

# 球墨铸铁 QT500 与合金钢 20MnCr5 同轴双激光焊接工艺及组织性能研究

陈帅帅<sup>1</sup>, 张文东<sup>1</sup>, 刘祥环<sup>2</sup>, 陈启云<sup>2</sup>, 李博洋<sup>1</sup>, 崔双好<sup>2</sup>, 刘黎明<sup>1</sup>, 王红阳<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>大连理工大学材料科学与工程学院辽宁省先进连接技术重点实验室, 辽宁 大连 116024;

<sup>2</sup>株洲齿轮有限责任公司, 湖南 株洲 412000

**摘要** 针对球墨铸铁与合金钢异种材料焊接界面容易形成碳偏聚进而产生裂纹的问题,通过采用连续-脉冲同轴双激光焊接工艺及填充镍基合金焊丝,实现了 QT500 与 20MnCr5 的优质焊接。研究了同轴双激光中不同脉冲激光功率(360、400、440、480 W)对焊缝成形质量的影响规律,讨论了激光作用位置向钢侧偏移(偏移量)对焊接接头界面碳元素偏聚现象的影响机制,对焊接接头力学性能、金相组织及硬度分布进行了综合分析。结果表明:同轴双激光焊接工艺可用于球墨铸铁与合金钢的焊接,球墨铸铁侧的热输入对焊缝的成形质量及力学性能的影响较为显著;由于球墨铸铁侧莱氏体及马氏体的析出,断裂主要发生在该侧的熔合区;在保证熔深稳定的前提下,分别研究了不同偏移量(0.1、0.2、0.3 mm)对接头的影响,激光作用位置向钢侧偏移能够有效减小球墨铸铁侧的热输入,避免碳元素过度偏聚,力学性能得到相应的提升,断裂位置向热影响区移动,焊缝接头的强度得到优化。

**关键词** 激光技术; 连续-脉冲双激光; 球墨铸铁; 合金钢; 镍基合金

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL231150

## 1 引言

环境问题一直以来是人们关注的重点问题,可通过减少部件重量来实现减少排放,提高能源利用率。球墨铸铁因其密度相对较低,并能提供较强的抗拉强度,被广泛应用于汽车制造中的曲轴、差速器壳体等零件上<sup>[1-2]</sup>。20MnCr5 是一种合金钢,具有较好的强度及韧性,可应用于齿轮、轴体等部件上。如何将轴体与齿轮材料进行连接是一个重要的研究问题,目前二者连接的方式主要有:1)通过螺栓将轴体与齿轮进行连接;2)采用焊接的方式,对两者进行装配<sup>[3]</sup>。通过螺栓进行连接时,轴体与齿轮在螺纹位置需加厚处理,故装配后的总质量普遍变大,不利于轻量化设计<sup>[4]</sup>。采用焊接的方法对两者进行装配,是一种新兴的连接方法,轴体和齿轮螺纹孔的去除减少了零件加工工序,在保证零件强度的条件下,可以在一定程度上减少壁厚,零件总质量以及成本能够得到一定的优化。

由于球墨铸铁与合金钢之间的热物性差异较大,接头性能较差,球墨铸铁侧的高碳含量极易导致碳元素在二者的焊接界面上偏聚,并形成微裂纹,显著提高了焊接难度。针对球墨铸铁的焊接性研究,国内外学者采用摩擦焊的连接方法。Mitelea 等<sup>[5]</sup>在球墨铸铁与

低碳钢的摩擦焊接研究中发现,由于温度的提升,碳元素发生扩散,在结合界面上形成一层新的石墨膜,故力学性能降低。万幸芝等<sup>[6]</sup>使用感应钎焊连接工艺对 42CrMo 钢与球墨铸铁展开了研究,获得的焊接接头抗拉强度为 391 MPa,其工艺要求较高且难应用于大型构件。冯雪等<sup>[7]</sup>对 QT400-18A 球墨铸铁的焊接工艺进行了研究,在焊接过程中白口倾向过大,应采用镍基铸铁焊条,使奥氏体区范围扩大,与铁以任意比例进行相互固溶,增大碳元素的溶解度<sup>[8-9]</sup>,在一定程度上减小焊接应力。

激光焊接由于其能量集中、焊接穿透能力强,得到的接头热影响区小、焊缝的深宽比高<sup>[10-11]</sup>,适用于球墨铸铁的焊接。郑世卿等<sup>[12]</sup>采用激光-熔化极惰性气体(MIG)电弧复合热源对球墨铸铁与不锈钢进行了焊接,接头对电弧的热输入较为敏感,且仍有大量的莱氏体生成。Weng 等<sup>[13]</sup>研究了球墨铸铁的激光熔覆及其界面行为,发现激光束热影响区窄,能够在最低程度上减少母材吸收的激光热量,从而降低脆性莱氏体和碳化物的影响。洪妙等<sup>[14]</sup>使用激光焊接研究了工艺参数对球墨铸铁和低碳钢焊接的影响,基于填充镍基材料,在 4250 W 的焊接功率和 2.4 m/min 的焊接速度条件下得到了无裂纹、力学性能较好的焊接接头。Shi 等<sup>[15]</sup>

收稿日期: 2023-08-29; 修回日期: 2023-10-09; 录用日期: 2023-11-20; 网络首发日期: 2023-12-12

基金项目: 国家自然科学基金(52375308, 51975090)

通信作者: \*wang-hy@dlut.edu.cn

使用激光焊接对球墨铸铁与钢进行了焊接试验,通过去除表面石墨,获得了内部无气孔和裂纹缺陷的焊缝。

目前,用于球墨铸铁和钢的焊接的激光束主要为连续激光,需在高焊速下使用功率较大的激光器,对设备要求较高。双激光束焊接已经成为一种新兴的激光焊接技术<sup>[16]</sup>,檀财旺等<sup>[17]</sup>通过镁/镀锌钢异种合金的单、双光束激光熔钎焊特性研究发现,双光束能够改善钎料的润湿铺展性能,提高焊接参数的适应性和焊接过程的稳定性。李俐群等<sup>[18]</sup>在 AZ31B 镁合金/不锈钢异种合金双光束激光熔钎焊特性研究中发现,采用双光束激光填丝熔钎焊方法焊接镁合金/不锈钢能够获得较好的焊缝成形,焊接工艺范围较宽,焊接过程的稳定性较高,几乎无气孔缺陷。

本文提出了一种采用连续-脉冲同轴双激光束复合焊接方法,脉冲激光搅拌熔池能够有效改善焊缝的表面质量、减小或避免气孔的产生<sup>[19]</sup>,焊缝的硬度和中

心线开裂敏感性也降低<sup>[20]</sup>。由于脉冲激光的加入,在一定熔深的焊接要求下,激光的输入功率降低,从而球墨铸铁的焊接性可以得到进一步改善。故本文采用连续-脉冲同轴双激光焊接技术对球墨铸铁与合金钢的焊接进行了探究,旨在通过同轴双激光焊接技术改善界面碳元素的偏聚,避免焊接裂纹,提高强化接头性能。通过观察焊缝不同区域的微观组织特征,分析了焊缝微观组织与力学性能的关系。

