

FV520B 钢激光打底焊结合 CMT 填充焊焊接接头的组织和性能

邓德伟^{1,2*}, 吕捷¹, 马玉山³, 张勇², 黄治冶²

¹大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024;

²沈阳鼓风机集团股份有限公司, 辽宁 沈阳 110869;

³吴忠仪表有限责任公司, 宁夏 吴忠 751100

摘要 采用激光焊打底和冷金属过渡(CMT)焊填充的工艺对 FV520B 钢进行焊接,研究了不同工艺参数下接头的组织和性能。激光打底焊后,焊缝熔化区的组织主要包括原奥氏体晶粒内平行排布的板条马氏体以及分布于原奥氏体晶界和马氏体板条界的 δ 铁素体;激光焊熔合线位置存在呈连续和离散状分布的 δ 铁素体。随着 CMT 填充焊热输入的增加,熔宽、熔深及热影响区的宽度均增加,激光打底焊热影响区和熔化区的组织特征逐渐消失;当 CMT 填充焊的热输入较低时,在紧靠填充焊熔合线的受热影响的激光焊熔化区(HALWFZ)内,晶粒在高温热影响下变为等轴状,并且随着到熔合线距离的增加而变小;当热输入量较高时,激光焊熔化区的柱状晶组织均转变为等轴晶且晶粒较大。与激光焊相比,填充焊后焊缝横截面在水平方向各区域的硬度分布更加均匀;随着填充焊热输入增加,HALWFZ 的平均硬度先增大后减小。填充焊熔化区(FWFZ)的平均硬度低于激光焊熔化区(LWFZ);LWFZ 在靠近熔合线处的硬度最低。填充焊后激光焊区域的强度大于母材,填充焊区域的强度小于母材。随着填充焊热输入增加,激光焊区域的冲击韧性增加。电化学腐蚀试验表明,随着热输入增加,LWFZ 的腐蚀电位先升高后降低;填充焊前和填充焊后 LWFZ 的耐蚀性均高于母材。

关键词 激光技术; 激光材料加工; 激光打底焊; CMT; 力学性能; 耐蚀性

中图分类号 TG456

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202047.1102001

Microstructures and Properties of FV520B Steel Joint by Laser Backing Welding with CMT Filler Welding

Deng Dewei^{1,2*}, Lü Jie¹, Ma Yushan³, Zhang Yong², Huang Zhiye²

¹School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian, Liaoning 116024, China;

²Shenyang Blower Works Group Corporation, Shenyang, Liaoning 110869, China;

³Wuzhong Instrument Co., Ltd., Wuzhong, Ningxia 751100, China

Abstract Herein, an FV520B steel joint is formed through laser backing welding and cold metal transfer (CMT) filler welding. Microstructures and properties of the joints at different processing parameters are studied. Microstructures of the fusion zone (FZ) obtained using laser backing welding mainly comprise lath martensites, which are arranged in a parallel form in the primary austenite grains, and δ ferrites, which are situated at the primary austenite grain boundaries and lath martensite interfaces. Some continuous and discrete δ ferrites are located at the fusion line of laser welding. The weld width, weld penetration, and the width of heat-affected zone (HAZ) increase with the increase of the heat input of the CMT filler welding. Moreover, the microstructural characteristics of the HAZ and FZ of laser backing welding gradually disappear. When the heat input of CMT filler welding is lower, the grains in the heat-affected laser welding fusion zone (HALWFZ) close to the filler welding fusion line exhibit an equiaxed shape because of the high temperature reheating. Furthermore, the size of the equiaxed grains decreases with the increase of distance to the filler welding fusion line. When the heat input of CMT filler welding is higher, the columnar grain microstructures in the laser welding fusion zone transfer into the larger equiaxed grains.

收稿日期: 2020-03-22; 修回日期: 2020-05-11; 录用日期: 2020-06-15

基金项目: 辽宁重大装备制造协同创新中心基金(DUT2017031)、高端控制阀产业技术协同创新中心基金(2018WZ003)

*E-mail: deng@dlut.edu.cn

Compared with the single laser welding, the hardness of the weld cross-section exhibits more uniform distribution in the horizontal direction after the filler welding. With the increase of heat input of filler welding, the average hardness of HALWFZ initially increases and then decreases. The average hardness of the filler welding fusion zone (FWFZ) is lower than that of the laser welding fusion zone (LWFZ). Moreover, the average hardness of the LWFZ presents the lowest value in the vicinity of the filler welding fusion line. After filler welding, the strength of laser backing welding area is higher than that of the base metal, whereas the strength of filler welding area is lower than that of the base metal. The impact toughness of laser backing welding area increases with the heat input of filler welding. Electrochemical corrosion results show that with the increase in the heat input, the corrosion potential of LWFZ initially increases and then decreases. The LWFZs before and after filler welding both exhibit a superior corrosion resistance than the base-metal substrate.

Key words laser technique; laser materials processing; laser backing welding; cold metal transfer; mechanical properties; corrosion resistance

OCIS codes 350.3390; 160.3900; 350.4600

1 引 言

叶轮是离心压缩机高速旋转的工作部件,其在使用中的受力状态较为复杂。FV520B 钢是一种新型沉淀硬化马氏体不锈钢,由英国 FV 材料研究所开发,它通过在马氏体不锈钢中加入 Cu 等沉淀硬化元素来实现弥散强化、固溶强化和相变强化的良好结合,具有高的强度和硬度,并且塑性、韧性、焊接性和耐蚀性良好,已被广泛用于压缩机叶轮(特别是焊接加工叶轮)的制造^[1-4]。叶轮经常在含有硫化物和氯化物的腐蚀环境下服役,这使得叶轮的性能和寿命会因应力、温度和腐蚀的共同作用而降低^[5-7]。

相比于传统熔焊,激光焊接具有热影响区窄、焊接变形小、深宽比大、焊接速度快和易于实现自动化等突出优势,已成为备受关注的焦点^[8-10]。许多学者^[11-16]从焊接形式、工艺参数、焊后组织和性能以及与其他方式复合焊接等多个方面对激光焊接进行了研究。随着激光焊接技术的日渐成熟,结合焊缝跟踪系统的远程激光焊接技术已被应用于小型叶轮的自动焊接中。冷金属过渡(CMT)技术是基于短路过渡的熔化极气体保护焊技术,该技术由于短路时的输出电流趋近于零,因而具有较小的热输入量;此外,在熔滴过渡时,焊丝回抽及电磁收缩力的作用可使熔滴顺利过渡到熔池中,极大地减少了飞溅的产生^[17-18]。

