

# SUS301L-HT 不锈钢激光焊接与MIG焊接对比 试验研究

唐 舵 王春明 田 曼 王 军 胡席远

华中科技大学材料科学与工程学院, 湖北 武汉 430074

**摘要** 进行了2 mm SUS301L-HT 不锈钢激光焊和惰性气体保护(MIG)焊试验,对比了两组焊缝在成形、显微组织、力学性能等方面的差别。两种焊接方法焊得的焊缝在成形上有较大不同,激光焊焊缝成形均匀稳定,接头角变形小,熔宽小,热影响区(HAZ)窄,优于MIG焊缝。两种焊接方法焊得的焊缝的金相组织差异较大,激光焊焊缝组织由细小柱状奥氏体枝晶和枝晶间 $\delta$ 铁素体组成,HAZ发生了回复和再结晶,晶粒有一定程度的长大;MIG焊缝由粗大的块状奥氏体组织和少量 $\delta$ 铁素体组成,HAZ组织变化丰富,组织随着与熔合线距离的改变而不同。两种焊接方法焊得的焊缝的力学性能差异明显,激光焊焊缝拉伸性能优于MIG焊缝,激光焊接头拉伸断裂在焊缝,断口为典型韧性断口,接头抗拉强度达到979.1 MPa,延伸率达到48.2%。

**关键词** 光学制造;激光焊接;MIG焊接;对比研究;成形;显微组织;力学性能

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201542.0703003

## Contrasting Study on Quality of SUS301L-HT Joints in Fiber Laser Welding and MIG Welding

Tang Duo Wang Chunming Tian Man Wang Jun Hu Xiuyan

College of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science & Technology, Wuhan, Hubei 430074, China

**Abstract** Fiber laser welding and metal-inert gas (MIG) welding of SUS301L-HT sheets with 2 mm thickness are carried out, and differences in welding formation, microstructure and mechanical properties between two types of joints are researched and compared. Welding formation of two types joints is different from each other, and formation of laser welding joint is better than that of MIG welding joint. Stable and uniform welding formation is acquired in fiber laser welding process and almost no angular distortion is found in laser welding joint and width of beads and heat affected zone (HAZ) is narrow. Microstructure of laser welding joints is quite different from that of MIG welding joint. Microstructure of laser welding bead consists of fine columnar austenitic dendritic crystals and interdendritic  $\delta$  ferrite, and size of grain grows a little in HAZ; phase composition of MIG welding bead contains massive austenitic and a little  $\delta$  ferrite, and microstructure in HAZ gets different obviously as distance from fusion line changes. Mechanical properties of two types joints are different. Tensile property of laser welding joint is much better than that of MIG welding joint. Tensile sample of laser welding joint breaks at bead, in tensile experiment, in a classical ductile way, ductility of the joint is up to 48.2%, and tensile strength is up to 979.1 MPa.

**Key words** optical fabrication; laser welding; MIG welding; contrasting study; formation; microstructure; mechanical property

**OCIS codes** 220.4610; 140.3390; 140.3510

收稿日期: 2014-12-31; 收到修改稿日期: 2015-03-11

基金项目: 国家自然科学基金(51323009)

作者简介: 唐 舵(1990—),男,硕士研究生,主要从事激光加工方面的研究。E-mail: 1158217199@qq.com

导师简介: 王春明(1975—),男,博士,教授,主要从事激光加工及过程检测方面的研究。

E-mail: cmwang@mail.hust.edu.cn(通信联系人)

# 1 引 言

奥氏体不锈钢因其具有较高的耐腐蚀、耐高温和良好的机械性能而在工业生产中得到广泛的应用<sup>[1]</sup>。利用激光对不锈钢进行焊接体现出了很大的优越性,激光焊接有焊接效率高、焊接热影响区(HAZ)小、焊接变形小等优点<sup>[2]</sup>。近年来,很多学者对不锈钢的激光焊接展开了研究。王等<sup>[3]</sup>研究了厚板不锈钢激光填丝多道焊,以8 kW功率激光、三道次焊接获得无裂纹和气孔的良好焊缝,并分析了焊缝显微组织。Benyounis等<sup>[4]</sup>研究了0.5 mm AISI304不锈钢激光焊,得出了激光焊接参数对接头性能的影响规律。陈<sup>[5]</sup>研究了301L不锈钢激光搭接焊,研究了焊接工艺对焊接质量的影响,得到了接头拉剪力和焊缝熔深的回归方程。熔化极惰性气体保护焊(MIG)电弧焊是一种传统的焊接方式,这种焊接方法对焊前的装配要求低,对装配误差的容忍度较高,焊接成本也比较低,对焊接装备的要求不高,但是其相对于一些新型的焊接方式,如激光焊接,有很多缺点,例如,焊缝热输入大、热影响区大、焊接效率低等<sup>[6-7]</sup>。利用这种传统的焊接方式可以进行不锈钢的焊接<sup>[5]</sup>,也有不少学者针对不锈钢的电弧焊进行了研究。陈<sup>[8]</sup>研究了焊接电流、焊接电压、焊接速度等工艺条件对不锈钢焊接残余应力的影响,得出了工艺参数对焊接残余应力的影响规律,并利用ANSYS软件焊接残余应力和焊接变形进行了模拟仿真。Katherasan等<sup>[9]</sup>研究了保护气中二氧化碳和氧气含量对AISI316L(N)奥氏体不锈钢药芯焊丝电弧焊接头的显微组织力学性能的影响。