## 2 试验材料与方法

本研究中球墨铸铁选用 QT500-7 铁素体型球墨铸铁,抗拉强度为 510 MPa;合金钢选用 20MnCr5,由珠光体及铁素体组成,抗拉强度为 1450 MPa,金相组织如图 1 所示。采用直径为 1.0 mm 的 ERNiCr-3 镍铬铁合金焊丝作为填充材料。母材金属与填充焊丝的化学成分如表 1 所示。

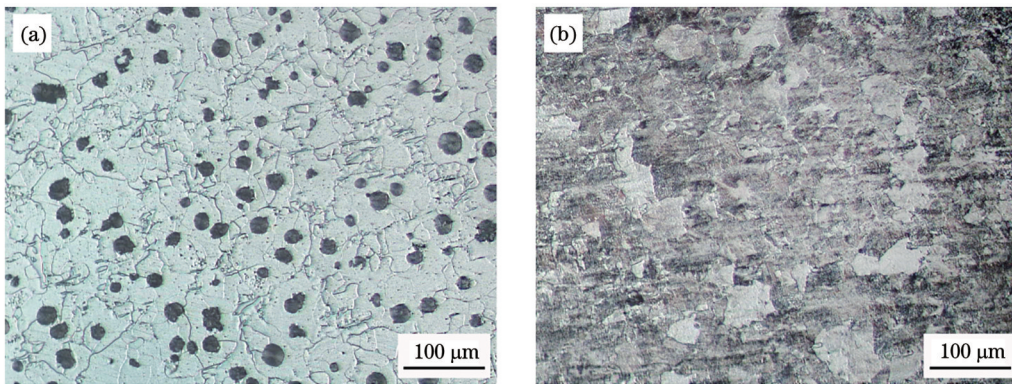


图 1 母材金相组织。(a) QT500-7;(b) 20MnCr5

Fig. 1 Metallographic structures of base materials. (a) QT500-7; (b) 20MnCr5

表 1 母材与焊丝的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of base metal and welding wire (mass fraction, %)

Material	C	Si	Mn	S	P	Ni	Re	Nb+Ta	Fe
QT500-7	3.550-3.850	2.320-2.860	<0.600	<0.025	<0.080	-	0.030-0.050	-	Bal.
20MnCr5	0.170-0.220	≤0.250	1.100-1.500	0.010-0.030	≤0.030	-	-	-	Bal.
ERNICR-3	≤0.100	≤0.500	2.500-3.500	≤0.015	≤0.030	≥67.000	-	2.000-3.000	Bal.

QT500-7 及 20MnCr5 板材的尺寸为 100 mm×60 mm×4 mm,采用额定功率为 2000 W 的连续激光器及 800 W 的脉冲激光器同轴复合作为焊接热源。两侧母材预制坡口处理,坡口角度为 10°。使用夹具将双激光复合热源装置和送丝装置进行固定,调节激光束轴线和待焊平面垂直,调节送丝装置使得焊丝与待焊平面之间的夹角为 18°;为减小激光作用范围,改变激光器与待焊平面的垂直距离,使激光束作用于被焊工件上的离焦量为 0 mm,此时激光光斑作用半径为 0.5 mm。焊接整体装置结构如图 2 所示。

通过控制系统对焊接速度及焊接路径进行编程调

控,焊接速度为设定值 250 mm/min,送丝速度为设定值 900 mm/min;采用 99%(体积分数)工业氩气作为保护气,焊缝保护气及激光器镜头保护气流量均设定为 15 L/min。研究中,根据焊缝成形质量与强度情况,对脉冲激光功率及激光作用位置参数进行探究。在确定连续激光功率后,以 40 W 为梯度,调节脉冲激光功率,探究脉冲激光电流对焊缝成形的影响,其中,连续激光功率为 1500 W,脉冲激光脉宽为 3.0 ms,频率为 40 Hz。在确定最佳连续-脉冲激光功率组合后,以向钢侧母材方向的 0.1 mm 偏移量为梯度,通过改变激光作用位置,进一步优化焊缝强度。

在焊接试验准备阶段,使用钢丝刷及无水乙醇

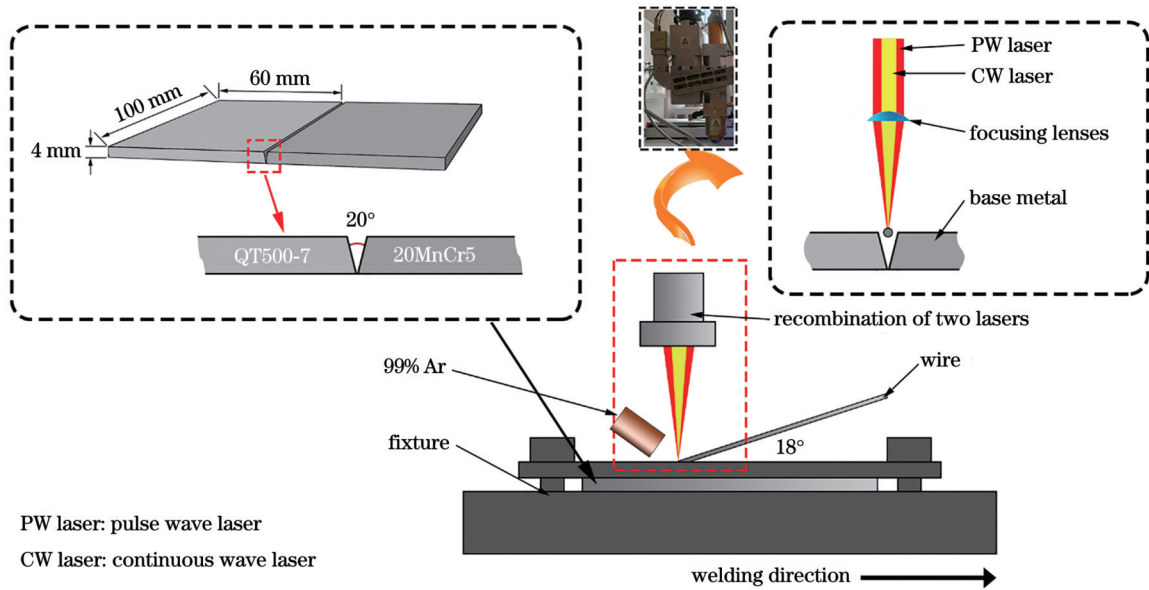


图 2 焊接装置结构示意图

Fig. 2 Schematic of welding device structure

对板材进行清理,去除表面铁锈及油脂等杂质。焊接试验完成后,使用硝酸乙醇溶液腐蚀焊缝截面,腐蚀时间为 4 s,通过金相显微镜观察焊缝组织变化;