离心压缩机中常用的窄流道叶轮的流道较窄

(高度在 10 mm 左右),无法从流道内精确施焊,目前国内广泛采用的焊接方法是在叶轮盖盘外侧表面开槽,然后用手工非熔化极惰性气体保护电弧焊(TIG 焊)打底,再用送丝 TIG 焊或熔化极惰性气体保护焊(MIG 焊)对焊槽进行填充。这类传统焊接方法的热输入量较大,容易导致焊接部件整体变形,且不易实现自动化。

为了克服上述工艺的不足,本文采用激光打底焊结合 CMT 填充焊的焊接方式进行焊接试验。考虑到实际焊接部件的形状和焊后测试取样难度,本文将开槽焊窄流道叶轮叶片与盖盘的对接形式简化为两平板对接的形式,模拟叶轮激光打底焊结合 CMT 填充焊的焊接过程,并在焊后对焊接接头的微观组织特征、力学性能和耐蚀性进行分析,以期对叶轮的焊接工艺设计和性能评定提供一定参考。

2 试验材料与方法

2.1 焊接材料与设备

参考实际焊接部件的尺寸规格,将热轧 FV520B 钢板切割成 95 mm×95 mm×5 mm 的试板(母材)。选用 ER630 焊丝作为填充材料,焊丝直径为 1.2 mm。母材试板与焊丝的成分如表 1 所示,ER630 焊丝的成分接近 17-4PH 型马氏体沉淀硬化不锈钢,该钢与 FV520B 钢的成分和性能相近,因而适合作为填充材料。

表 1 母材试板和焊丝的化学成分

Table 1 Chemical composition of base metal plate and welding wire

Material	Mass fraction /%												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	V	Ti	Fe
FV520B	0.05	0.36	0.52	0.027	0.027	13.72	1.44	5.65	1.71	—	0.05	0.01	Bal.
ER630	0.02	0.56	0.65	0.02	<0.01	16.45	0.12	4.80	3.69	0.23	—	—	Bal.

图 1 为焊接设备,激光打底焊采用图 1(a)中的远程激光焊接系统,该系统中的激光器为

TRUMPF 公司生产的 TruDisk 6602 型碟片激光器,其主要参数如表 2 所示;激光头型号为 ALO3,



图 1 焊接设备。(a)远程激光焊接系统;(b) CMT 焊接设备

Fig. 1 Welding equipments. (a) Remote laser welding system; (b) CMT welding equipment

表 2 激光器的技术参数

Table 2 Laser equipment parameters

Parameter	Max laser power /kW	Laser beam quality /(mm·mrad)	Fiber diameter / μm	Laser wavelength /nm	Focal length /mm
Value	6.6	8.0	200	1030	533

固定于库卡 KR 120 R2700 extra HA 六轴机械臂上。填充焊采用图 1(b)中的 CMT 焊接设备,焊机为 Fronius 公司的 TPS2700 4R/Z CMT 型立式直流焊机,该焊机安装于 FANUC R30i 机械臂上。

2.2 试验过程

激光打底焊选用前期正交试验得到的优化参数(即激光功率为 4.2 kW,焊接速度为 35 mm/s,光

斑直径为 1.2 mm),接头未开坡口,保持两对接试板间隙为 0.2 mm。焊前需用酒精对试板待焊表面进行清洗,激光焊过程中以纯氩气作为保护气,气体流量为 10 L/min。激光对接焊完成后,在激光焊缝上表面进行单道次 CMT 堆焊(共进行了 4 次 CMT 堆焊试验)。进行单道次 CMT 堆焊的试验参数如表 3 所示。

表 3 单道次 CMT 填充焊的试验参数

Table 3 Experimental parameters of single CMT filler welding

No.	Current /A	Voltage /V	Welding speed / (cm·min ⁻¹)	Oscillating range /mm	Oscillating frequency /Hz	Dwell time on both sides /s	Rank of heat input
1#	147	17.5	28	1.5	1.5	0.005	3
2#	147	17.5	15	1.5	1.5	0.005	1
3#	159	17.5	28	1.5	1.5	0.005	2
4#	147	17.5	28	0	0	0	4

为了方便描述,将原激光焊熔化区、填充后激光焊熔化区和填充焊熔化区分别记为 OLWFZ、LWFZ 和 FWFZ。激光焊和 CMT 填充焊的焊缝示意图如图 2 所示(细虚线为原试板的位置,HAZ 为热影响区,BM 为母材区)。

CMT 填充焊完成后,用线切割在距起焊点 15 mm 的位置处切取焊缝试样,以避免起弧和收弧位置;然后对焊缝横截面进行打磨和机械抛光处理,随后选用 Marble's 试剂(50 mL H₂O + 50 mL HCl + 10 g CuSO₄)对试样进行腐蚀。采用 Olympus OLS4000 激光共聚焦显微镜和金相显微镜进行金相观察,选用附带能谱仪的 Zeiss Supra55

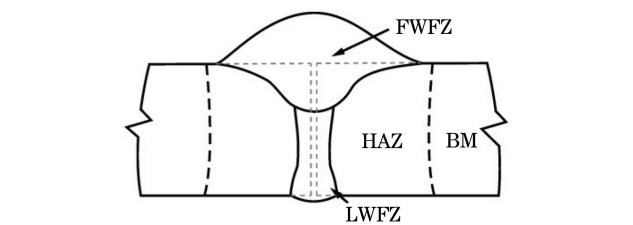


图 2 焊缝横截面示意图

Fig. 2 Schematic of weld cross-section

扫描电子显微镜进行微观组织和成分分析。采用 Shimadzu XRD-6000 衍射仪进行相组成分析,扫描步长为 0.02°,扫描速度为 2 (°)/min。采用型号为 MVC-1000B 的维氏硬度计进行显微硬度测试,加

载载荷为 2.94 N, 保压时间为 15 s。利用 CS300 电化学工作站测试试样的耐蚀性, 腐蚀溶液为 3.5% NaCl 溶液(溶液中 NaCl 的质量分数为 3.5%), 参比电极为封装在饱和 KCl 溶液中的 AgCl 电极, 极化曲线测试时的扫描速率为 2 mV/s, 环境温度为 15 °C。

拉伸试验在电子万能试验机上进行。在每条焊缝上端和下端各取一个厚度为 1 mm 的试样, 如图 3

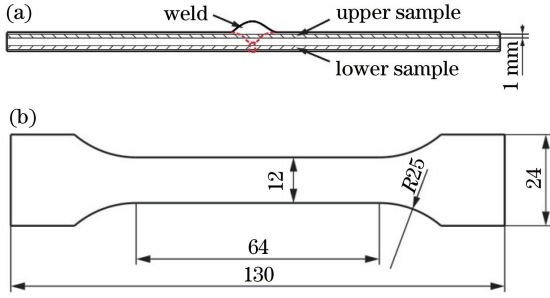


图 3 拉伸试样。(a)取样位置;(b)试样尺寸(单位:mm)

