

# 氮气保护不锈钢激光焊接接头组织及力学性能

李竹洁 吕俊霞 邹江林 张建超 吴世凯

北京工业大学激光工程研究院, 北京 100124

**摘要** 采用不同比例的氮气/氩气混合保护气,对 2 mm 厚的 SUS301L 奥氏体不锈钢进行了 CO<sub>2</sub> 激光焊接试验,研究了不同比例氮气保护条件下焊缝的显微组织、综合力学性能和表面耐腐蚀性能。试验结果表明,在不同比例氮气保护条件下,均可得到微观组织形貌无明显差异的焊接接头,焊缝的氮含量基本与母材一致,焊缝中的相均由  $\gamma$  奥氏体和少量  $\delta$  铁素体组成;接头抗拉强度、弯曲性能及显微硬度与母材相当;纯氩气保护下焊缝的耐腐蚀性能最好。随着保护气中氮含量的增加,焊缝表面的耐腐蚀性能逐渐降低,但腐蚀速率呈减缓趋势。

**关键词** 激光技术; 激光焊接; 氮气保护; 奥氏体不锈钢; 显微组织; 缺口拉伸; 耐蚀性能

**中图分类号** TG456.7

**文献标识码** A

**doi:** 10.3788/CJL201643.1202006

## Microstructure and Mechanical Property of Joints in Laser Welding of Stainless Steels with Nitrogen Shielding Gas

Li Zhujie Lü Junxia Zou Jianglin Zhang Jianchao Wu Shikai

*Institute of Laser Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China*

**Abstract** With different proportions of nitrogen-argon hybrid shielding gas, the experiment of CO<sub>2</sub> laser welding of 2 mm thick SUS301L austenite stainless steel is conducted. The microstructure, comprehensive mechanical, and surface corrosion-resistance properties under different proportions of nitrogen shielding gases are investigated. Experimental results indicated that, under different proportions of nitrogen shielding gases, the micro-morphologies of weld joints have no obvious difference, the nitrogen contents are the same as that of steel substrate, and the phase components are all  $\gamma$ -austenite with combination of a small amount of  $\delta$ -ferrite; the tensile strength, bend strength, and micro-hardness of weld joints are comparable with that of steel substrate; the weld joint under the shielding of Ar gas possesses the best corrosion resistance property; with the increment of nitrogen content in shielding gas, corrosion resistance of weld joint surface gradually decreases, but the corrosion rate shows a lowering trend.

**Key words** laser technique; laser welding; nitrogen shielding gas; austenite stainless steel; microstructure; notched tensile; corrosion-resistance property

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390

## 1 引 言

不锈钢具有较强的耐腐蚀、耐高温性能和良好的机械性能,广泛应用于轨道交通、能源重化及航空航天工业等领域<sup>[1]</sup>。传统焊接工艺存在焊接效率低、焊件变形大等缺点,正逐渐被先进的激光焊接方式取代<sup>[2-4]</sup>。激光具有光束质量好、焊接速度快、接头质量高、焊缝成型美观等优点,因而在不锈钢焊接中得到越来越多的应用<sup>[5]</sup>。在激光焊接中,金属高温蒸发和电离产生的等离子体对焊接过程的稳定性及能量耦合有着重要影响,因此在焊接过程中多采用侧吹氩气或氮气来实现对等离子体的控制和熔池保护<sup>[6]</sup>。氩气电离能高,导热性好,具有较佳的保护性能,但价格昂贵。氮气保护成本较为低廉,但在工业中大量使用的情况下依然存在

**收稿日期:** 2016-06-20; **收到修改稿日期:** 2016-09-05

**基金项目:** 国家自然科学基金(51505010)

**作者简介:** 李竹洁(1990—),女,硕士研究生,主要从事不锈钢激光焊接方面的研究。E-mail: lizhujie@emails.bjut.edu.cn

**导师简介:** 吴世凯(1976—),男,博士,副研究员,主要从事激光电弧复合焊接机理及工艺技术方面的研究。

E-mail: wushikai@bjut.edu.cn(通信联系人)

