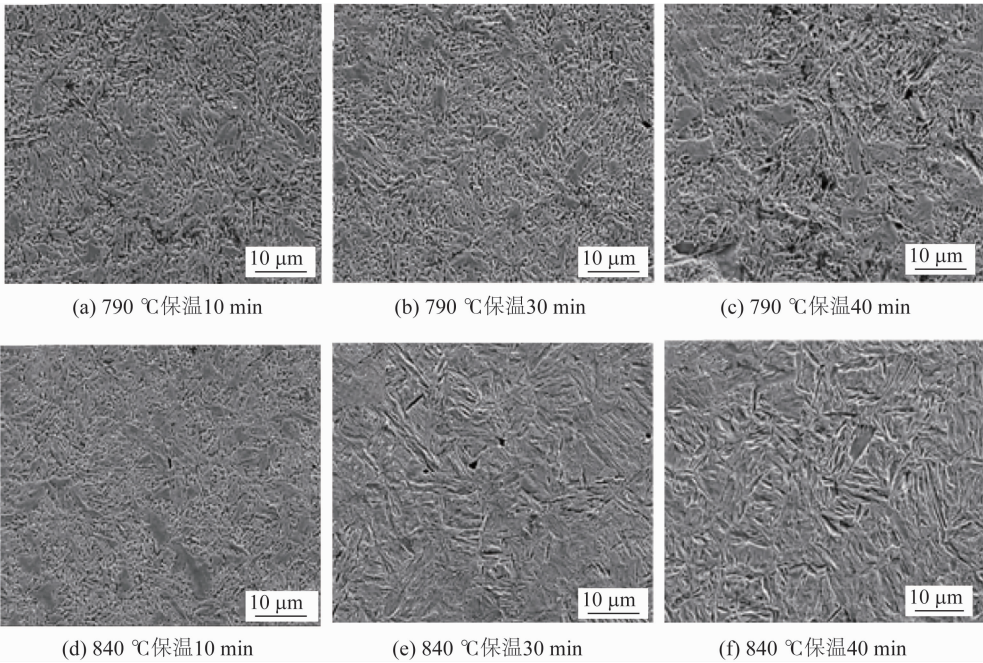


图5 65Mn 钢经 790 和 840 °C 保温不同时间油冷后的显微组织

Fig.5 Microstructures of 65Mn steel after holding at 790 and 840 °C for different times and then cooling in oil

综上,65Mn/Q235 双金属复合管的最优热处理工艺为在 840 ℃ 奥氏体化保温 10 ~ 30 min 后油淬。一方面,较高的奥氏体化温度可使 65Mn 钢中的大颗粒碳化物及层片状珠光体充分溶解,使奥氏体中的碳含量增加,提高固溶强化效果和淬硬性,消除因大颗粒碳化物和片状珠光体产生的脆性;另一方面,奥氏体化保温时间不宜过长,否则晶粒易长大,在淬火过程中将形成粗大的马氏体板条。

为了验证优化工艺的合理性,将有焊缝的 65Mn/Q235 双金属复合板在 840 ℃ 奥氏体化 10 min 后油淬,观察并检测焊缝区的显微组织和硬度,结果分别如图 6 和图 7 所示。图 6(a,b) 为 65Mn 钢焊缝组织,可见 65Mn 钢焊缝与基体组织均为细小均匀的马氏体,且未观察到未溶大颗粒碳化物和层片状珠光体。图 6(c,d) 为 Q235 钢焊缝组织,为马氏体,未发现碳化物及异常粗大组织。