Fig. 3 Tensile sample. (a) Sampling position; (b) sample size (unit: mm)

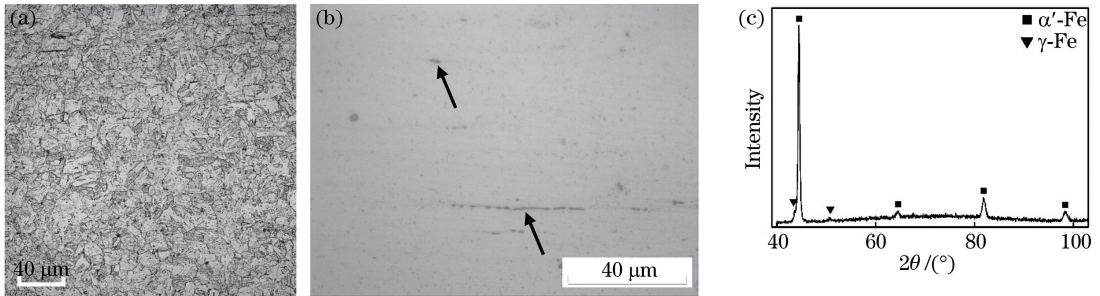


图 4 FV520B 钢母材的金相组织和 XRD 谱图。(a)母材经 Marble's 试剂腐蚀后的金相组织; (b)母材经 20%NaOH 溶液电解腐蚀后的金相组织;(c)母材的 XRD 谱图

Fig. 4 Metallographic structures and XRD pattern of FV520B steel base metal. (a) Metallographic structure of base metal etched by Marble's reagent; (b) metallographic structure of base metal after electrolytic corrosion in 20% NaOH solution; (c) XRD spectrum of base metal

图 5 为激光打底焊接头横截面不同位置的金相组织。如图 5(a)所示, 焊接接头明显可分为熔化区(FZ)、热影响区(HAZ)及母材区三个区域。图 5(b)和图 5(c)分别为熔化区靠近上部中心和边缘位置的金相组织, 熔化区上部中心位置的柱状原奥氏体晶粒和长条状(或蠕虫状) δ 铁素体近似沿垂直方向生长, 熔化区边缘的柱状晶较为粗大, 晶粒内为板条马氏体, 在晶界和马氏体板条界上分布着蠕虫状和长条状 δ 铁素体。图 5(d)和图 5(e)分别为熔化区中部中心和边缘位置的金相组织, 熔化区中部中心处的组织中不再有垂直生长的柱状晶, 靠近熔合线边缘位置处的 δ 铁素体较少, 越接近焊缝中心, δ 铁素体的数量越多。图 5(f)、图 5(g)和图 5(h)依次

所示, 然后按照 GB/T 228—2002《金属材料 室温拉伸试验方法》的要求将其加工成拉伸试样。采用夏比 V 型缺口冲击试样进行冲击韧性测试, 试样尺寸为 55 mm×10 mm×2.5 mm, 在每条焊缝上从下端取三个试样, 然后按照 GB/T 2650—2008《焊接接头冲击试验方法》将其加工成冲击试样, 冲击缺口取在焊缝上。

3 试验结果与讨论

3.1 激光打底焊对接焊缝的组织特征

图 4 为热轧 FV520B 钢试板的金相组织和 XRD 检测结果。由图 4(a)中可以看出, 原奥氏体晶粒呈等轴状, 晶粒内为低碳马氏体板条, 晶粒内和晶界上分布着细小的碳化物(灰色)。图 4(b)为母材经 NaOH 溶液(溶液中 NaOH 的质量分数为 20%)电解腐蚀后的金相组织, 可以看到黑色的 δ 铁素体(箭头处)呈条状和粒状。图 4(c)为 XRD 谱图, 可以看出, 母材中还含有少量残余奥氏体。

为焊缝中部粗晶热影响区(CGHAZ)、细晶热影响区(FGHAZ)和临界热影响区(ICHAZ)的金相组织。图 5(f)所示为熔合线附近 CGHAZ 的组织, 该处组织为尺寸较大的等轴晶, 晶粒内分布着板条马氏体和碳化物, 熔合线位置处是呈连续状和离散状的 δ 铁素体。在图 5(g)中, FGHAZ 内的等轴晶粒较 CGHAZ 中的更加细小, 碳化物均匀地离散分布。图 5(h)中 ICHAZ 内的碳化物发生了明显粗化, 该区域组织类似于回火组织。利用图像处理软件计算得到熔化区 δ 铁素体的体积分数平均约为 6%。据相关文献报道^[19-20], 焊缝中含有 5%~15% (体积分数)的 δ 铁素体可以阻止凝固裂纹的形成, 但过多的 δ 铁素体会降低材料的强度。