利用显微硬度仪分析焊缝不同位置处的显微硬度值,利用拉伸试验机进行力学性能测试,拉伸样及尺寸如图 3 所示。

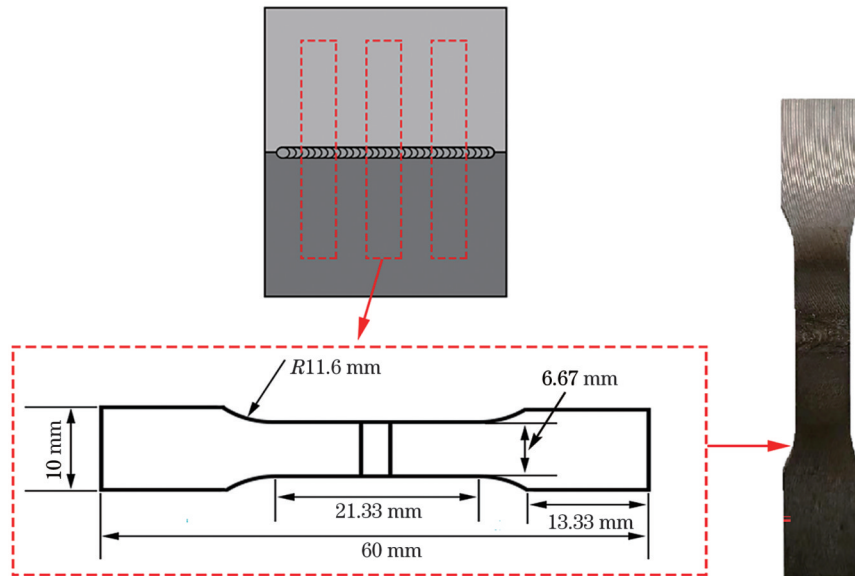


图 3 拉伸取样位置及拉伸样尺寸

Fig. 3 Tensile sampling position and tensile sample size

### 3 试验结果及分析

#### 3.1 脉冲激光对焊缝宏观形貌的影响

根据试验方法设定焊接速度为 250 mm/min、送丝速度为 900 mm/min,在连续激光功率为 1500 W 的条件下,当同轴双激光中的脉冲激光功率分别为 360、400、440、480 W 时进行了焊接工艺试验研究。四组试验得到的焊缝宏观形貌如图 4 所示。当脉冲激光功率为 360 W 时,焊缝未见明显飞溅,可以看到鱼鳞纹状

焊道,但焊道略微不稳定,且焊件未焊透,熔深未达到预期要求;当脉冲激光功率为 400 W 时,焊缝成形较好,表面光滑无飞溅、两边成形均匀,焊道鱼鳞纹明显,从焊件背面观测到部分熔深达到要求,但仍不稳定;当脉冲激光功率为 440 W 时,焊缝表面成形质量好,表面无飞溅,熔宽均匀且焊缝背面成形均匀,熔深稳定,整体成形质量优异;当脉冲激光功率为 480 W 时,焊缝成形质量明显下降,熔宽不稳定且出现飞溅、咬边现象。

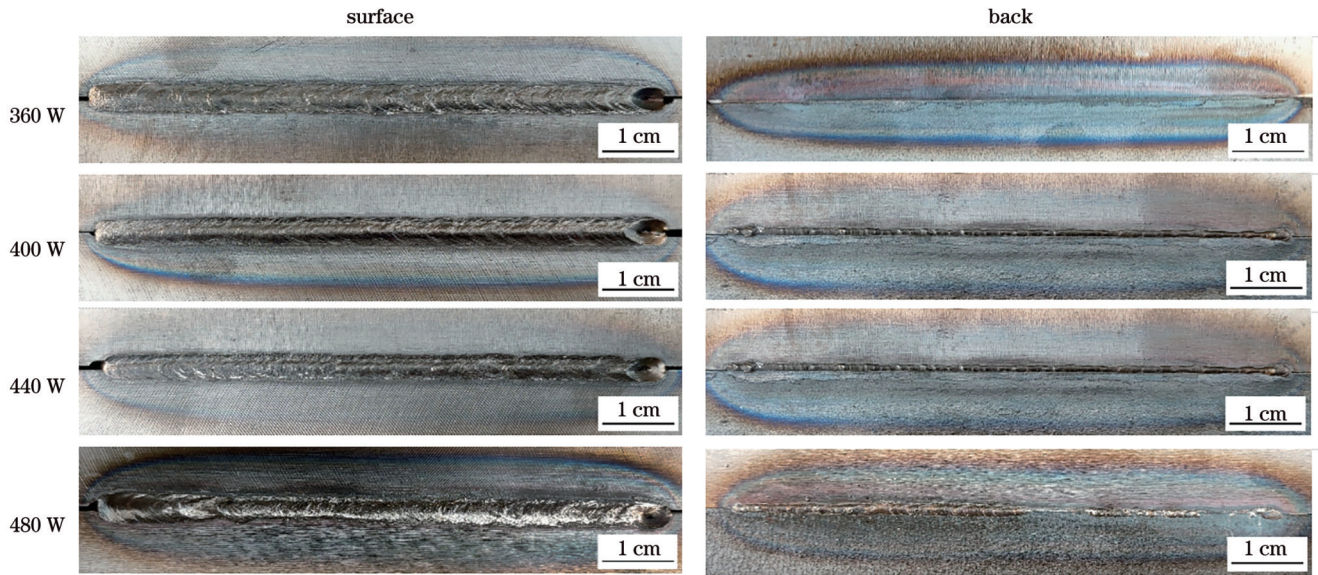


图 4 不同脉冲激光功率下的焊缝形貌

Fig. 4 Weld morphologies under different pulse laser powers

### 3.2 不同偏移量下焊缝截面熔合线的变化

在确定最佳连续-脉冲激光功率组合后,以向钢侧母材方向的 0.1 mm 偏移量为梯度,通过改变激光作用位置,进行了探究试验,焊缝截面如图 5 所示。由于 QT500-7 与 20MnCr5 的熔点及热导率存在差异,当激光作用位置没有发生偏移时,球墨铸铁侧的熔化量较大,故焊缝中心线向铸铁侧偏移的现象显著。当偏移

量为 0.1 mm 时,球墨铸铁侧的熔化量略微减少,焊缝中心线略微向钢侧移动。当偏移量为 0.2 mm 时,球墨铸铁侧的熔化量相较未偏移时显著降低,焊缝中心线与母材板对接线基本重合,两侧母材熔合线较为对称,对接处的背面均能熔化。当偏移量为 0.3 mm 时,钢侧的熔化量明显增加,两侧母材熔合线对称,但由于向钢侧偏移过多,球墨铸铁侧未能得到较好的熔合。