成本高昂问题。因此,探索更加经济的保护气体对提高不锈钢激光焊接的工业应用价值具有重要意义。

氮气是空气的主要成份,占大气总量的 78.08%(体积分数),其制备方法简单,成本较低(低于氩气),同时氮气化学性质极不活泼,电离能与氩气相当,从焊接熔池保护角度出发,氮气是非常经济的保护气体。在常规电弧焊接过程中,高温熔池溶解的氮在随后的冷却过程中,一部分以过饱和形式存在于固溶体中,还有一部分以  $Fe_4N$  形式在晶界或晶内析出<sup>[7-8]</sup>,这使得焊缝金属的塑性、韧性,特别是低温韧性急剧减弱<sup>[9-10]</sup>。同时,过饱和的氮在时效过程中逐渐析出形成稳定的针状  $Fe_4N$ ,导致焊缝金属的时效脆化。因此在电弧焊接时,氮作为杂质元素必须严格控制<sup>[11]</sup>。另一方面,微量氮溶解于熔池可以作为奥氏体化元素来增强不锈钢的耐腐蚀性、抗疲劳性以及屈服和抗拉强度,可提高焊缝的综合力学性能<sup>[12-14]</sup>。而对于激光焊接,等离子体中的金属蒸气分压可有效减小保护气体中的氮气分压,导致氮在熔池中的溶解度远小于传统电弧焊接。同时激光焊接冷却速度很快,电离和分解的氮来不及溶解,熔池已经凝固,这也可以在一定程度上减小焊缝中氮的溶解度。Bárta 等<sup>[15-16]</sup>在用  $CO_2$  激光焊接双相不锈钢时,采用氮气作为保护气体,得到表面光滑、无焊接缺陷的焊缝,焊缝硬度与纯氩气保护相当,同时焊缝弯曲性能良好,焊缝中的奥氏体质量分数由 24% 提升到 56%。但关于氮对激光焊接焊缝综合性能的影响仍缺乏系统研究。

由于等离子体屏蔽问题,在保护气的选择中, $CO_2$  激光焊接比短波长的固体激光焊接更具挑战。本文采用  $CO_2$  激光器,针对 SUS301L 奥氏体不锈钢进行了不同比例氮气/氩气保护条件下的焊接试验,系统研究了不同保护条件下的焊缝的宏观形貌特征、微观组织、显微硬度、抗拉强度、弯曲性能及耐腐蚀性能,并在此基础上探讨了氮气保护  $CO_2$  激光焊接过程中氮的溶解及冶金行为。

## 2 试验材料和方法

试验所用材料为 2 mm 厚的 SUS301L-ST 奥氏体不锈钢,母材的抗拉强度为 845 MPa,屈服强度为 480 MPa,化学成分如表 1 所示。

表 1 SUS301L 不锈钢的化学成分  
Table 1 Chemical compositions of SUS301L stainless steels

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
Mass fraction /%	0.020	0.430	1.080	0.040	0.003	17.700	7.100	0.120

试验采用德国 Rofin 公司的 DCO35 Slab  $CO_2$  激光器,光束质量为  $3.7 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$ ,焊接时聚焦焦距为 300 mm,光斑直径为 0.27 mm。试验装置如图 1 所示。采用侧吹保护气、平板扫描焊接方法,激光功率为 2 kW,焊接速度为 1.5 m/min。焊接时通过气体配比箱设定保护气总流量为 20 L/min,调节氮气/氩气体积分数分别为 100%( $N_2$ )、75%( $N_2$ )+25%(Ar)、50%( $N_2$ )+50%(Ar)、25%( $N_2$ )+75%(Ar)、100%(Ar)。

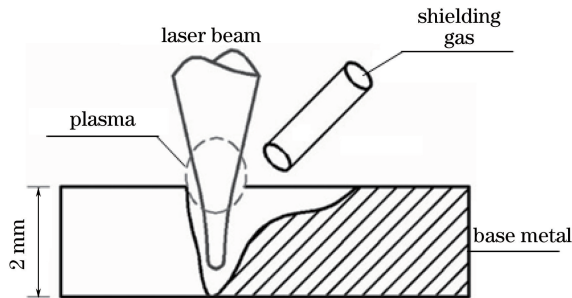


图 1 焊接装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of welding setup

焊后将试样沿横截面切开,研磨、抛光后,用王水腐蚀,用光学显微镜及日本 Olympus 公司生产的型号为 S-3400N 的扫描电子显微镜观察焊缝微观组织形貌,采用 X 射线衍射仪(XRD)对焊缝中的相成分进行分析。采用德国 ELTRA-ONH-2000 氮氢氧检测仪对焊缝中的氮含量进行测定,采用显微硬度计测量焊缝显微硬度,其中试验载荷为 0.98 N,加载时间为 15 s。采用美国 MTS 810 电液伺服材料试验机进行 U 型缺口拉伸及横向和纵向弯曲试验,拉伸试样尺寸如图 2 所示,其中黑色部分为焊缝位置,半圆缺口半径为