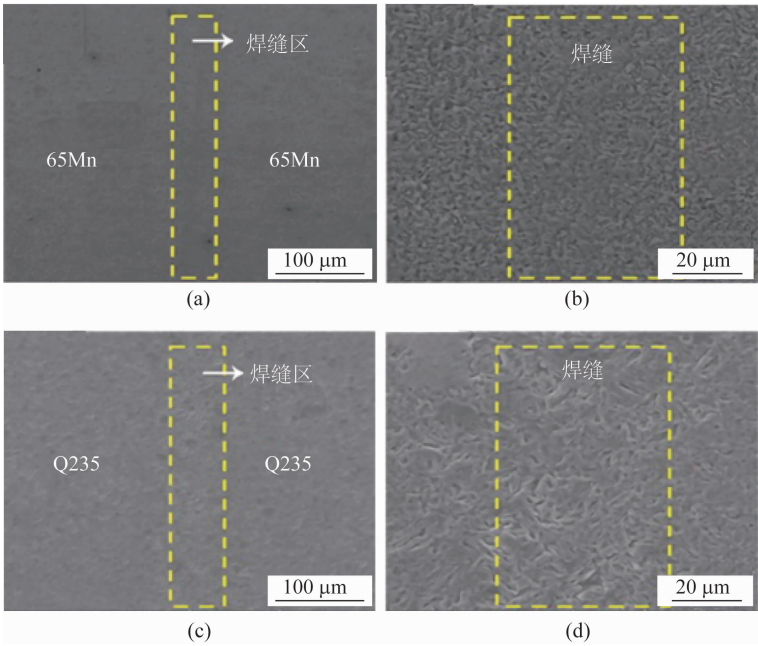


图 6 840 ℃ 保温 10 min 油淬后 65Mn 钢(a,b)和 Q235 碳钢(c,d)焊缝的显微组织

Fig.6 Microstructures of weld of 65Mn steel(a,b) and Q235 carbon steel(c,d) after holding at 840 ℃ for 10 min and then quenching in oil

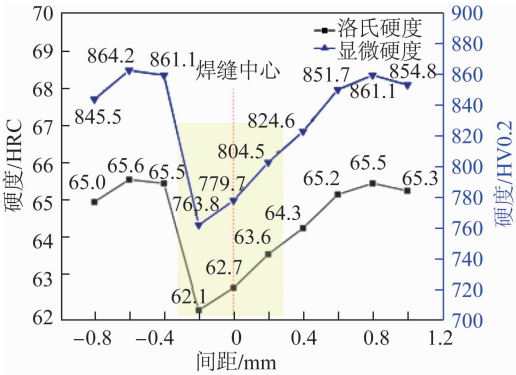


图 7 840 ℃ 保温 10 min 油淬后 65Mn 钢的硬度分布

Fig.7 Hardness distributions of 65Mn steel after holding at 840 ℃ for 10 min and then quenching in oil

由图 7 可知,经优化工艺热处理的 65Mn 钢基体硬度均在 65 HRC 以上,焊缝硬度均在 62 HRC 以上。与原工艺(800 ℃ 感应加热表面淬火)热处理的试样相比,经优化工艺热处理的试样焊缝硬度提高了 10 HRC 以上,基体硬度提高了 3 ~ 5 HRC。根据拉宾诺维奇^[12]提出的磨粒磨损公式 $W = K \cdot P/H$ (式中 H 为硬度),提高硬度可减少磨损,提高材料的耐磨性,即高硬度能有效遏制磨损过程中高温软化和塑性变形的发生^[13-15]。

2.3 耐磨粒磨损性能

65Mn/Q235 双金属试样的磨损质量损失随磨损时间变化的关系曲线如图 8 所示。由图 8 可

知,随着磨损时间的延长,试样的磨损质量损失均增加。但经优化工艺热处理的试样在长时间的磨损过程中,其磨损质量损失均低于原工艺热处理的试样,表明经优化工艺热处理的试样耐磨性能显著提高。

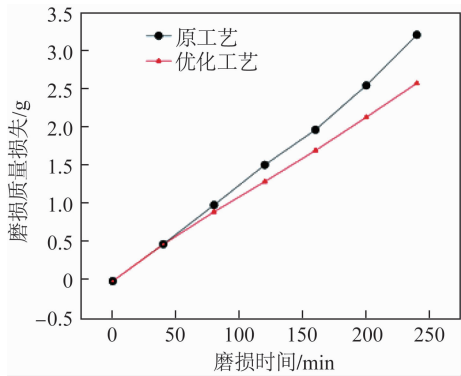


图 8 不同工艺热处理的 65Mn/Q235 双金属试样的磨损质量损失随磨损时间的变化

Fig. 8 Variation in wear mass loss of 65Mn/Q235 bimetal composite samples heat treated by different processes with wear time