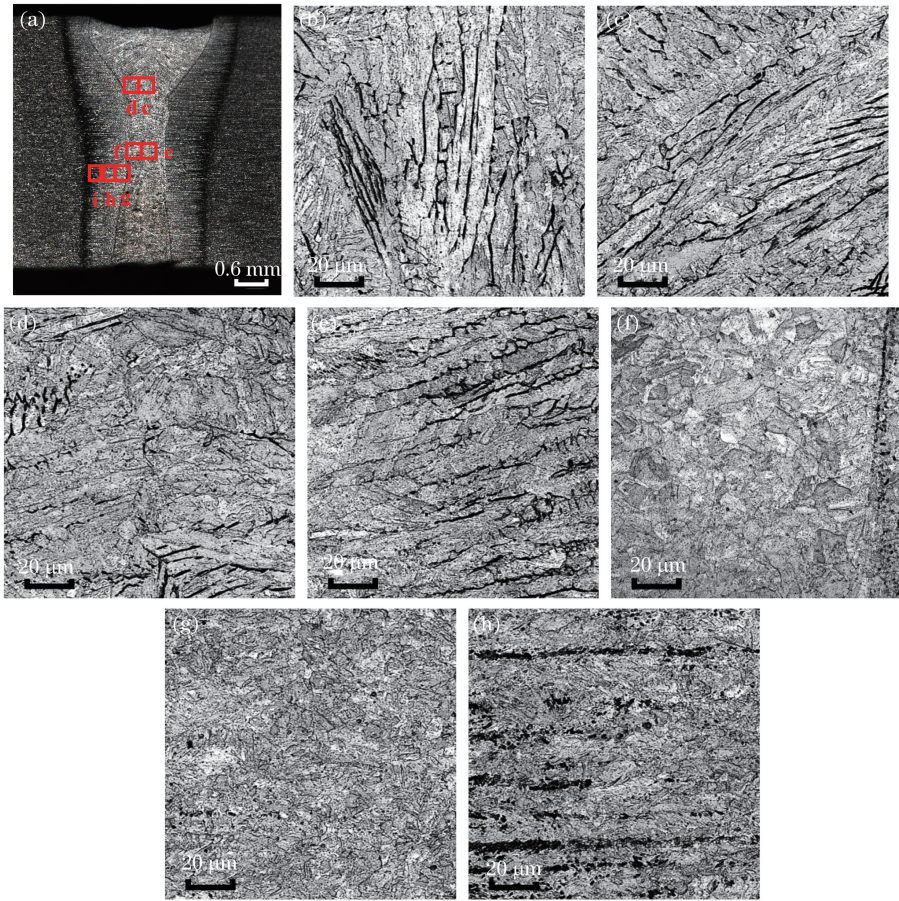


图 5 激光打底焊接头横截面不同区域的形貌。(a)整体形貌;(b)熔化区上部中心;(c)熔化区上部边缘;
(d)熔化区中部中心;(e)熔化区中部边缘;(f)粗晶热影响区;(g)细晶热影响区;(h)临界热影响区

Fig. 5 Morphologies of different areas on cross-section of laser backing welded joint. (a) Overall morphology; (b) center of upper fusion zone; (c) edge of upper fusion zone; (d) center of middle fusion zone; (e) edge of middle fusion zone; (f) coarse grain heat-affected zone; (g) fine grain heat-affected zone; (h) inter-critical heat-affected zone

3.2 CMT 填充焊对焊缝组织的影响

表 4 为激光打底焊后 CMT 填充焊焊缝的形貌和尺寸测量结果,可以看出,1#焊缝连续均匀,上、下表面均存在一定程度的氧化,激光打底焊熔化区和热影响区均包含在填充焊的热影响区内。相比于 1#焊缝,2#和 3#焊缝表面的氧化程度加剧,填充焊的熔宽、熔深和热影响区宽度均有所增加,其中 2#焊缝的增幅较大。2#焊缝的激光焊热影响区特征消失,LWFZ 柱状晶的特征也基本消失。上述现象均与热输入的增加有关。相比于 1#焊缝,4#焊缝的熔宽和热影响区宽度均有所减小,熔深变化不明显,余高增加。可见,加入摆动量更有利于填充焊缝的铺展。

图 6 给出了 1#焊缝横截面的金相组织,图 6 (a)为 100 倍下填充焊熔合线附近的组织形貌,紧靠 FWFZ 的 LWFZ 在填充焊过程中经历了峰值温度在相变温度以上、固相线以下的热循环作用,因而发

生了固态相变,将该区域称为受热影响的激光焊熔化区,并记为 HALWFZ。图 6 (b)为 500 倍下 FWFZ 的金相组织,可以看出其组织主要由 δ 铁素体和板条马氏体构成, δ 铁素体体积分数的平均值约为 16%,高于 OLWFZ 中 δ 铁素体的含量。这是因为填充材料中较高的 Cr 含量和较低的 Ni 含量增大了铬镍的含量比,使成分点向初析相为 δ 铁素体的方向偏移,凝固初始阶段形成较多的 δ 铁素体,导致凝固终了时未转变的 δ 铁素体含量增加^[19-20]。图 6 (c)为原激光焊 CGHAZ,该区域紧靠 FWFZ,在填充焊的影响下组织中的原奥氏体晶粒转变为等轴状,晶粒内为板条马氏体,激光焊后熔合线处呈断续链状分布的 δ 铁素体在二次加热作用下减少。图 6 (d)为与 FWFZ 相邻的 HALWFZ 的金相组织,其中 OLWFZ 原奥氏体晶粒的柱状晶特征消失,转变为较大的等轴晶,紧靠熔合线处的原奥氏体晶粒由 HALWFZ 向 FWFZ 一侧外延生长。图 6 (e)为与

表 4 填充焊缝的形貌和尺寸

Table 4 Appearance and size of filler weld

Sample number	Surface morphology	Cross-section morphology	Weld width/mm	Weld penetration/mm	Width of HAZ+FZ/mm
1#	Front of weld 		10.2	2.37	13.51
	Back of weld 				
2#	Front of weld 		12.1	2.85	22.29
	Back of weld 				
3#	Front of weld 		10.7	2.36	14.92
	Back of weld 				
4#	Front of weld 		9.2	2.36	12.78
	Back of weld 				

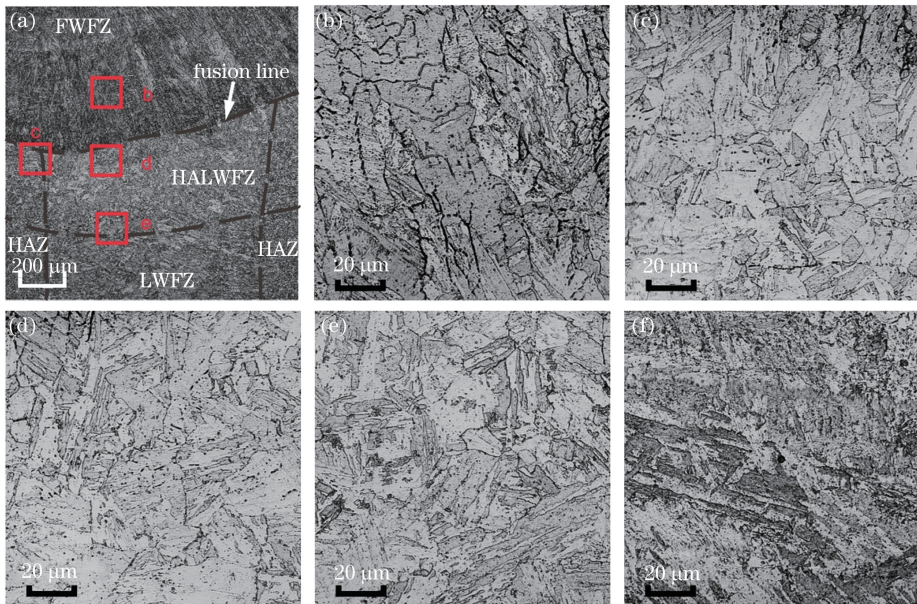


图 6 1# 焊缝横截面不同区域的金相组织。(a) 填充焊熔合线附近；(b) FWFZ；(c) 激光焊热影响区；(d) 紧靠 FWFZ 的 HALWFZ；(e) 与 FWFZ 相距较远的 HALWFZ；(f) 靠近下表面的 LWFZ