1.5 mm, 缺口位于焊缝中心。采用法国 Claix 公司生产的型号为 Biologic-VMP3 的电化学分析仪测量焊缝表面的极化曲线, 通过拟合得到自腐蚀电位和自腐蚀电流, 腐蚀液为质量分数为 3.5% 的 NaCl, 扫描速度为 10 mV/s。

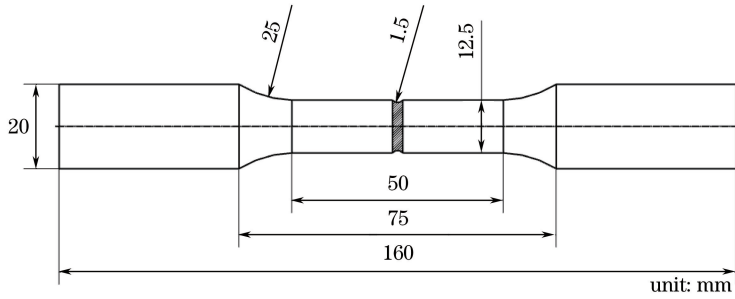


图 2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Dimension of tensile specimen

### 3 试验结果

#### 3.1 焊缝表面形貌

图 3 为不同比例氮气保护条件下的焊缝表面成型及焊缝横截面图。从图中可以看出, 不同氮气/氩气比例的保护气均可保证焊接过程中熔池的稳定性, 焊缝与母材结合良好, 焊缝表面轻微氮化呈金黄色, 焊缝平顺光滑、连续, 无焊接飞溅, 未观察到气孔、裂纹等缺陷。由于焊缝上表面的激光输入能量大, 焊缝冷却速度相对较慢, 因此焊缝横截面呈典型的上宽下窄的丁字形, 无咬边、未熔合等明显焊接缺陷。

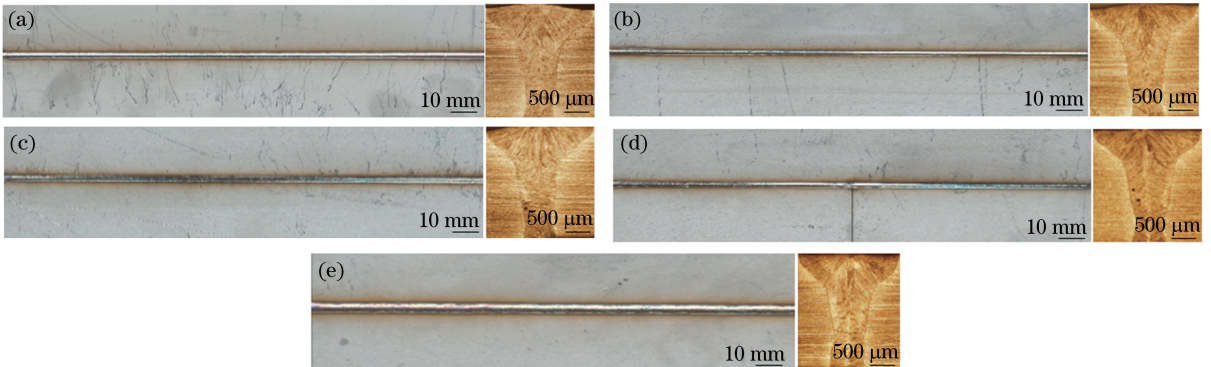


图 3 不同体积分数氮气/氩气保护气下的焊缝表面成型及横截面图。(a) 100%N<sub>2</sub>; (b) 75%N<sub>2</sub>+25%Ar; (c) 50%N<sub>2</sub>+50%Ar; (d) 25%N<sub>2</sub>+75%Ar; (e) 100%Ar

Fig. 3 Weld surfaces and cross-sectional diagrams of weld joints under different volume fractions of nitrogen-argon shielding gases. (a) 100%N<sub>2</sub>; (b) 75%N<sub>2</sub>+25%Ar; (c) 50%N<sub>2</sub>+50%Ar; (d) 25%N<sub>2</sub>+75%Ar; (e) 100%Ar