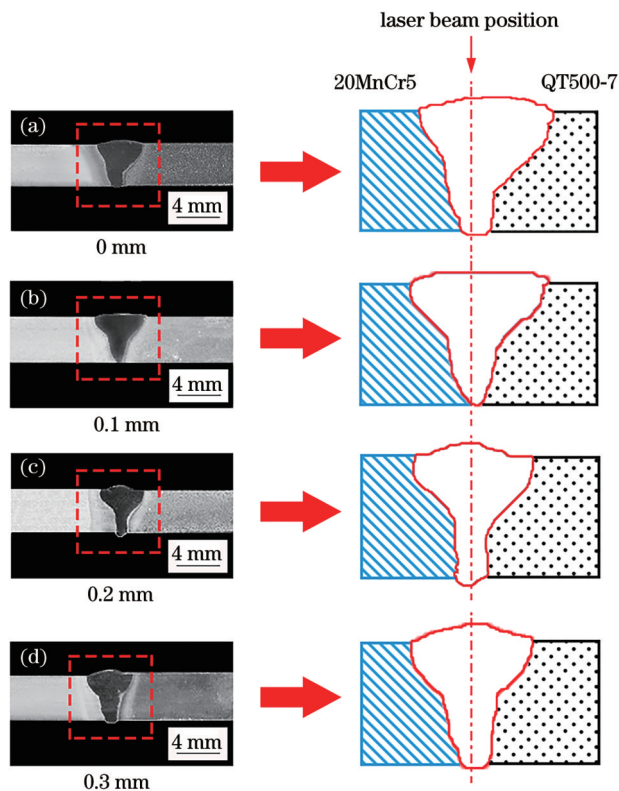


图 5 不同偏移量下的焊缝截面。(a) 0 mm; (b) 0.1 mm; (c) 0.2 mm; (d) 0.3 mm

Fig. 5 Weld cross-sections under different offset distances. (a) 0 mm; (b) 0.1 mm; (c) 0.2 mm; (d) 0.3 mm

图 6 为不同激光偏移试验下的焊缝截面形貌表征。焊缝熔宽随激光向钢侧的偏移量的增大而逐渐减小,当偏移 0.2 mm 和 0.3 mm 时,熔宽基本不变,由于偏移 0.3 mm 后焊缝背面未能较好熔合,故未继续进行偏移量的加大试验。当激光作用位置未偏移时,QT500 侧熔合线至激光作用位置的距离最大,随着激光向钢侧的偏移,距离逐渐减小;未进行偏移时,20MnCr5 侧熔合线与激光作用位置的距离最小,且随着激光的偏移量的增加而逐渐增大。在偏移 0.2 mm

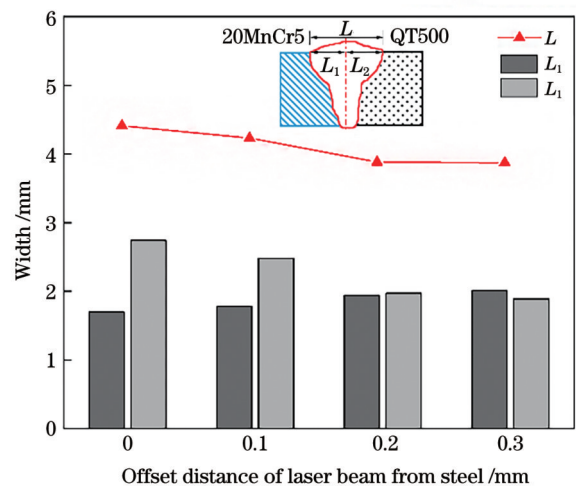


图 6 不同偏移量下焊缝的表征

Fig. 6 Characterization of welds under different offset distances

和 0.3 mm 时两侧熔合线与激光作用位置的距离趋于稳定,且两侧母材在此偏移量下的熔合线至激光作用位置的距离基本相等,即两侧母材熔化量相当。

### 3.3 金相组织

激光作用位置偏移 0.1 mm 对组织及碳元素偏聚现象的影响较小,故选取未偏移及偏移 0.2 mm 的两组焊件进行球墨铸铁侧金相组织的分析,如图 7 所示。QT500 中碳的质量分数超过 2.1%,液态铁碳合金会发生共晶转变,碳元素溶入  $\gamma$ -Fe 形成的奥氏体与二次渗碳体形成大量的莱氏体(ledeburite)。如图 7(a)所示,激光作用位置未偏移时,在熔合区内形成了一条碳元素聚集线,在其周围的晶界处也观测到碳元素的偏聚,在靠近球墨铸铁侧发现大量马氏体的析出,碳元素

的聚集显著提高了裂纹形成倾向。激光作用位置向钢侧偏移 0.2 mm 时,球墨铸铁侧的热输入降低,铸铁侧焊缝熔合区靠近焊缝处同样析出了部分莱氏体,但含量明显减小。如图 7(b)所示,当激光作用位置未偏移时,较快的冷却速度使得碳元素偏聚在熔合区及热影响区的交界地带,随着激光作用位置向钢侧偏移,接头的热影响区向钢侧移动,同时由于脉冲激光在焊接过程中对熔池的搅拌作用,焊丝中的镍元素更充分促进了碳的溶解,故未发现大量碳元素的聚集。在靠近热影响区侧析出了马氏体,析出的脆性组织主要集中在球状石墨周围,正是由于球状石墨的高碳含量以及焊接过程中的较快冷却速度,在球状石墨周围生成了大量的马氏体及莱氏体。

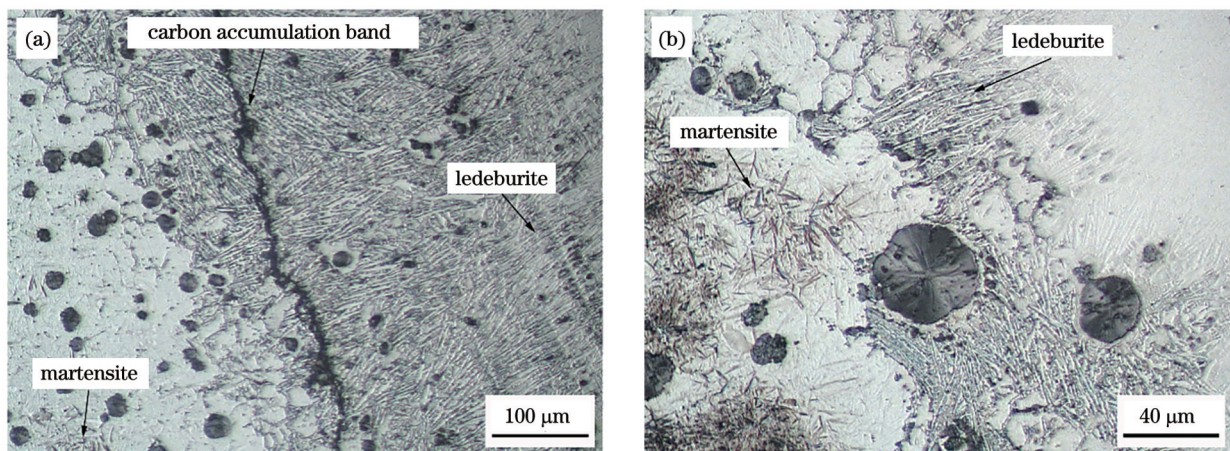


图 7 不同偏移量下球墨铸铁侧的熔合区组织。(a)偏移 0 mm;(b)向钢侧偏移 0.2 mm

Fig. 7 Microstructures of bond zones on side of ductile iron under different offset distances. (a) Offset distance of 0 mm; (b) offset distance of 0.2 mm toward steel side