Fig. 6 Metallographic structures of different zones on cross-section of 1# weld. (a) At the vicinity of fusion line of filler welding; (b) FWFZ; (c) HAZ of laser welding; (d) HALWFZ near FWFZ; (e) HALWFZ far from FWFZ; (f) LWFZ near weld bottom

FWFZ 相距较远的 HALWFZ 的金相组织, 该组织为较小的等轴晶。图 6(f) 为靠近焊缝底部的

LWFZ, 该区域基本保持了 OLWFZ 的柱状晶特征。相比于图 6(d) 和图 6(e) 所示的两个区域, LWFZ 中

的碳化物更多。图 6(d)、图 6(e)和图 6(f)所示的三个区域的组织转变与填充焊的二次加热有关^[21], HALWZF 二次加热时经历的温度较高,奥氏体晶粒转变为等轴状,并且越靠近熔合线,经历高温的时间越长,奥氏体晶粒越容易长大;随着到熔合线距离的增大,二次加热的峰值温度降低,在靠近焊缝底部的 LWFZ,加热温度仅相当于低温回火的温度,因此析出了较多碳化物。

图 7 为 2# 焊缝横截面的金相组织。如图 7(a)所示,2# 焊缝的组织结构与 1# 焊缝相似,不同的

是,2# 焊缝的整个 LWFZ 因受到较高峰值温度的热循环作用而成为 HALWZF。2# 焊缝 FWFZ 的柱状原奥氏体晶粒和 δ 铁素体相对于 1# 焊缝更粗。图 7(c)、7(d)所示区域分别为紧靠 FWFZ 和距 FWFZ 较远的 HALWZF,它们的组织与 1# 焊缝相似,只是原奥氏体晶粒更大,马氏体板条粗化。图 7(e)为填充焊热影响区的金相组织,与填充焊前相比,填充焊后粗化的碳化物溶解,原奥氏体晶粒转变为较大的等轴晶。图 7(f)为靠近底部的 LWFZ,其组织也全部转变为等轴晶。

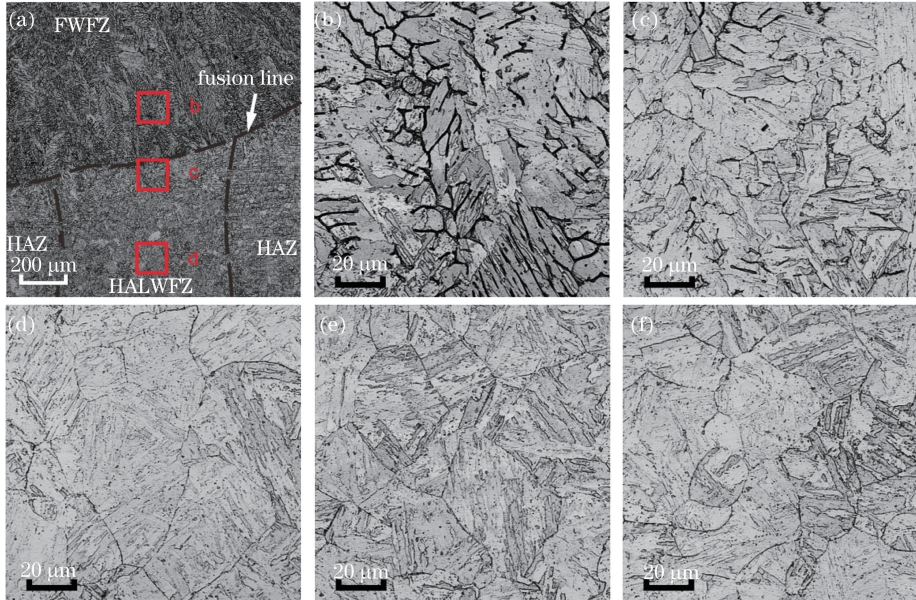


图 7 2# 焊缝横截面不同区域的金相组织。(a)熔合线附近;(b) FWFZ;(c)紧靠 FWFZ 的 HALWZF;(d)距 FWFZ 较远的 HALWZF;(e)填充焊热影响区;(f)靠近下表面的 LWFZ

Fig. 7 Metallographic structures of different zones on cross-section of 2# weld. (a) At the vicinity of fusion line; (b) FWFZ; (c) HALWZF near FWFZ; (d) HALWZF far from FWFZ; (e) HAZ of filler welding; (f) LWFZ near weld bottom

图 8 为 OLWZF 和填充焊后 LWFZ 的 XRD 结果,可以看出,激光打底焊和 CMT 填充焊后,激光焊区域的残余奥氏体消失,只存在马氏体组织。

图 9 为 1# 焊缝熔合线附近的 SEM 照片和 X

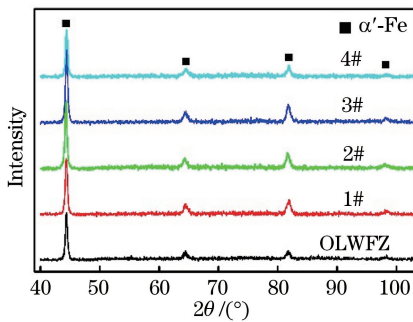


图 8 CMT 填充焊前后激光熔化区的 XRD 谱图

Fig. 8 XRD patterns of laser welding fusion zone before and after CMT filler welding

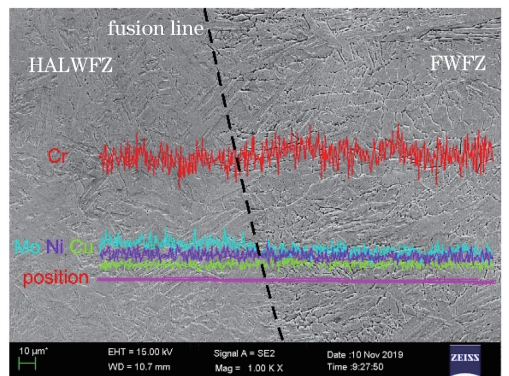


图 9 1# 焊缝熔合线附近区域的 EDS 线扫描结果

Fig. 9 EDS line-scanning results of the area near fusion line of 1# weld

射线能谱分析(EDS)线扫描结果。与 FWFZ 相比, HALWZF 中的 Mo 含量略高,Cu、Cr 含量略低,Ni 含量相近;熔合线附近元素存在过渡而非突变,说明