#### 3.2 焊接接头显微组织及相组成

图 4 为不同氮气/氩气比例保护条件下, 焊接接头焊缝中心处的显微组织照片, 图 4(a) 中黑色方框为取样位置。通过金相分析发现, 不同氮气/氩气比例保护条件下的焊缝显微组织特征基本一致, 焊缝中心主要以奥氏体树枝晶组织为主, 熔合线附近以垂直于熔池边界向焊缝中心生长的细小柱状晶组织为主, 在奥氏体晶粒边界存在少量的黑色残余铁素体。氮气作为激光焊接保护气体时, 对焊缝成型及显微组织没有明显影响。

进一步对焊缝的平均氮含量和平均铁素体含量进行测量, 取样位置在图 4(a) 中虚线区域的焊缝中, 测量结果如表 2 所示。图 5 为焊接接头 XRD 分析结果。可以看到, 不同氮气/氩气比例保护条件下, 焊缝金属中氮的质量分数均在 0.12% 左右, 与母材基本一致, 同时焊缝中的相均由  $\gamma$  奥氏体和少量  $\delta$  铁素体组成。随着保护气中氮含量的增加, 焊缝中的  $\delta$  铁素含量呈微量减少趋势, 但焊缝的组织形貌没有明显差异。

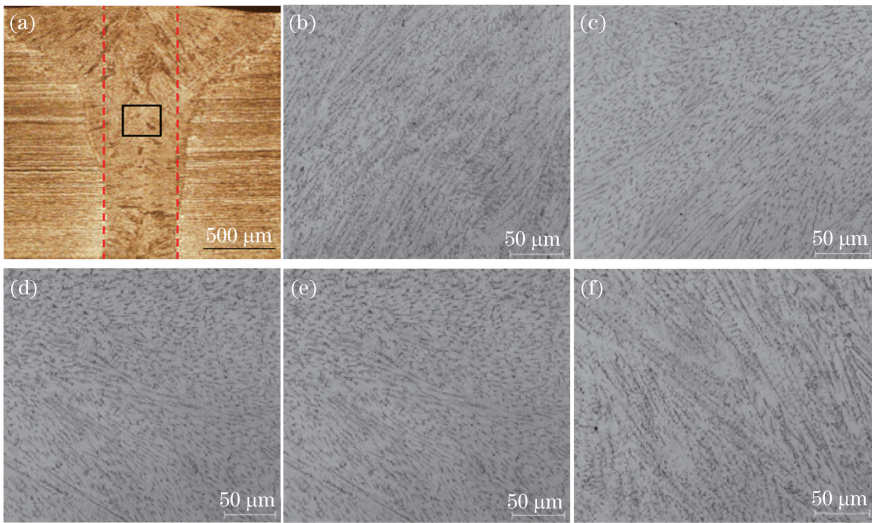


图 4 不同体积分数氮气/氩气保护气下的焊缝微观组织形貌。(a) 焊缝横截面及取样位置；

(b) 100% N<sub>2</sub>；(c) 75% N<sub>2</sub> + 25% Ar；(d) 50% N<sub>2</sub> + 50% Ar；(e) 25% N<sub>2</sub> + 75% Ar；(f) 100% Ar

Fig. 4 Micro-morphologies of weld joints under different volume fractions of nitrogen-argon shielding gases.

(a) Weld cross section and sampling positon; (b) 100% N<sub>2</sub>; (c) 75% N<sub>2</sub> + 25% Ar;

(d) 50% N<sub>2</sub> + 50% Ar; (e) 25% N<sub>2</sub> + 75% Ar; (f) 100% Ar

表 2 焊缝中氮和铁素体的含量

Table 2 Contents of nitrogen and δ-ferrite in weld joints

Volume fraction of shielding gas	Nitrogen mass fraction / %	δ-ferrite mass fraction / %
100% (N <sub>2</sub> )	0.12	7.5
75% (N <sub>2</sub> ) + 25% (Ar)	0.13	8.0
50% (N <sub>2</sub> ) + 50% (Ar)	0.12	9.5
25% (N <sub>2</sub> ) + 75% (Ar)	0.12	12.5
100% (Ar)	0.11	9.5