然而,关于两种焊接方式下得到的接头焊接质量对比的论文还相对较少。利用2 mm SUS301L-HT不锈钢薄板,进行激光焊接以及MIG焊接试验,较为系统地研究了通过两种焊接方法制得的接头的质量差异,主要对比研究了焊缝成形、金相显微组织和力学性能等方面的不同,能为广大相关学者提供一定的参考。

# 2 试验材料与方 法

试验中采用的母材是2 mm SUS301L-HT不锈钢,SUS301L-HT不锈钢的成分与SUS301L相同,HT是该种不锈钢的一种强化方式,经过处理后其强度可达到1050 MPa。试样规格为300 mm×150 mm×2 mm,焊接试样均未开坡口。SUS301L的成分如表1所示。MIG焊丝采用的是 $\phi$ 1.2 mm ER301不锈钢焊丝,其成分如表2所示。

表1 母材和焊丝的化学成分(质量分数,%)

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

Element	$\omega$ (C)	$\omega$ (Si)	$\omega$ (Mn)	$\omega$ (P)	$\omega$ (S)	$\omega$ (Ni)	$\omega$ (Cr)	$\omega$ (N)	$\omega$ (Fe)
SUS301L	$\leq 0.03$	$\leq 1.0$	$\leq 2.0$	$\leq 0.045$	$\leq 0.03$	8~10.5	18~20	$\leq 0.02$	Bal
ER301	$\leq 0.15$	$\leq 1.0$	$\leq 2.0$	$\leq 0.045$	$\leq 0.03$	6.0~8.0	16~18	—	Bal

试验中用到的主要试验设备如图1所示。图1(a)是IPG YLR-4000光纤激光器,该激光器的最大输出功率为4 kW,激光通过光纤传输经激光焊接头聚焦,焦长为250 mm,焦点直径为0.3 mm,激光波长为1.07  $\mu$ m。图1(b)MIG弧焊电源为Fronius TPS4000逆变电源,TPS4000逆变电源可以实现电流、电压和送丝速度一体化

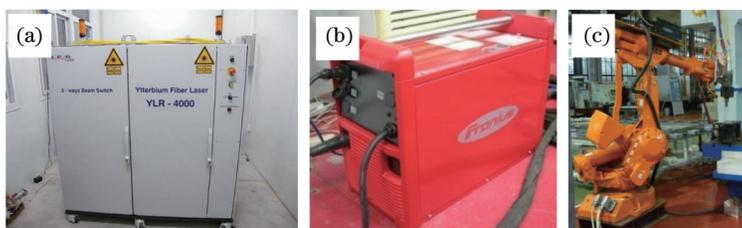


图1 主要试验设备。(a) IPG4000光纤激光器;(b) 福尼斯焊机;(c) ABB焊接机器人

Fig.1 Main experimental equipments. (a) Fiber laser IPG4000; (b) Fronius welding machine; (c) ABB Welding robot

表2 激光焊接工艺参数

Table 2 Parameters of laser welding

Parameter	Value
Laser power	3500 W
Welding speed	3.0 m/min
Defocus distance	+4 mm
Shielding gas (pure Ar) flow rate	45 L/min

调节。图 1(c)是 ABB IRB4400/60 焊接机器人,机器人的额定负载是 60 kg,重复精度是 0.07 mm。激光焊接和 MIG 焊接的主要参数设置如表 2、表 3 所示。

表 3 MIG 焊工艺参数

Table 3 Parameters of MIG welding

Parameter	Value
Welding current	200 A (Pulse)
Welding speed	0.3 m/min
Feeding speed	4.1 m/min
Wire extension	17 mm
Arc length correction	17%
Shielding gas (pure Ar) flow rate	45 L/min