两者在热影响区内的金相组织转变类似,碳元素都在球状石墨附近发生扩散,原来的球状石墨变为不规则球状,越靠近熔合区,热输入越大,故碳元素的扩散现象相对来说更加显著,如图 8(a)所示。这种碳元素的扩散现象,会使球状石墨形成图 8(b)所

示的“胞状”结构。当激光作用位置偏移后,热影响区内的碳元素扩散现象也有一定程度的减弱,胞状结构区域变小。不同焊接条件下钢侧热影响区内的组织变化基本相同,析出的组织主要为马氏体,如图 9 所示。

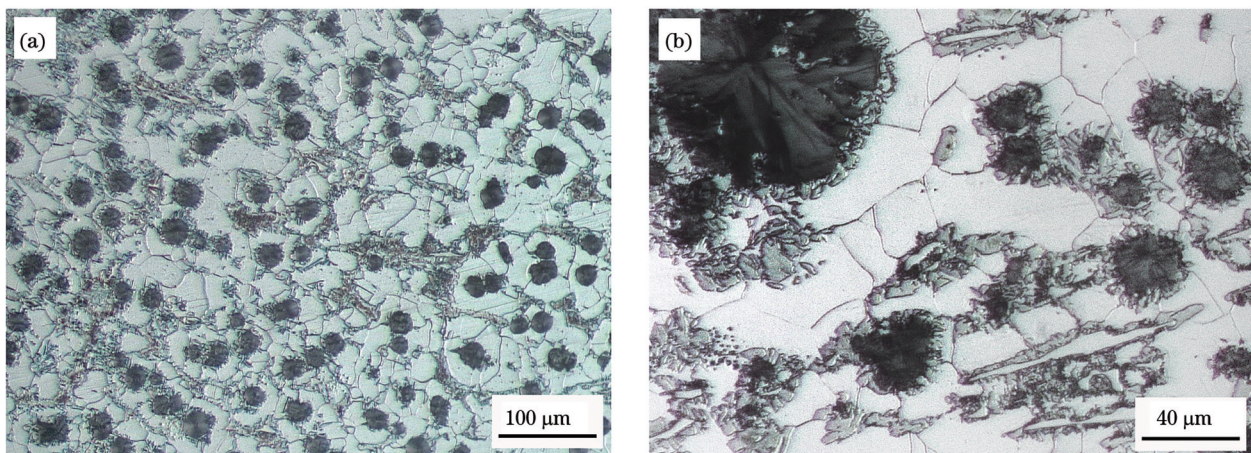


图 8 不同放大倍率下球墨铸铁侧热影响区的组织。(a) 200×;(b) 500×

Fig. 8 Microstructures of heat-affected zones on side of ductile iron under different magnification powers. (a) 200×; (b) 500×

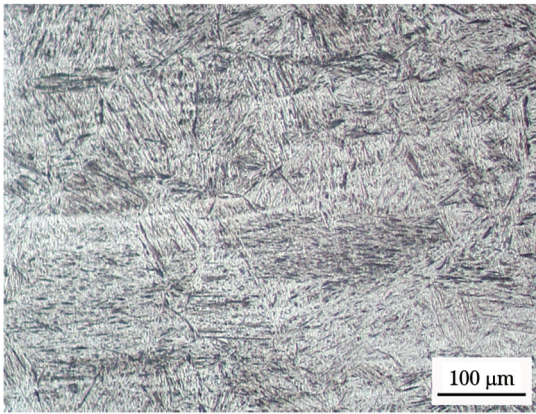


图 9 钢侧热影响区的组织

Fig. 9 Structure of heat-affected zone at steel side

### 3.4 力学性能

对脉冲激光不同功率下的试样进行拉伸试验研究,强度测试结果如图 10 所示。四个不同功率下的试样均在球墨铸铁侧熔合区附近断裂,主要是因为:在此区域内有大量的马氏体及少量的树枝状莱氏体生成,而莱氏体含有较多  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,故性能与渗碳体接近,并且伴随着一定的碳元素偏聚,因此该区域强度较低。脉冲激光功率从低到高对应的抗拉强度均值分别为 296、323、401、289 MPa,脉冲激光功率较低时熔深不均匀,部分区域未焊透,导致其抗拉强度较低,当功率达到 440 W 时,焊缝成形稳定、熔深均匀,抗拉强度达到峰值,继续加大功率后,较高的温度使得碳元素的扩散更为严重,导致抗拉强度急剧下降。

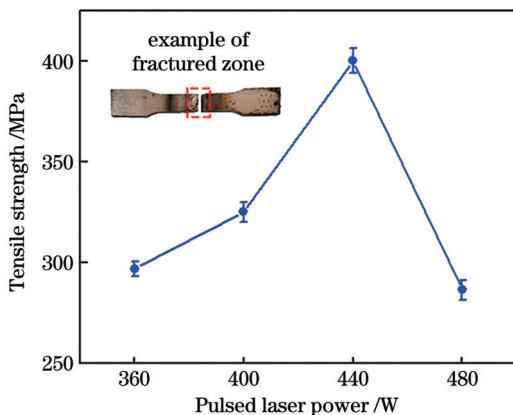


图 10 不同脉冲激光功率下的接头抗拉强度

Fig. 10 Tensile strength of joints under different pulse laser powers

对激光作用位置向钢侧偏移的试样进行拉伸试验研究,强度测试结果如图 11 所示。当偏移 0.1 mm 时,试样抗拉强度最大值为 407 MPa,在焊缝中部位置由于有莱氏体的析出,进行拉伸试验时裂纹从此处向两侧扩展,故该试样在接头上部的焊缝及下部的熔合区断裂。由于偏移量较小,球墨铸铁侧的热源输入变化不大,故抗拉强度小幅度提升。当偏移 0.2 mm 时,试样的抗拉强度最大值达到 422 MPa,随着向钢侧偏移