焊缝实现了良好的冶金结合。

3.3 焊缝的力学性能和耐蚀性

图 10 为不同填充焊参数下焊缝横截面的硬度分布,表 5 给出了各区域对应的维氏硬度的平均值。图 10(a)所示为焊缝横截面水平方向上的硬度分布曲线,对于未进行 CMT 填充焊的原激光焊缝,熔化区的平均硬度低于母材而高于热影响区,热影响区出现了较为明显的软化现象。与之相比,填充焊后各区域硬度分布得更加均匀。随着填充焊热输入的增加,HALWFZ 的平均硬度先增大后减小。对于马氏体沉淀硬化不锈钢,弥散 Cu 的析出和晶粒尺寸都会对显微硬度产生影响^[22]。热输入不同,其影响的程度也不相同,4# 试样的热输入低,弥散 Cu 析出得较慢,因而硬度较低;3# 焊缝的热输入较高,

弥散 Cu 析出得较快,因而硬度最高;2# 焊缝的热输入最高,尽管第二相析出速度快,但晶粒和第二相均易粗化,导致硬度下降。图 10(b)为焊缝横截面垂直方向上的硬度分布曲线,如图所示,FWFZ 的硬度显著低于 LWFZ,这可能与 FWFZ 中 δ 铁素体的含量较高以及晶粒尺寸粗大有关。随着距填充焊熔合线距离增加,每种参数下 LWFZ 的硬度均大致呈现出先降低后升高的趋势,在距熔合线 0.2~0.5 mm 范围内出现了硬度的最低值。结合金相组织观察推断,硬度的降低与该区域晶粒转变为等轴晶并发生长大有关。填充焊热输入较大的 2# 和 3# 焊缝 LWFZ 的硬度均高于 OLWFZ,而填充焊热输入较小的 1# 和 4# 焊缝激光焊熔化区的硬度与原激光焊焊缝硬度相当。

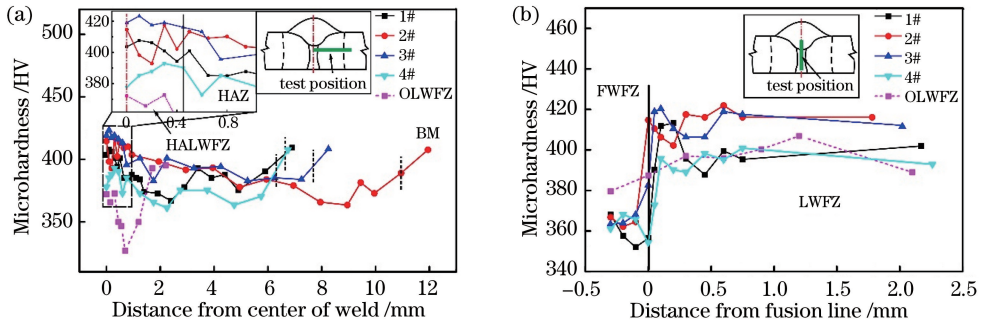


图 10 不同 CMT 填充焊参数下焊缝横截面的硬度分布。(a)水平方向;(b)竖直方向

Fig. 10 Microhardness profiles on weld cross-section under various CMT welding parameters.

(a) At horizontal direction; (b) at vertical direction

表 5 焊缝显微硬度的平均值

Table 5 Average microhardness of welds

Sample	Direction	Average microhardness /HV		
		HAZ		
		HALWFZ (excluding HALWFZ)	FWFZ	—
1#	Horizontal	402.5	383.4	—
	Vertical	—	—	359.2
2#	Horizontal	405.1	388.8	—
	Vertical	—	—	364.5
3#	Horizontal	419.0	393.2	—
	Vertical	—	—	365.1
4#	Horizontal	386.8	371.3	—
	Vertical	—	—	365.0

图 11 为拉伸试验后得到的断裂试样。在所选 4 组焊接参数下,取自焊缝上端位置(CMT 焊缝)的拉伸试样均在焊缝处断裂,而取自焊缝下端(激光焊缝)的拉伸试样均断裂于母材区。这表明填充焊接头的强度低于母材,而激光焊接头的强度高于母材。

表 6 展示了焊缝和母材的拉伸性能及冲击强度。

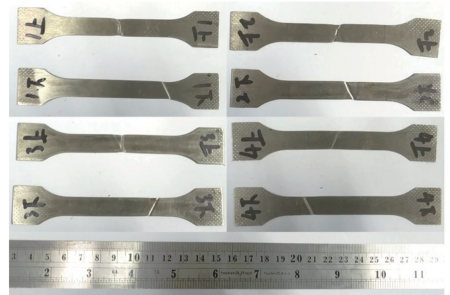


图 11 拉伸断裂试样

Fig. 11 Samples after tensile test

与原始母材相比,填充焊后焊缝附近区域母材的强度、屈强比及延伸率有所降低,抗拉强度降低了 6.2%~11.6%,屈服强度降低了 13.8%~17.3%。这可能与填充焊长时间的热输入导致母材回火有关。在所选的 4 组焊接参数下,取自焊缝上端和下端试样的抗拉强度的最大波动区间分别为 7.1%和 6.1%,屈服强度的最大波动区间分别为 4.3%和 8.7%。这表明 CMT 填充焊热输入对激光打底焊缝区屈服强度的影响较大,而对 CMT 自身填充区屈服强度的影

响较小。在 3# 焊缝对应的参数下可获得相对较高的强度。CMT 填充焊后激光焊缝区的冲击韧性随填充焊热输入的升高而增大,且均高于母材。结合金相

组织分析其原因可以发现,随着填充焊热输入增加,激光焊区域的组织由柱状晶转变为等轴晶,碳化物减少,组织更加均匀,因此冲击强度增大。

表 6 焊缝和母材的拉伸性能及冲击强度

Table 6 Tensile properties and impact strength of welds and base metal

Sample	Sampling position	Tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Yield ratio	Elongation/%	Impact energy /J
1#	Upper	990	858	0.87	7.3	47
	Lower	1160	997	0.86	7.3	
2#	Upper	1050	872	0.83	9.0	52
	Lower	1170	1003	0.86	8.2	
3#	Upper	1060	933	0.88	8.8	51
	Lower	1220	1040	0.85	8.2	
4#	Upper	1050	916	0.87	7.9	46
	Lower	1150	998	0.87	7.9	
BM		1301	1206	0.93	8.8	45