焊接前对试样焊接部位用砂纸打磨,然后用丙酮清洗干净。焊接工艺过程结束后对比两组焊缝的表面形貌;截取焊缝金相试样,利用 YMP-2B 金相试样抛磨机进行金相制备,再利用 LWS 金相显微镜进行焊缝截面形貌和金相观察;然后利用 WDW3200 微控电子万能试验机对接头进行拉伸试验,每个接头取三个拉伸试样,取三个拉伸结果的平均值作为试验值;最后利用显微硬度计测量焊缝硬度分布,利用环境扫描电镜观测焊缝拉伸断口形貌。

### 3 试验结果与分析

#### 3.1 接头成形对比分析

两组试验的焊缝表面形貌如图 2 所示,两种焊接方式下的焊缝正面均成形比较均匀,但是 MIG 焊接的焊缝背面的成形不稳定。激光焊焊缝表面呈金黄色, MIG 焊缝表面呈灰黑色。激光焊接过程热输入较小,且热输入集中,焊接保护效果较好,焊缝表面氧化程度较低,所以表面呈金黄色。MIG 焊接热输入相对于激光焊接大很多,加之不锈钢热导率较低,焊接热循环高温停留时间较长,保护气嘴离开后焊缝温度仍然较高,导致焊缝表面氧化较为严重,所以焊缝表面呈灰黑色。

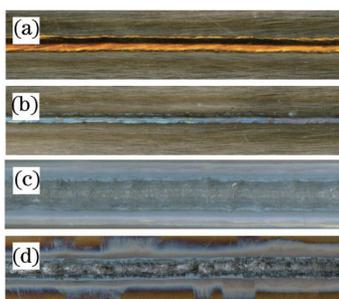


图 2 焊缝表面形貌。(a) 激光焊缝正面形貌; (b) 激光焊缝背面形貌; (c) MIG 焊缝正面形貌; (d) MIG 焊缝背面形貌

Fig.2 Surface of beads. (a) Front surface of laser welding bead; (b) back surface of laser welding bead;

(c) front surface of MIG welding bead; (d) back surface of MIG welding bead

两组焊缝的横截面如图 3 所示,从图中可以看到,激光焊缝成形较好,焊缝平整几乎不存在咬边余高等

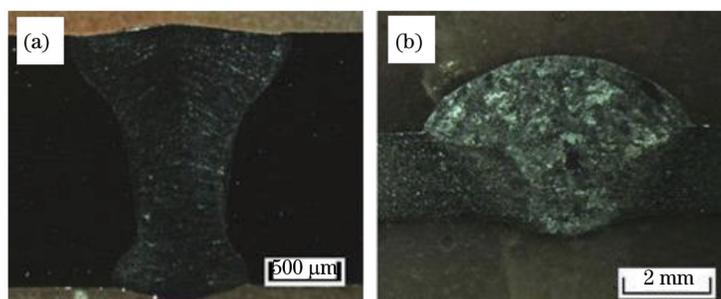


图 3 焊缝横截面形貌。(a) 激光焊缝横截面形貌; (b) MIG 焊缝横截面形貌

Fig.3 Cross section of welding beads. (a) Cross section of laser welding bead; (b) cross section of MIG welding bead

缺陷,焊缝上下部宽度相对均匀,焊缝熔宽仅为 1.64 mm。MIG 焊缝的熔宽达到了 6.35 mm,而且焊缝的余高较大,焊缝纵向尺寸分布极为不均匀。

从图 4 可以看出激光焊缝几乎不存在角变形,而 MIG 焊缝变形比较大,而且形成反角变形。发生角变形的根本原因在于焊缝横向收缩在厚度方向上的不均匀分布。激光焊接时,焊接热输入较小,而且焊缝横截面在纵向熔化量分布相对均匀,角变形较小。MIG 焊时,热输入较大,而且根据 MIG 焊缝横截面可以知道,MIG 焊的热输入主要集中在焊缝上部。在加热过程中,焊缝上部的热膨胀量比焊缝下部要大很多,此时形成图 5 中阶段 II 所示变形;当热源离开后熔池开始冷却,焊缝开始发生横向收缩,焊缝下部冷却速度远大于上部冷却速度,焊缝下部迅速冷却,对上部焊缝的横向收缩产生较大的约束,当冷却到一定的程度,约束度足够大,焊缝上部的横向收缩不能继续进行,而此时的横向收缩还没有完全抵消膨胀产生的反向角变形,进而出现了如图 5 III 阶段所示的反向残留角变形。