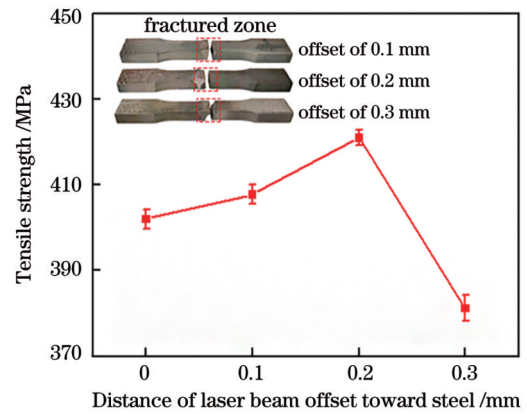


图 11 不同偏移量下的接头抗拉强度

Fig. 11 Tensile strength of joints under different offset distances

量的增加,球墨铸铁侧的热输入减小,脆性组织的析出量也随之减小,相较未偏移时强度明显提升,在进行拉伸试验研究时裂纹从焊缝表面处向下扩展,使得大部分断裂位置发生在热影响区。当偏移 0.3 mm 时,由于向钢侧偏移过多,焊件背面的球墨铸铁侧未能熔化,抗拉强度降低。

图 12 为激光作用位置未偏移及向钢侧偏移 0.2 mm 时的断口形貌。两焊件断口均为脆性断裂,断裂形貌主要可分为两部分,如图 12(a)、(d) 所示。一部分是图 12(b)、(e) 所示的热影响区内的断裂,由球状石墨附近碳元素扩散形成的“胞状”结构引起;另一部分是图 12(c)、(f) 所示的熔合区内的断裂,明显可见是由熔合区内析出的大量莱氏体引起的。不同的是热影响区内的断裂形貌。由于激光作用位置未偏移,热影响区内碳元素的扩散较为严重,主要为解理断裂,图 12(b) 中出现明显的“解理台阶”及“河流花样”,球状石墨附近的高碳区域更为密集。激光作用位置向钢侧偏移 0.2 mm 时,该侧热输入减小,断裂形式主要为解理断裂及沿晶断裂,除球状石墨附近仍出现大量“河流花样”外,其余位置均为铁素体的沿晶断裂,如图 12(e) 所示。熔合区内的断裂形貌相似,在未偏移焊件断口处,由莱氏体引发的“河流花样”更为杂乱,且有更为明显的解理台阶,如图 12(c)、(f) 所示。

以 QT500-7 母材侧为起点,分别在各个区域取 4 个点,测量至 20MnCr5 母材,对未进行激光作用位置偏移及向钢侧偏移 0.2 mm 的两个试样进行硬度测试,结果如图 13 所示。QT500-7 侧母材处由于球状石墨的存在,硬度值存在一定的波动;在靠近 QT500-7 侧,热影响区内的碳元素扩散所形成的“胞状”结构,使得硬度提升,越靠近熔合区硬度提升越大;在 QT500-7 侧熔合区内,由于高含量碳元素的扩散,析出的马氏体及莱氏体使得此区域硬度大幅度上升并达到峰值,故拉伸试验中的断裂均发生在此区域;在焊缝区域内,主要的成分与焊丝镍铬铁合金基本保持一致,硬度值趋于稳定;在钢侧的熔合区内,析出了大量马氏体组织,

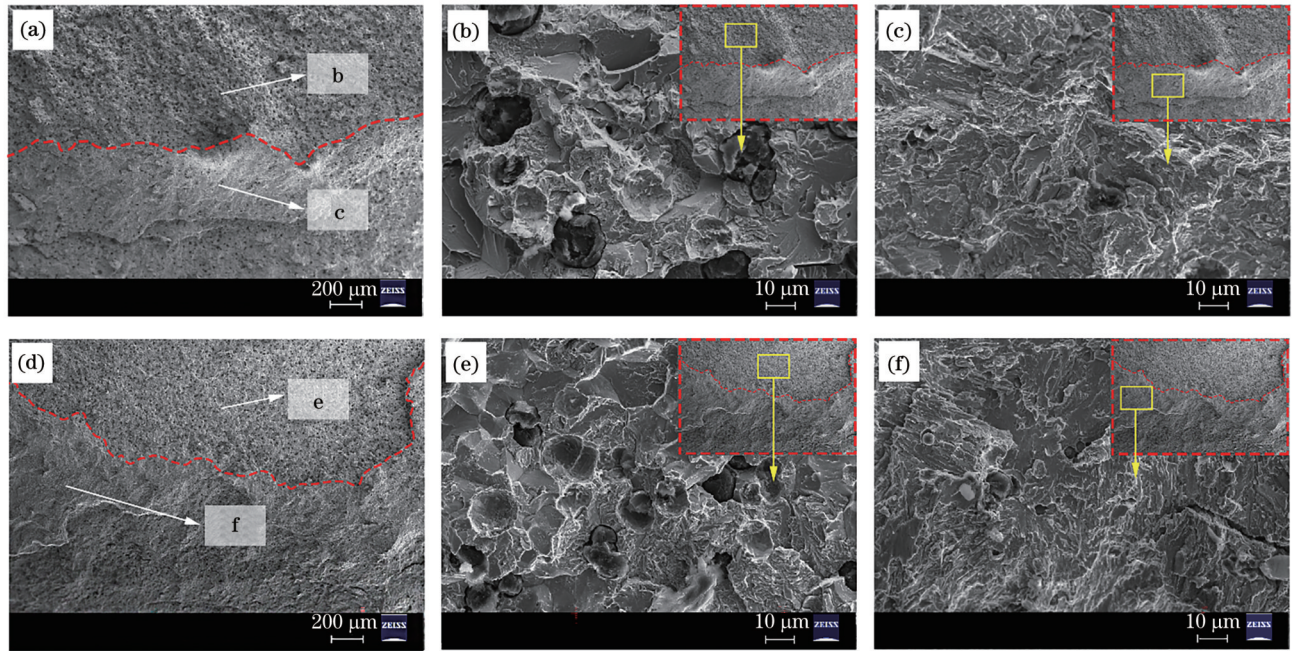


图 12 不同偏移量下的断口形貌。(a)~(c)双激光未偏移;(d)~(f)双激光向钢侧偏移0.2 mm

Fig. 12 Fracture morphologies under different offsets. (a)–(c) Dual-beam laser offset distance of 0 mm; (d)–(f) dual-beam laser offset distance of 0.2 mm toward steel side