图 9 为经优化工艺与原工艺热处理的试样的磨损形貌。由图 9(a)可以看出,原工艺热处理的试样在磨损过程中出现较深的犁沟,且犁沟分布不均匀,焊缝区的犁沟较深,磨损最严重。由图 9(b)可以看出,经优化工艺热处理的试样的磨损面出现细小的犁沟,分布均匀且深度较浅。这是由于经优化工艺热处理的试样硬度较高,能较好地抵抗微切削作用。试样的磨损机制主要是显微切削磨损,未观察到黏着磨损。在磨损过程中,磨料颗粒侵入金属的力可分解为正压力和剪切力。硬磨料的棱角在正压力作用下压入零件表面一定深度,又在剪切力作用下,如攻击角度小,则像车刀切削金属一样,在金属表面留下一个切削的犁沟,同时金属被“犁掉”部分形成卷曲状磨屑。硬磨料在高应力剪切作用下,如攻击角度大,则产生推挤的犁沟或塑变沟,前端出现堆积物似的塑变产物。表面金属在磨粒的反复作用下形成反复塑变,金属因多次变形而加工硬化,超过材料的强度极限后开裂并逐步产生薄片状磨屑并剥落^[16]。因此,经优化工艺热处理的试样硬度提高、组织改善,耐磨性显著提高。

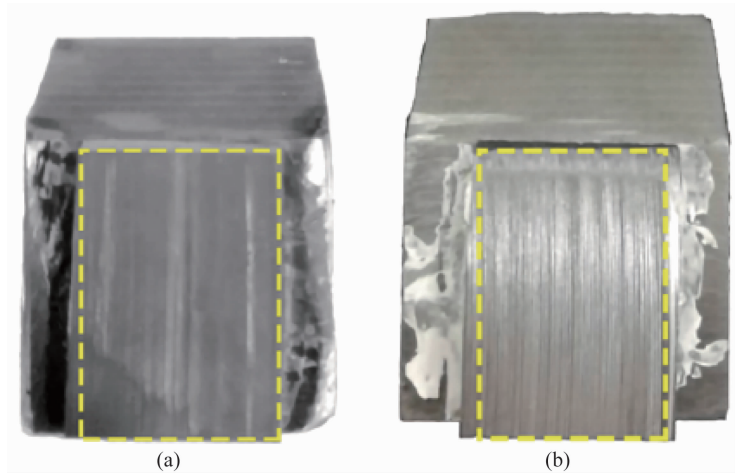


图 9 原工艺(a)和优化工艺(b)热处理后的试样的磨损形貌

Fig. 9 Worn samples heat treated by the original process(a) and the optimized process(b)

3 结论

(1)65Mn/Q235 双金属复合管中存在大量的未溶碳化物和层片状珠光体,使钢材的脆性增加,导致其在服役过程中崩裂失效。热处理过程中碳化物未充分溶入奥氏体以及未消除焊缝区的粗大晶粒,使试验钢的硬度较低,导致耐磨性不足。

(2)经 840 ℃ 保温 10~30 min 油淬的优化工

艺热处理后,65Mn/Q235 双金属复合管的组织为均匀细小的马氏体,焊缝硬度提高了 10 HRC 以上,基体硬度提高了 3~5 HRC。

(3)经优化工艺热处理后的 65Mn/Q235 双金属复合管的磨粒磨损性能显著提高,磨损机制主要是显微切削磨损。

(下转第 23 页)

partitioning steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 31(2): 216-224.

[13] CULLITY B D. Elements of X-ray diffraction [M]. New Jersey: Addison-Wesley Publishing Company, Inc., 1956.

[14] MCDERMID J R, ZUROB H S, BIAN Y. Stability of retained austenite in high-Al, low-Si TRIP-assisted steels processed via continuous galvanizing heat treatments[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42:3627-3637.

[15] CHIRO A D, ROOT J H, YUE S. The effect of microstructure on the strain-induced transformation of a Si-Mn bainitic steel [M]// HAWBOLT E B, YUE S. Phase transformations during the thermal/mechanical processing of steel. Canadian: Alliance for Engineering in Medicine and Biology, 1995: 259-269.