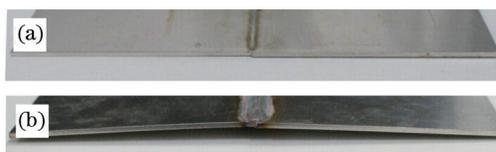


图 4 焊缝角变形。(a) 激光焊接角变形;(b) MIG 焊接角变形

Fig.4 Angular distortion of welding joints. (a) Angular distortion of laser welding joints; (b) angular distortion of MIG welding joints



图 5 MIG 焊缝反角变形形成过程示意图

Fig.5 Diagram of angular distortion formation of MIG welding joints

### 3.2 接头金相对比分析

母材 SUS301L-HT 的显微组织如图 6 所示,SUS301L-HT 主要是由一些块状的奥氏体和  $\alpha'$  马氏体组成。

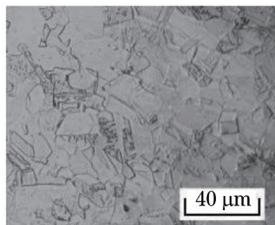


图 6 母材显微组织

Fig.6 Microstructure of base metal

1) 焊缝区组织。图 7(a)为激光焊焊缝中心区显微组织,焊缝区的组织主要是细小的奥氏体柱状枝晶,且柱状晶一直生长,直至焊缝两侧的柱状晶在焊缝中心相遇,枝晶间有少量的铁素体。MIG 焊缝中心主要是呈块状的奥氏体组织,在奥氏体晶粒之间残留有少量的  $\delta$  铁素体,如图 7(b)所示。

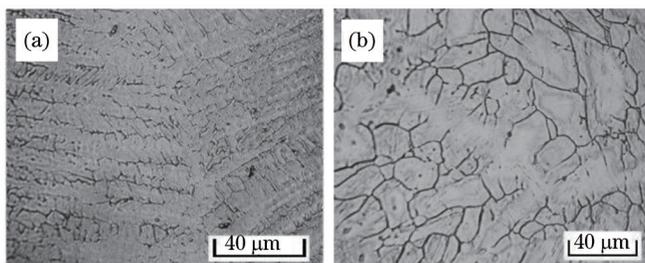


图 7 焊缝区显微组织。(a) 激光焊焊缝组织;(b) MIG 焊缝显微组织

Fig.7 Microstructure of laser welding bead. (a) Microstructure of fusion center area; (b) microstructure of MIG welding bead fusion area

图 8 是含铁质量分数为 70% 的不锈钢伪相图,图中红色的竖线是 SUS301L 不锈钢的成分线,根据伪相图可知焊缝冷却时的组织转变过程:热源离开熔池后,熔池温度开始降低,溶液中开始析出铁素体,随着温度进一步降低,铁素体开始转变为奥氏体,这一转变过程在冷却速度较大的情况下是通过无扩散的块状转

变瞬间完成的<sup>[10]</sup>,铁素体直接转变为奥氏体,残留的 $\delta$ 铁素体位于奥氏体晶粒中心,形成如图所示的枝晶间残留 $\delta$ 铁素体。如果是平衡过程,所有铁素体都将转变为奥氏体,然后当温度降到750℃以下从奥氏体中析出 $\sigma$ 相(Fe-Cr),但是由于焊接过程的冷却速度较快,铁素体转变为奥氏体的过程不能充分进行, $\sigma$ 相也几乎不能析出,所以在焊缝区最终形成由奥氏体和 $\delta$ 铁素体组成的混合组织。

熔池凝固过程有“联生结晶”和“择优生长”的特点,熔池凝固时以熔合线处的母材为形核“基底”,然后以柱状晶的形式向焊缝中心生长,生长的方向与熔池散热最快的方向一致。由于激光焊接过程形成的温度场的温度梯度极大,而且激光焊接过程中熔池可达到的温度极高,不利于异质形核核心保留下来,因而有利于柱状生长,因此激光焊焊缝区柱状晶将一直生长到焊缝中心直至两侧的柱状晶相遇。在MIG焊接过程中,焊接热输入比激光焊接大很多,而且MIG电弧的作用区域比激光束作用区域大,在熔池中的形成温度梯度相对较小,而且MIG焊熔池能达到的温度比激光焊熔池的温度低,熔池中的异质形核核心能保留下来,有利于等轴晶的形核与生长因而不利于柱状晶的生长,再加上MIG电弧焊熔池高温停留时间长,因而MIG焊缝区形成较为粗大的等轴晶,结合图10(a)可以看到,MIG焊缝仅仅在熔合线附近很小的区域内存在胞状晶。