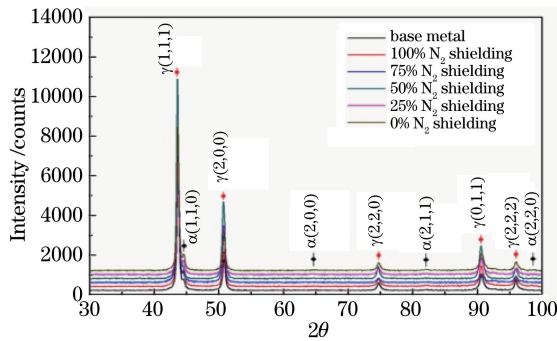


图 5 焊缝接头 XRD 分析结果

Fig. 5 XRD analysis result of weld joints

### 3.3 接头力学性能

在不同氮气/氩气比例保护条件下,焊缝的显微组织、氮含量及相组成均没有明显差异,同时标准拉伸试样断裂位置都位于母材,无法直接反映保护气中氮含量对焊缝抗拉强度的影响。因此采用缺口拉伸试样,对母材和 5 种保护条件下的焊缝进行缺口拉伸试验,结果如图 6 所示。缺口拉伸试样断裂位置位于焊缝热影响区(HAZ),如图 7 所示,其强度值为焊缝的抗拉强度。从图 6 可以看出,当保护气中的氮气体积分数低于 50%时,焊缝缺口拉伸强度在 860 MPa 左右,基本与母材相当;当氮气体积分数超过 50%时,焊缝缺口抗拉强度变小,但降低幅度不大。拉伸断裂均发生在熔合线附近焊缝区内,这是由于焊缝中心区域晶粒细小,而靠近熔合线处为晶粒粗大的柱状晶组织,抗拉强度较低,而且焊趾处缺口应力集中,因此拉伸试样在此处开

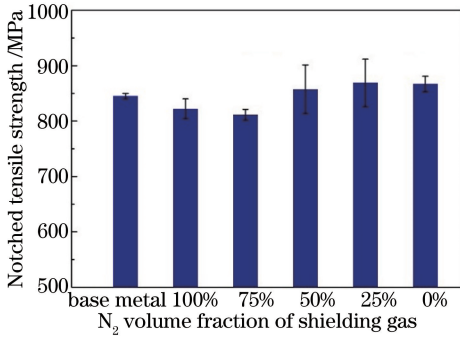


图 6 焊缝缺口抗拉强度

Fig. 6 Notched tensile strength of weld joints

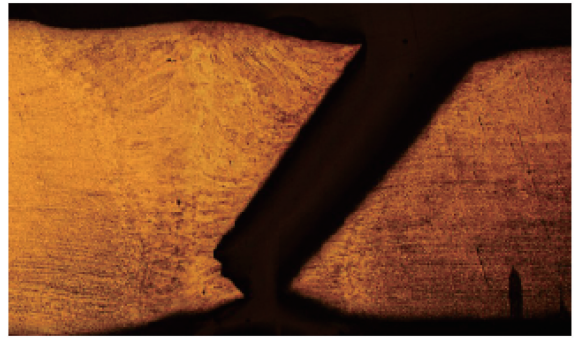


图 7 缺口拉伸试样断裂位置

Fig. 7 Fracture location of notched tensile specimen

裂,并沿熔合线附近柱状晶区扩展,形成断裂。

焊接头断口微观形貌扫描电镜图如图 8 所示,可以看到断口是由一些细小的韧窝组成,断裂方式为典型的韧性断裂。

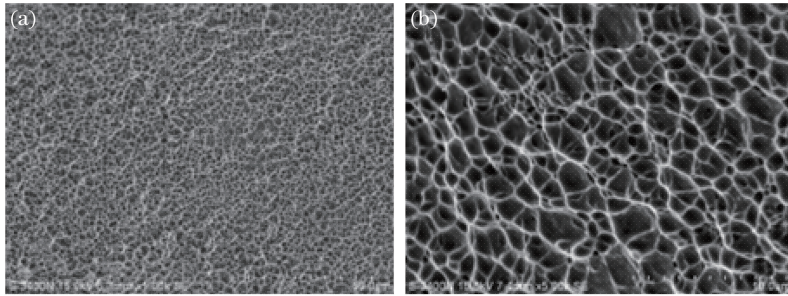


图 8 拉伸断口显微形貌。(a) 低倍放大; (b) 高倍放大

Fig. 8 Micro-morphology of tensile fracture. (a) Low magnification; (b) high magnification