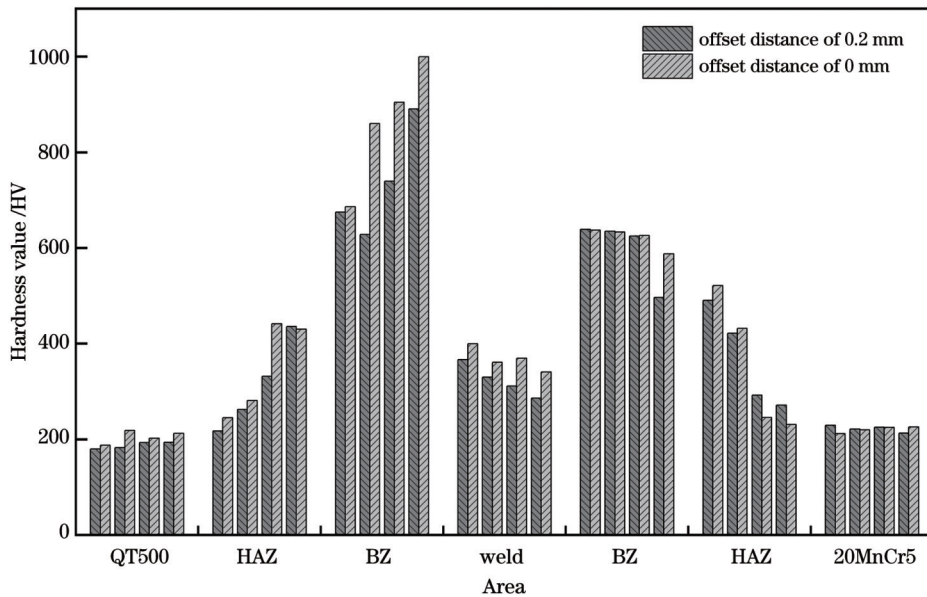


图 13 不同偏移量下不同区域的硬度曲线

Fig. 13 Hardness curves of different areas under different offset distances

硬度值再次上升,且越靠近母材硬度值越小,最终稳定在 20MnCr5 母材的硬度值处。

在激光作用位置向钢侧偏移 0.2 mm 后,由于 QT500-7 侧的热输入减小,其热影响区及熔合区内的硬度值均有下降,在熔合区内下降趋势显著。偏移后 20MnCr5 侧的热输入增大,但其热影响区及熔合区内的显微硬度变化不大。

#### 4 结 论

同轴双激光焊接球墨铸铁与合金钢能够得到成形

较好的焊缝,在 1500 W 连续激光功率下,当脉冲激光功率为 440 W 时,激光作用位置向钢侧偏移 0.2 mm,焊缝成形较为美观,表面无飞溅及裂纹、熔深稳定,未见明显变形,且两侧熔化量相当。

在 QT500 侧,热影响区及熔合区内析出的金相组织主要为马氏体和莱氏体。未进行激光作用位置偏移时,由于球墨铸铁侧热量积累过多,出现碳的偏聚线,在激光作用位置向钢侧偏移 0.2 mm 后偏聚线消失。

拉伸试验表明,未进行激光偏移时试样断裂位置

均发生在 QT500 侧的熔合区,且均为脆性断裂。随着激光作用位置向钢侧偏移,球墨铸铁侧热输入逐渐减小,断裂位置向热影响区移动,碳元素的扩散程度得到抑制,力学性能提升,即脉冲激光功率为 440 W、偏移 0.2 mm 时,力学性能最好。

焊接试样硬度在两侧的热影响区及熔合区内较母材均显著升高,其峰值出现在 QT500 侧的熔合区内,激光作用位置向钢侧偏移能够有效减小 QT500 侧热影响区及熔合区的硬度值。

### 参 考 文 献

- [1] Torshizian M R, Aliakbari K, Ghonchehi M. Failure analysis of ductile iron differential housing spline in 4WD passenger car[J]. *International Journal of Metalcasting*, 2021, 15(2): 587-601.
- [2] 高亮, 陈民昌, 严梦凡, 等. 不同焊接温度梯度下球墨铸铁的组织结构和力学性能研究[J]. *内燃机与配件*, 2019(1): 109-111.  
Gao L, Chen M C, Yan M F, et al. Study on microstructure and mechanical properties of ductile iron under different welding temperature gradients[J]. *Internal Combustion Engine & Parts*, 2019(1): 109-111.
- [3] 丁上. 车桥轮间差速器强度分析与优化[J]. *汽车工艺与材料*, 2017(1): 30-34.  
Ding S. Strength analysis and optimization of axle-wheel differential [J]. *Automobile Technology & Material*, 2017(1): 30-34.
- [4] Yu J, Jung T, Kim S, et al. Laser welding of cast iron and carburized steel for differential gear[J]. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2011, 25(11): 2887-2893.
- [5] Mitelea I, Crăciunescu C M, Gugu R. Interfacial behavior of dissimilar friction welded nodular cast irons with low carbon steels [J]. *Materials Science Forum*, 2009, 638/639/640/641/642: 3757-3762.
- [6] 万幸芝, 蒋苗苗, 吴建, 等. 42CrMo 钢与球墨铸铁感应钎焊连接工艺的研究[J]. *热加工工艺*, 2014, 43(3): 34-36.  
Wan X Z, Jiang M M, Wu J, et al. Research on induction brazing connection process between 42CrMo steel and ductile iron[J]. *Hot Working Technology*, 2014, 43(3): 34-36.
- [7] 冯雪, 王灏元. 球墨铸铁 QT400-18A 焊接工艺研究[J]. *机械工程师*, 2020(7): 116-117.  
Feng X, Wang H Y. Research on welding technology of ductile iron QT400-18A[J]. *Mechanical Engineer*, 2020(7): 116-117.
- [8] Zhou Z, Wan C. Investigation into the metallurgical behavior of rare-earth fluorides in a pure nickel electrode during the welding of cast-iron[J]. *Memoires Et Etudes Scientifiques De La Revue De Metallurgie*, 1989, 86(7/8): 439-444.
- [9] Meng W, Lei Y L, Wang X, et al. Interface characteristics and mechanical properties of wire-arc depositing Inconel 625 superalloy on ductile cast iron[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2022, 440: 128493.
- [10] 陈兵华. 激光焊接在汽车变速器齿轮中的应用和发展前景[J]. *金属加工(热加工)*, 2015(4): 45-46.  
Chen B H. Application and development prospect of laser welding in automobile transmission gears[J]. *MW Metal Forming*, 2015(4): 45-46.
- [11] 王瑜, 舒乐时, 耿韶宁, 等. 汽车车身激光焊接技术的现状与发展趋势[J]. *中国激光*, 2022, 49(12): 1202004.  
Wang Y, Shu L S, Geng S N, et al. Status and development trend of laser welding technology for automotive body[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(12): 1202004.
- [12] 郑世卿, 刘柱, 单际国, 等. 400 MPa 球墨铸铁光纤激光-MIG 电弧复合焊接头的断裂特征[J]. *焊接学报*, 2013, 34(1): 89-92, 117.  
Zheng S Q, Liu Z, Shan J G, et al. Fracture characteristic of fiber laser-arc hybrid welded joints of 400 MPa grade ductile cast iron[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2013, 34(1): 89-92, 117.
- [13] Weng Z K, Wang A H, Wang Y Y, et al. Diode laser cladding of Fe-based alloy on ductile cast iron and related interfacial behavior [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 286: 64-71.
- [14] 洪妙, 刘佳, 石岩, 等. 工艺参数对球墨铸铁和低碳钢激光焊接的影响[J]. *激光技术*, 2024, 48(1): 54-59.  
Hong M, Liu J, Shi Y, et al. Effect of process parameters on laser welding of nodular cast iron and low carbon steel[J]. *Laser Technology*, 2024, 48(1): 54-59.
- [15] Shi Y, Wang S, Zhang P X. Research on properties of ductile iron/mild steel joints welded by laser[J]. *Optics & Laser Technology*, 2023, 164: 109477.
- [16] 黄嘉森, 蔡创, 刘致杰, 等. Inconel690 镍基合金/SUS304 不锈钢激光焊接接头组织与力学性能[J]. *光学学报*, 2023, 43(10): 1014001.  
Huang J S, Cai C, Liu Z J, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded Inconel690 nickel-based alloy/SUS304 stainless steel joints[J]. *Acta Optica Sinica*, 2023, 43(10): 1014001.
- [17] 檀财旺, 梅长兴, 李俐群, 等. 镁/镀锌钢异种合金单、双光束激光熔钎焊特性[J]. *中国有色金属学报*, 2012, 22(6): 1577-1585.  
Tan C W, Mei C X, Li L Q, et al. Single and dual beam laser welding-brazing characteristics of magnesium/zinc-coated steel dissimilar alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2012, 22(6): 1577-1585.
- [18] 李俐群, 郭伟, 檀财旺. AZ31B 镁合金/不锈钢异种合金双光束激光熔钎焊特性[J]. *中国激光*, 2012, 39(4): 0403002.  
Li L Q, Guo W, Tan C W. Welding characteristics of AZ31B magnesium alloy/stainless steel dissimilar alloys by dual beam laser welding-brazing process[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2012, 39(4): 0403002.
- [19] 石岩, 张宏, 渡部武弘, 等. 连续-脉冲双光束激光焊接钢-铝合金 [J]. *中国激光*, 2010, 37(4): 1132-1137.  
Shi Y, Zhang H, Takehiro W, et al. CW/PW dual-beam YAG laser welding of steel/aluminum alloy sheets[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2010, 37(4): 1132-1137.
- [20] 王艳杰, 赵琳, 彭云, 等. 中锰汽车钢激光焊接焊缝组织与韧性 [J]. *中国激光*, 2022, 49(8): 0802021.  
Wang Y J, Zhao L, Peng Y, et al. Microstructure and toughness of laser welding seam of medium manganese automobile steel[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(8): 0802021.