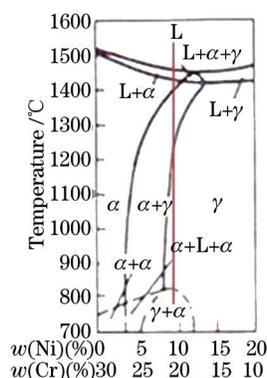


图8 不锈钢伪相图

Fig.8 Pseudo phase portrait of stainless steel

2) 热影响区组织。热影响区为焊缝区与母材过渡区域。热影响区的组织状态与焊接热输入量、热输入集中程度密切相关。

图9是激光焊焊缝热影响区显微组织,图中可以很清楚地看到熔合线,其右边有较窄的热影响区,其宽度是微米量级的。在激光热源的作用下,热影响区的晶粒发生回复和再结晶并长大,变形马氏体 $\alpha'$ 相消失,晶粒尺寸具有粗大的趋势,且距离焊缝越近晶粒尺寸粗化越明显,但是由于激光能量集中,焊缝热影响区的组织变化不明显。

MIG焊缝热影响区显微组织如图10所示,图10(a)~(f)分别表示距离熔合线距离由近及远位置的显微组织,由于MIG焊接热输入比激光焊接大很多,而且电弧作用范围也比激光大,所以MIG焊缝热影响区宽度更大,组织也发生了较大变化。MIG焊缝热影响区单侧宽度在4.5 mm左右,远大于激光焊缝热影响区宽度。图10(a)左下部分和图10(b)右上部分是熔合区,此区域内的母材发生部分熔化,在加热过程中晶界处形成液态金属溶液和铁素体的混合物,在冷却后形成在奥氏体基体上分布着蠕虫状 $\delta$ 铁素体的组织,熔合区组织不均匀,是焊缝的薄弱环节。随着与焊缝距离的增大,其显微组织如图10(b)、(c)所示,此区域内母材未达到熔

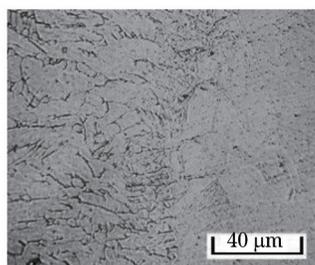


图9 激光焊焊缝热影响区显微组织

Fig.9 Microstructure of HAZ of MIG welding joints

化的温度,但是温度达到了铁素体析出的温度范围,在晶界处析出一定量的条状铁素体,冷却后形成条状残留 $\delta$ 铁素体。随着距离焊缝的位置进一步增大,条状铁素体开始消失,如图10(d)所示,母材组织发生回复、再结晶和晶粒长大,显微组织转变为粗大的固态奥氏体组织,如图10(e)所示。随着与焊缝距离继续增大,然后出现接着部分再结晶组织和回复组织,最后逐渐过渡到母材组织,如图10(f)所示。

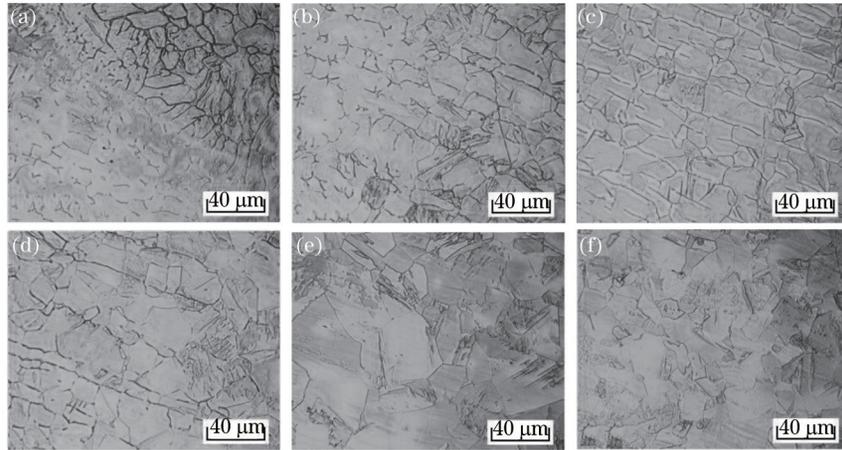


图 10 MIG 焊缝热影响区组织

Fig.10 Microstructure of HAZ of MIG welding joints

### 3.3 力学性能对比分析

#### 3.3.1 焊缝显微硬度

母材 SUS301L-HT 经过了轧制强化处理,形成一定量的 $\alpha'$ 马氏体,存在一定的加工硬化,所以硬度相对较高,达到 330 HV 左右。激光焊、MIG 焊缝显微硬度分别如图 11、12 所示。两者的纵向硬度分布规律基本相似,横向硬度分布规律完全不同。