图 12 为取自 1# 和 2# 焊缝上、下端的拉伸试样的断口形貌。从高倍下的扫描照片可以看出,4 个拉伸试样的断口形貌均表现为韧窝特征,试样发

生了塑性断裂。取自 1# 和 2# 焊缝下端的拉伸试样断裂于母材处,其低倍断口表面存在较多孔洞,部分孔洞中还保留着较大的第二相颗粒(如箭头所

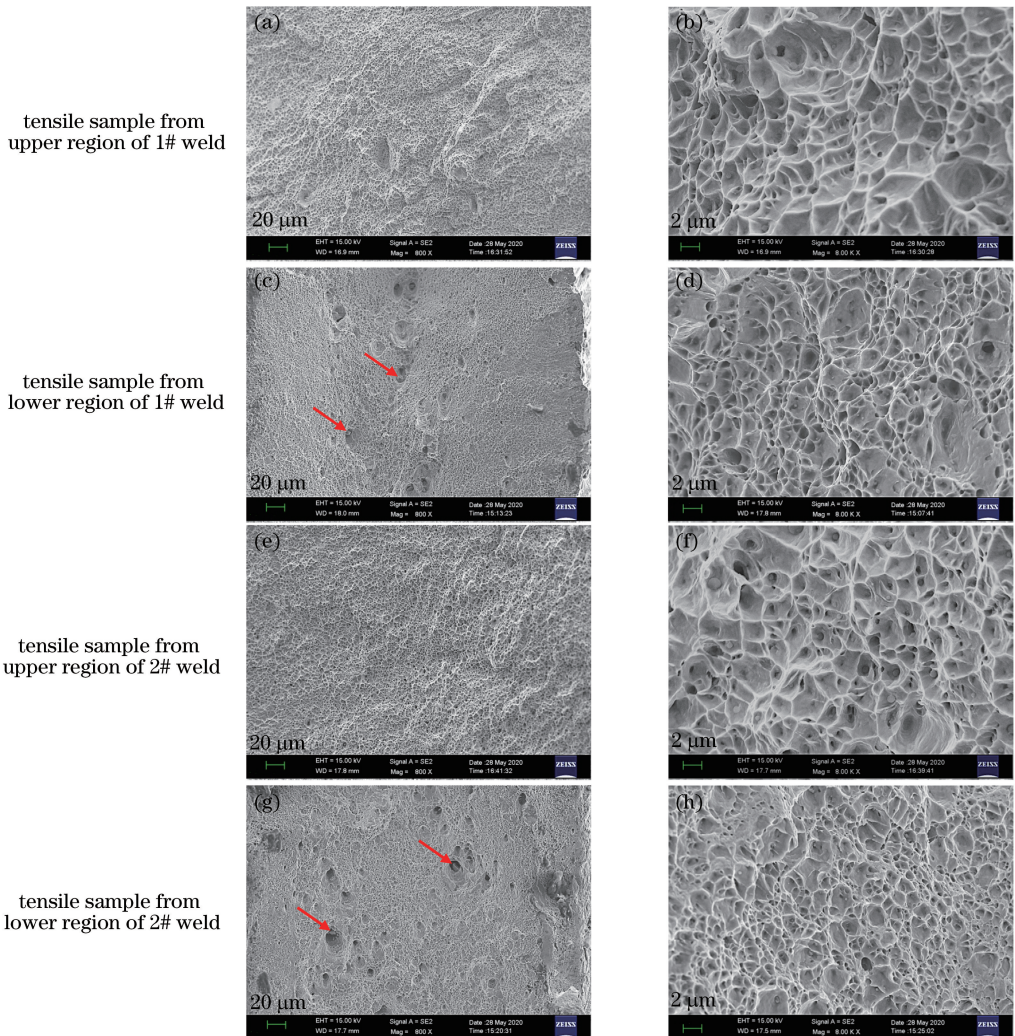


图 12 拉伸试样的断口形貌

Fig. 12 Fracture morphologies of tensile samples

示),推测这些孔洞是由母材中存在的较大的第二相颗粒造成的;由于母材未经历焊接热作用,因此其韧窝的平均尺寸较小,深度也略浅。

图 13 为母材、OLWFZ 和不同参数 CMT 填充焊后 LWFZ 的极化曲线,表 7 为各区域的电化学腐蚀参数(b_a 为阳极 Tafel 斜率, b_c 为阴极 Tafel 斜率)。由图 13 可以看出:随着热输入增加,LWFZ 的腐蚀电位先升高后降低;相比于母材,OLWFZ 和 LWFZ 的腐蚀电位均有所提升,腐蚀速率降低,表明其耐蚀性提高,这与组织的均匀性有关^[21]。母材经过热轧后晶粒较小,含有呈断续链状分布的 δ 铁素体和较多的碳化物,晶界、第二相相界均有可能成为率先腐蚀的位置;激光焊和填充焊后,受到峰值温

度较高的热循环作用,组织分别转变为均匀的柱状晶和较大的等轴晶,碳化物数量减少,因而耐蚀性提高。

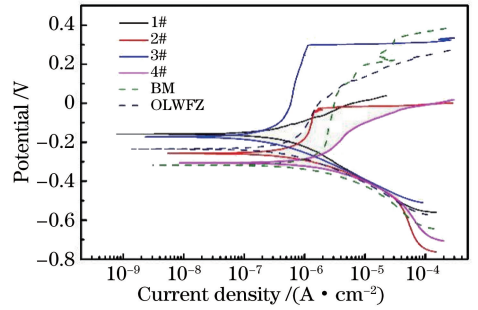


图 13 母材、OLWFZ 和 LWFZ 的极化曲线

Fig. 13 Polarization curves of BM, OLWFZ and LWFZ

表 7 电化学腐蚀参数

Table 7 Electrochemical corrosion parameters

Sample	b_a /mV	b_c /mV	Self-corrosion potential /V	Self-corrosion current density /($A \cdot cm^{-2}$)	Corrosion rate / ($mm \cdot a^{-1}$)
1#	94.5	90.5	-0.15756	1.9192×10^{-7}	0.00224
2#	347.6	106.8	-0.25713	6.0156×10^{-7}	0.00701
3#	424.4	134.2	-0.17275	2.6346×10^{-7}	0.00307
4#	312.3	124.2	-0.30603	1.3457×10^{-6}	0.00440
BM	247.3	100.6	-0.31666	9.4410×10^{-7}	0.01101
OLWFZ	269.7	122.1	-0.23388	4.3803×10^{-7}	0.00511

4 结 论

FV520B 马氏体不锈钢激光打底焊熔化区组织主要包括柱状原奥氏体晶粒内平行排布的板条马氏体,以及分布于原奥氏体晶界和马氏体板条界的 δ 铁素体;激光焊熔合线位置存在呈连续和离散状分布的 δ 铁素体。