# Study on Coaxial Dual-Beam Laser Welding Process and Microstructure and Properties of Nodular Cast Iron QT500 and Alloy Steel 20MnCr5

Chen Shuaishuai<sup>1</sup>, Zhang Wendong<sup>1</sup>, Liu Xianghuan<sup>2</sup>, Chen Qiyun<sup>2</sup>, Li Boyang<sup>1</sup>,  
Cui Shuanghao<sup>2</sup>, Liu Liming<sup>1</sup>, Wang Hongyang<sup>1\*</sup>

<sup>1</sup>Liaoning Provincial Key Laboratory of Advanced Connection Technology, School of Materials Science and Engineering,  
Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China;

<sup>2</sup>Zhuzhou Gear Co., Ltd., Zhuzhou 412000, Hunan, China

## Abstract

**Objective** Ductile iron has been extensively used in various automotive components such as crankshafts and differential housing owing to its relatively low density and capacity for significant tensile strength. 20MnCr5 is a robust and tough alloy steel commonly employed in the production of gears and shafts. Establishing effective welding between the shaft body and the gear material is a significant research challenge. However, the notable disparity in the thermal properties between ductile iron and alloy steel hinders the performance of the welding joint. The high carbon content of ductile iron promotes carbon segregation at the welding interface and exacerbates the formation of microcracks, thereby considerably increasing the complexity of the welding process. Owing to its high energy density, laser welding offers the advantage of generating welds with more precise heat-affected zones. In this study, a novel continuous-pulse coaxial dual-beam laser is employed as a welding heat source to enhance the surface quality of the weld seam. The high-quality welding of ductile iron and alloy steel is achieved by decreasing the laser input power and diminishing pore formation. We hope that our novel welding strategy and findings will be helpful in understanding the bonding mechanism of ductile iron and alloy steel and provide more application space for their connectors.

**Methods** In this study, QT500-7 and 20MnCr5 are employed as the base materials, with ERNiCr-3 as the filling wire. A novel continuous-pulse dual-beam laser is used as the heat source. First, the pulsed laser power is varied with a constant continuous laser power to determine the optimal combination of heat sources. The laser action position is then adjusted to further enhance the weld strength. Microstructures are observed using a metallographic microscope, and mechanical performance testing and analysis are conducted using a tensile testing machine. The microhardness of the weld is measured using a microhardness tester. Additionally, the fracture behaviors of different specimens are analyzed using a field-emission scanning electron microscope.

**Results and Discussions** The use of a continuous-pulse coaxial dual-beam laser as a welding heat source (Fig. 2) produces high-quality welding joints. When the pulsed laser power is varied, the weld formation varies considerably (Fig. 4). The weld seam is found to have no defects, such as cracks or pores. When the laser action position shifts toward the steel side, the heat input on the ductile iron side gradually decreases. This reduction in the heat input suppresses the diffusion of carbon, leading to a significant decrease in the hardness values of the heat-affected and bond zones on the QT500 side (Fig. 13). The cross-sectional morphology of the weld reveals significant changes in the melting amount of the QT500-7 side base material, with the centerline shifting toward the ductile iron side when the laser action position is changed (Fig. 6). The segregation line of carbon caused by the high carbon content of the nodular cast iron is solved by changing the laser position to reduce the heat input on the side of the nodular cast iron (Fig. 7). The best mechanical properties of the joint are obtained under a pulsed laser power of 440 W and offset of 0.2 mm. In summary, a continuous-pulse coaxial dual-beam laser can yield high-quality welding joints. Better dual-beam laser welding parameters can be achieved by adjusting the laser power and action position. Furthermore, carbon segregation issues can be effectively resolved by reducing the heat input on the side of the nodular cast iron by changing the laser action position, and pulsed laser stirring proves useful.

**Conclusions** In this study, a coaxial dual-beam laser welding technology is proposed to address the challenges of welding ductile iron QT500 and alloy steel 20MnCr5. The main problems are the precipitation of martensite and ledeburite in the heat-affected and bond zones on the QT500 side, which results in carbon segregation. The pulsed laser power and position are adjusted in this study. When the laser action position is shifted toward the steel side, the decreased heat input suppresses the diffusion of carbon, leading to a significant decrease in the hardness of the heat-affected and bond zones on the QT500 side. The best mechanical properties are achieved under a pulsed laser power of 440 W and laser offset of 0.2 mm. The continuous-pulse coaxial dual-beam laser welding technology not only improves the carbon segregation phenomenon on the ductile iron side but also reduces the formation of welding cracks. Overall, the proposed novel coaxial dual-beam laser welding technology is effective in improving welding quality, specifically for ductile iron and alloy steel dissimilar metals. The joint exhibits high-quality and high-performance characteristics by reducing carbon segregation and minimizing hardness values. This study advances the field of welding and provides a potential solution for the welding of dissimilar metals with different material properties.

**Key words** laser technique; continuous-pulsed dual-beam laser; ductile iron; alloy steel; nickel-based alloy