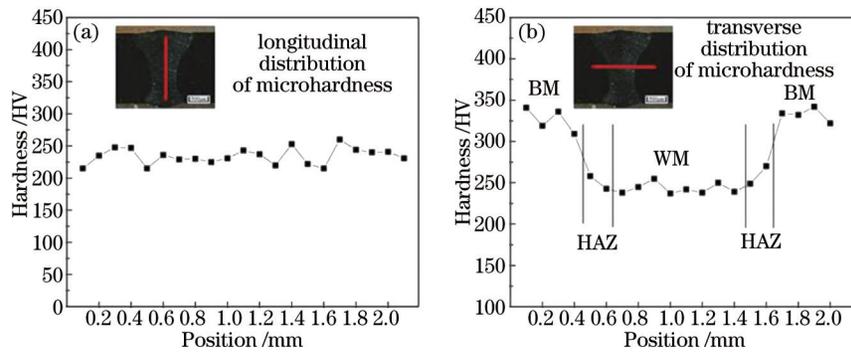


图 11 激光焊缝显微硬度分布。(a) 显微硬度纵向分布; (b) 显微硬度横向分布

Fig.11 Microhardness distribution of laser welding bead. (a) Longitudinal distribution of microhardness; (b) transverse distribution of microhardness

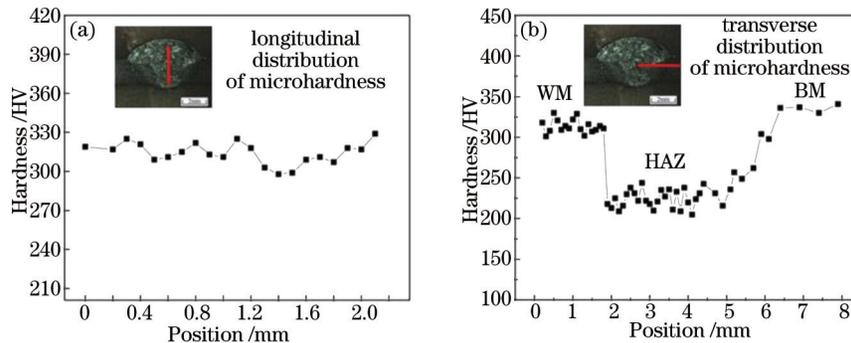


图 12 MIG 焊缝显微硬度分布。(a) 显微硬度纵向分布; (b) 显微硬度横向分布

Fig.12 Microhardness distribution of MIG welding bead. (a) Longitudinal distribution of microhardness; (b) transverse distribution of microhardness

激光焊缝显微硬度分布如图 11 所示。图 11(a)是焊缝显微硬度纵向分布,从图中可以看出,焊缝中心的硬度在纵向的分布比较均匀,其硬度值在 240 HV 附近波动。图 11(b)是焊缝横向的显微硬度分布,焊缝区的硬度在 240 HV 左右,比母材硬度值低,热影响区的硬度略高于焊缝区硬度但低于母材硬度,这是因为热影响区在激光热作用下发生了少量回复和再结晶,硬度相对于母材有少量降低。

MIG 焊缝的显微硬度分布曲线如图 12 所示。其纵向分布如图 12(a)所示,其变化规律不明显,其硬度值均达到 298~327 HV,比激光焊缝的硬度高,这主要是因为 MIG 焊丝 ER301 的含碳量比母材的含碳量要高近 5 倍,使得其硬度较高。焊缝横向硬度分布如图 12(b)所示,熔合线处硬度分布发生突变,热影响区在近缝区的硬度仅为 220 HV 左右,在热影响区靠近母材一侧,硬度逐渐升高。MIG 焊接较大的热输入使得近缝区组织过热恶化,使得热影响区的硬度低,随着与焊缝距离的增大,热作用减弱,其硬度逐渐增大至母材硬度。

### 3.3.2 焊缝拉伸断裂对比

两种不同焊接方法得到的试样的拉伸曲线如图 13 所示,激光焊接焊缝强度为 979.1 MPa,达到母材的 92%,焊缝断裂在焊缝,接头延伸率为 48.2%。MIG 焊接焊缝强度为 779.6 MPa,仅为母材的 74%,焊缝断裂在热影响区,拉伸试验时从焊缝熔合线处开裂,接头延伸率较低,仅为 21.3%。