随着 CMT 填充焊热输入的增加,激光焊热影响区特征和 LWFZ 柱状晶特征逐渐消失。填充焊热输入较低时,熔合线附近 HALWFZ 的晶粒变为等轴状,晶粒内为板条马氏体和少量碳化物;随着距熔合线距离的增加,等轴晶变小,靠近下端的 LWFZ 晶粒仍保持柱状晶。填充焊热输入较高时,LWFZ 全部转变为尺寸较大的等轴晶。

填充焊后焊缝各区域在水平方向上的硬度分布得更加均匀,在竖直方向上 FWFZ 的平均硬度低于 LWFZ;随着距熔合线距离增加,LWFZ 的硬度大致呈先降低后升高的趋势,靠近熔合线的 LWFZ 存在硬度的最低值。填充焊后,激光焊缝区的强度大于母材,填充焊缝区的强度小于母材。随着填充焊热输入的升高,激光焊缝区的冲击韧性增大。CMT 填充焊热输入对激光打底焊缝区的屈服强度影响较

大,而对自身填充焊区的屈服强度影响较小。

电化学腐蚀试验结果表明,随着热输入增加,LWFZ 的腐蚀电位先升高后降低,OLWFZ 和填充焊后 LWFZ 的耐蚀性均高于母材。

参 考 文 献

[1] Xu B S, Fang J X, Dong S Y, et al. Heat-affected zone microstructure evolution and its effects on mechanical properties for laser cladding FV520B stainless steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52 (1): 1-9.
徐滨士, 方金祥, 董世运, 等. FV520B 不锈钢激光熔覆热影响区组织演变及其对力学性能的影响[J]. 金属学报, 2016, 52(1): 1-9.

[2] Fang J X. Evolution and control of stress during laser cladding forming of martensitic stainless steel[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016: 1-8.
方金祥. 激光熔覆成形马氏体不锈钢应力演化及调控机制[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.

[3] Fan J L, Guo X L, Wu C W, et al. Fatigue performance of cruciform welded joints of FV520B steel [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(7): 76-81.
樊俊铃, 郭杏林, 吴承伟, 等. FV520B 钢十字焊接

- 接头的疲劳性能[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(7): 76-81.
- [4] Niu J, Dong J M, Xue J, et al. Analysis of mechanical properties of FV520(B) stainless steel and 18CrMnMoV steel welded joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2006, 27(12): 101-104.
牛靖, 董俊明, 薛锦, 等. FV520(B)与 18CrMnMoV 焊接接头力学性能分析[J]. 焊接学报, 2006, 27(12): 101-104.
- [5] Pan J Y, Xiang L H, Chen S Y, et al. Experimental study on electrochemical corrosion of FV520B in natural gas environment [J]. Results in Physics, 2017, 7: 4405-4411.
- [6] Sun J, Chen S Y, Qu Y P, et al. Review on stress corrosion and corrosion fatigue failure of centrifugal compressor impeller [J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2015, 28(2): 217-225.
- [7] Wu Q, Chen X D, Fan Z C, et al. Corrosion fatigue behavior of FV520B steel in water and salt-spray environments [J]. Engineering Failure Analysis, 2017, 79: 422-430.
- [8] Katayama S, Kawahito Y, Mizutani M. Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects [J]. Physics Procedia, 2010, 5: 9-17.
- [9] Zou Z D. Welding handbook [M]. 3rd ed. Beijing: China Machine Press, 2008: 514-516.
邹增大. 焊接手册[M]. 3 版. 北京: 机械工业出版社, 2008: 514-516.
- [10] Hao K D, Gong M C, Pi Y M, et al. Effect of Ni content on rolling toughness of laser-arc hybrid welded martensitic stainless steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 251: 127-137.
- [11] Nekouie Esfahani M R, Coupland J, Marimuthu S. Microstructural and mechanical characterisation of laser-welded high-carbon and stainless steel[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 80(5/6/7/8): 1449-1456.
- [12] Khan M M A, Romoli L, Fiaschi M, et al. Experimental investigation on laser beam welding of martensitic stainless steels in a constrained overlap joint configuration [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(10): 1340-1353.
- [13] Zhou H M, Li Z L, Mu N, et al. Effect of line energy on microstructure and properties of high strength steel joints by laser filler wire welding[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(3): 031401.
周海铭, 李柘林, 牟楠, 等. 线能量对高强钢激光填充丝接头组织及性能影响[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(3): 031401.
- [14] Cao Y, Zhao L, Peng Y, et al. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of laser welded medium Mn steel joints[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(11): 1102008.
曹洋, 赵琳, 彭云, 等. 热输入对激光焊中锰钢接头组织和力学性能的影响[J]. 中国激光, 2018, 45(11): 1102008.
- [15] Bahrami Balajaddeh M, Naffakh-Moosavy H. Pulsed Nd:YAG laser welding of 17-4 PH stainless steel: microstructure, mechanical properties, and weldability investigation [J]. Optics & Laser Technology, 2019, 119: 105651.
- [16] Gu S Y, Liu Z J, Zhang P L, et al. Appearances and formation mechanism of welds in high-strength steels by high speed laser-arc hybrid welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(12): 1202007.
顾思远, 刘政君, 张培磊, 等. 高速激光电弧复合焊接高强钢焊缝的形貌及成形机理[J]. 中国激光, 2018, 45(12): 1202007.
- [17] Lu H. CMT welding technology of thick aluminum alloy plates for high speed train[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(4): 75-78.
路浩. 高速列车用厚板铝合金 CMT 焊接工艺[J]. 焊接学报, 2015, 36(4): 75-78.
- [18] Meng Q L. Study on the welding process of stainless steel sheet by cold metal transfer (CMT) [D]. Changchun: Jilin University, 2015: 1-12.
孟庆亮. 不锈钢薄板冷金属过渡焊焊接(CMT)工艺研究[D]. 长春: 吉林大学, 2015: 1-12.
- [19] Kou S. Welding metallurgy [M]. Hoboken, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- [20] Lippold J C, Kotecki D J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels [M]. Hoboken, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2005: 203-216.
- [21] Zhang X, Mi G Y, Xiong L D, et al. Effects of interlaminar microstructural inhomogeneity on mechanical properties and corrosion resistance of multi-layer fiber laser welded high strength low alloy steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 252: 81-89.
- [22] Wang Z M, Li H, Shen Q, et al. Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel[J]. Acta Materialia, 2018, 156: 158-171.