[16] ZHAO N, LI L, HE Y L, et al. Investigate on ultrahigh-strength TRIP-aided autosteel plate under the framework of ICME[J]. Materials Science and Engineering A, 2023, 866:144684.

[17] KOISTINEN D P, MARBURGER R E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels[J]. Acta

Metallurgical, 1959,7(1):59-60.

[18] HOLLOMON J H. Tensile deformation[J]. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1945, 12(4):1-22.

[19] HAJYAKBARY F, SIETSMA J, MIYAMOTO G, et al. Interaction of carbon partitioning, carbide precipitation and bainite formation during the Q & P process in a low C steel[J]. Acta Materialia, 2016, 104:72-83.

[20] AYENAMPUDI S, CELADA-CASERO C, SIETSMA J, et al. Microstructure evolution during high-temperature partitioning of a medium-Mn quenching and partitioning steel[J]. Materialia, 2019, 8:1-11.

[21] KIM J I, RYU J H, LEE S W, et al. Influence of the initial microstructure on the reverse transformation kinetics and microstructural evolution in transformation-induced plasticity-assisted steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(11):1-10.

修回日期:2023-04-10

(上接第 14 页)

参考文献

[1] 顾建忠. 国外双层金属复合钢管的用途及生产方法[J]. 上海金属, 2000,22(4):16-24.

[2] 曹晓燕, 邓娟, 上官昌淮, 等. 双金属复合管复合工艺研究进展[J]. 钢管,2014,43(2):11-15.

[3] KOSTRYZHEV A G, STRANGWOOD M, DAVIS C L. Influence of microalloying precipitates on Bauschinger effect during UOE forming of line pipe steels [J]. Materials Technology, 2007,22(3):166-172.

[4] ORMANDY J P, STRANGWOOD M, DAVIS C L. Effect of microalloying additions on steel plate to pipe property variations during UOE linepipe processing [J]. Materials Science and Technology, 2003,19(5):595-601.

[5] 董阳, 周好斌, 苏航, 等. 双金属复合管界面结合性能概述 [J]. 化工技术与开发,2020,49(10):36-38,63.

[6] 焦少阳, 董建新, 张麦仓, 等. 双金属热轧复合的界面结合影响因素及结合机理[J]. 材料导报, 2009,23(1):59-62.

[7] 朱施利, 胡文豪. 共析钢中片状珠光体脆化钢材的机理研究 [J]. 铸造技术,2010,31(5):584-588.

[8] 袁士春, 张艳, 王天斌, 等. GCr15 球化退火材料表层片状

珠光体的成因及危害[J]. 轴承, 2021(3):62-66.

[9] SAKODA Y, KASHIWAGI S, HAMADA S, et al. Microscopic deformation behavior observation of lamellar pearlite during plastic deformation[J]. Journal of Solid Mechanics and Materials and Engineering, 2008,2(1):137-144.

[10] 王雁, 朱立光, 吴耀光, 等. EH40 级船体钢中焊接热影响区组织特征[J]. 钢铁,2023,58(2):137-146.

[11] 赵威, 黄瑾, 胥国华, 等. 热处理对 GH3128 合金接头组织及力学性能的影响[J]. 钢铁,2022,57(10):148-157.

[12] 冯旻, 李博, 宋胜伟. 基于拉宾诺维奇模型的海德拉刀型齿磨损研究[J]. 煤矿机械, 2021,42(8):224-228.

[13] 杨子帅, 吴博雅, 李奇颖, 等. 离子渗氮 SDDM 钢模具耐磨性的试验与数值研究[J]. 上海金属, 2022,44(4):23-28.

[14] 李奇颖, 吴博雅, 杨子帅, 等. 经离子渗氮的 SDCM 钢热冲压模具的摩擦磨损行为[J]. 上海金属, 2022,44(3):9-14.

[15] 朱晓翔, 杨庚蔚, 赵刚, 等. 热轧中锰马氏体耐磨钢的冲击磨损行为[J]. 钢铁,2022,57(7):154-161.

[16] 侯玉华. 等温淬火 65Mn 钢磨料磨损研究[J]. 水利电力机械, 1997(3): 30-32.

修回日期:2023-04-03