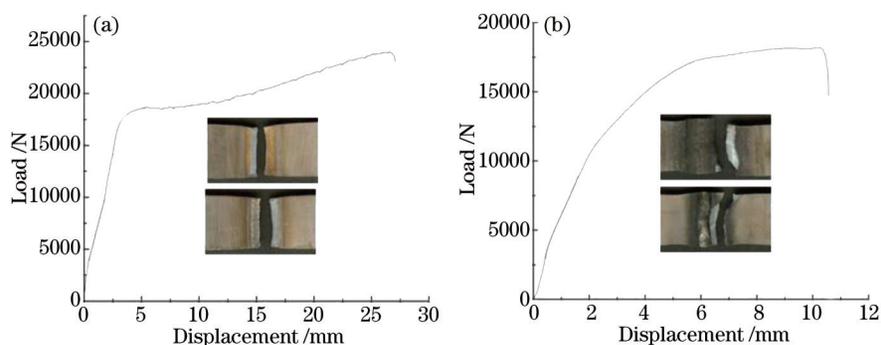


图 13 接头拉伸曲线及焊缝断裂位置。(a) 激光焊接头拉伸曲线;(b) MIG 焊接头拉伸曲线

Fig.13 Tensile curve of joints and fracture location. (a) Tensile curve of laser welding joint; (b) tensile curve of MIG welding joint

两种接头在成形和组织状态上的差异直接导致了其拉伸强度、延伸率方面的差异。根据前文可知,激光焊接头不存在余高咬边等缺陷,焊接变形小,焊缝组织均匀细小,接头应力集中系数低,焊缝是整个接头中硬度较低的区域,拉伸试验断裂在焊缝区,抗拉强度较高。图 14 是激光焊焊缝拉伸断口的形貌,其中图 14(a)是断口的低倍形貌,图 14(b)是断口高倍形貌,从图中可以看出,断口是由一些细小的韧窝组成,由此可以得知其激光焊接接头断裂方式为典型的韧性断裂<sup>[11]</sup>,所以激光焊接头的延伸率较高。MIG 焊接变形较大,热影响区组织不均匀,接头纵向尺寸极不均匀,应力集中严重,热影响区的硬度较低且熔合线处较大的应力集中使得接头的断裂在热影响区,且抗拉强度相对较低。MIG 焊接头断口上部的低倍和高倍形貌,分别如图 15(a)、(b)所示。从图 15(a)可以看到 MIG 焊接头上部断口中有明显的撕裂阶梯,图 15(b)中的高倍形貌可以看出,断口呈现出“准解离”特征,显示出一定的脆性,导致 MIG 焊缝延伸率相对于激光焊接头低。图 15(c)是断口下部低倍形貌,在细小的韧窝中有少量尺寸较大韧窝;图 15(d)是端口下部高倍相貌,呈现典型的韧性断裂特征。

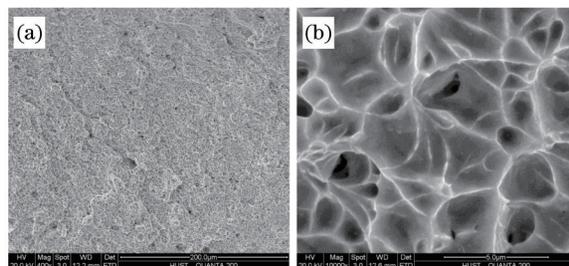


图 14 激光焊接头拉伸断口形貌。(a) 断口低倍形貌;(b) 断口高倍形貌

Fig.14 Tensile fracture of laser welding joint. (a) Low magnification morphology of fracture; (b) high magnification morphology of fracture

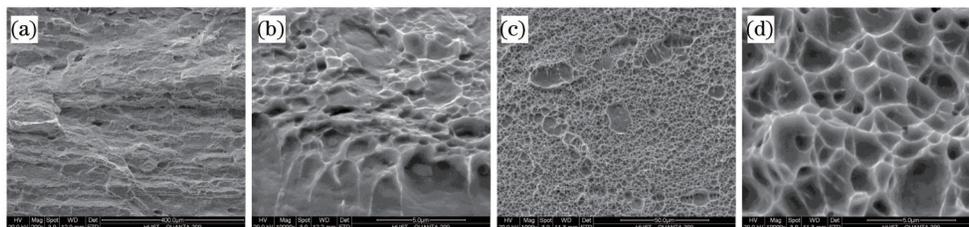


图 15 MIG 焊接头拉伸断口形貌。(a) 断口上部低倍形貌; (b) 断口上部高倍形貌; (c) 断口下部低倍形貌; (d) 断口下部高倍形貌  
Fig.15 Tensile fracture of MIG welding joint. (a) Low magnification morphology of top side fracture; (b) high magnification morphology of top side fracture; (c) low magnification morphology of low part fracture; (d) high magnification morphology of low part fracture

## 4 结 论

1) 两种焊接方法焊得的焊缝在成形上有较大不同,激光焊接焊缝成形优于 MIG 焊缝。激光焊焊缝成形均匀稳定,焊缝细小,熔宽仅为 1.64 mm;MIG 焊缝正面成形均匀,背面成形不稳定,熔宽较大,达到 6.35 mm,焊缝纵向尺寸极不均匀。激光焊接头角变形较小,MIG 焊接头角变形呈反角变形,而且其变形量较大。

2) 两种焊接方法焊得的焊缝的金相组织状态差异较大。激光焊缝的组织由细小的柱状奥氏体枝晶和枝晶间 $\delta$ 铁素体组成,激光焊缝热影响区较窄,热影响区的晶粒有一定程度的长大。MIG 焊缝组织是相对粗大的块状奥氏体组织和少量的 $\delta$ 铁素体,MIG 焊缝热影响区较宽,距离熔合线较近时, $\delta$ 铁素体呈蠕虫状,随着与熔合线距离的增大,铁素体逐渐转变为条状,然后铁素体消失,组织转变为粗大固溶态奥氏体。

3) 两种焊接方法焊得的焊缝的力学性能差异明显,激光焊焊缝拉伸性能优于 MIG 焊缝。激光焊缝的硬度在 240 HV 左右,热影响区硬度略高于焊缝区,但低于母材;MIG 焊缝硬度达到 300 HV 以上,热影响区近缝区硬度较低,仅为 200 HV。激光焊缝拉伸断裂在焊缝区,为典型的韧性断裂,接头抗拉强度达到 979.1 MPa,接头延伸率达到 48.2%;MIG 焊缝拉伸断裂在热影响区,断口上部有撕裂特征,断口下部为典型的韧性断裂,接头抗拉强度仅为 779.6 MPa,接头延伸率为 21.3%。

## 参 考 文 献

- Zhu Fengyan. EM study of the microstructure and microsegregation of austenitic steel weldments[J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2001, 23(s): 15-17.  
朱凤艳. 奥氏体不锈钢焊缝组织和偏析的电镜研究[J]. 沈阳工业大学学报, 2011, 23(s): 15-17.
- Chen Wuzhu. Quality Control of Laser Welding and Cutting[M]. Beijing: China Machine Press, 2010: 7-12.  
陈武柱. 激光焊接与切割质量控制[M]. 北京: 机械工业出版社, 2010: 7-12.
- Wang Baiping, Zhao Yong, Huang Jian. Investigation on microstructure of thick plate stainless steel joint welded by multi-pass laser welding with filler wire[J]. Chinese J Lasers, 2013, 40(2): 0203008.  
王伯平, 赵 勇, 黄 坚. 厚板不锈钢激光填丝多道焊的接头组织分析[J]. 中国激光, 2013, 40(2): 0203008.
- Benyounis K, Olabi A, Hashmi M. Multi-response optimization of CO<sub>2</sub> laser welding process of austenitic stainless steel[J]. Optics & Laser technology, 2008, 40(1): 76-87.
- Chen Qinglei. Study on the Microstructures and Mechanical Properties of Laser Welded SUS301L Austenitic Stainless Steel[D]. Changchun: Jilin University, 2012: 3-9.  
陈庆雷. SUS301L奥氏体不锈钢激光焊接头组织与力学性能的研究[D]. 长春: 吉林大学, 2012: 3-9.
- Chi K, Maclean M S, Mcpherson N A, *et al.*. Single sided single pass submerged arc welding of austenitic stainless steel[J]. Materials Science and Technology, 2007, 23(9): 1039-1047.
- Xia Juchen, Zhang Qixun. Technology of Material Forming[M]. Beijing: China Machine Press, 2010: 235-237.  
夏巨谌, 张启勋. 材料成型工艺[M]. 北京: 机械工业出版社, 2010: 235-237.
- Chen Feng. Research of Welding of Procedure for Stainless Steel Welding Deformation[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2009: 13-37.  
陈 锋. 焊接工艺对不锈钢焊接变形的研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2009: 13-37.
- Katherasan D, Sathiya P, Raja A. Shielding gas effects on flux cored arc welding of AISI 316L (N) austenitic stainless steel joints[J]. Materials and Design, 2013, 45: 43-51.
- Lippold J C, Savage W F. Solidification of austenitic stainless steel weldments[J]. Welding Journal, 1979, 58(12): 362-374.
- Derek Hull. Fractography[M]. Li Xiaogang, Dong Chaofang, Du Cuiwei, *et al.*. Transl. Beijing: Science Press, 2009: 238-247.  
德克赫尔. 断口形貌学[M]. 李晓刚, 董超芳, 杜翠薇, 等译. 北京: 科学出版社, 2009: 238-247.

栏目编辑: 张浩佳