对不同保护条件下的焊缝横截面进行横向、纵向弯曲试验(压头直径为 8 mm)及显微硬度分布测试。接头显微硬度分布如图 9 所示,其中 WM 为焊缝区。结果表明,当弯曲角度为 180°时,焊缝拉伸面均无裂纹产生,焊接接头弯曲性能良好,氮气保护对焊接接头韧性的影响可以忽略。

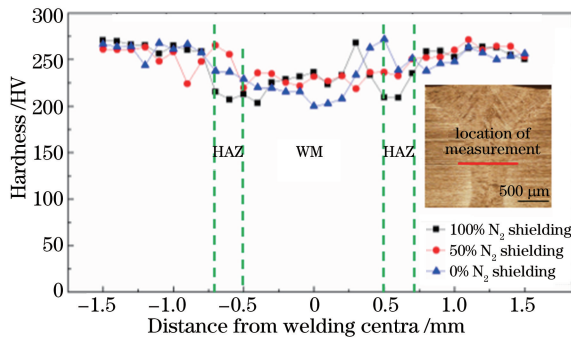


图 9 接头显微硬度分布

Fig. 9 Micro-hardness distribution of weld joints

从图 9 可以看出,母材的硬度均值为 258 HV 左右,三种保护条件下的试样显微硬度没有显著差异,其均值分别为 223, 229, 219 HV, 略低于母材,保护气体中的氮含量对焊缝的硬度影响不大。

### 3.4 焊接接头耐腐蚀性能

对 5 种保护条件下的焊缝表面进行电化学腐蚀试验,自腐蚀电流和自腐蚀电位如表 3 所示。从表 3 可以看出,纯氩气保护的焊缝自腐蚀电位最高,自腐蚀电流最小,表明其表面耐腐蚀性能最好,腐蚀进行得最慢。在保护气中加入氮气后,随着氮含量的增加,焊缝表面的自腐蚀电位小幅降低,抗腐蚀能力降低。当氮气质量分数超过 50%时,焊缝的自腐蚀电位下降速率加快,纯氮气保护条件下的焊缝最容易发生腐蚀。另

一方面,自腐蚀电流随保护气中氮含量的增加而逐渐减小,焊缝腐蚀速度逐渐趋缓。对不同保护条件下焊缝腐蚀后的形貌进行观察,发现腐蚀形貌无明显区别。图 10 为纯氮气保护条件下焊缝腐蚀后的表面形貌,其中 BM 为母材。可以看出腐蚀最严重位置均发生在熔合线附近,为点蚀腐蚀。

表 3 焊缝自腐蚀电位和自腐蚀电流

Table 3 Self-corrosion potential and current of weld joints

Volume fraction of shielding gas	Self-corrosion potential /mV	Self-corrosion current / $\mu$ A
100%(N <sub>2</sub> )	-1036.186	0.261
75%(N <sub>2</sub> )+25%(Ar)	-291.161	0.346
50%(N <sub>2</sub> )+50%(Ar)	-229.000	0.429
25%(N <sub>2</sub> )+75%(Ar)	-226.644	0.610
100%(Ar)	-201.117	0.070

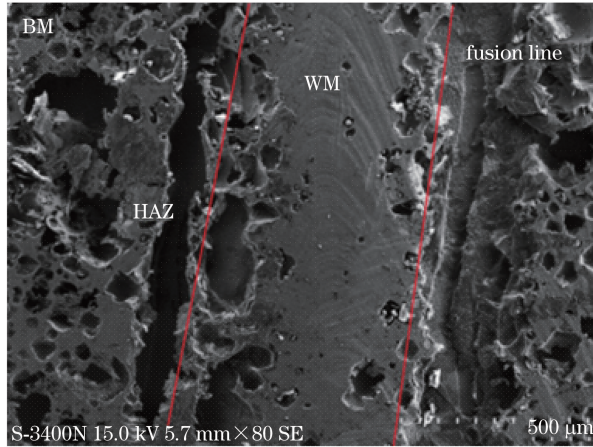


图 10 纯氮气保护条件下的焊缝腐蚀显微形貌

Fig. 10 Micro-morphology of weld joint after corrosion under the condition of pure N<sub>2</sub> shielding

#### 4 分析与讨论

在激光焊接中,深熔小孔内的气压远高于孔外气压,导致金属蒸气喷出深熔小孔<sup>[17]</sup>,这使得孔外保护气中的氮气很难进入深熔小孔内。熔池表面上方的气压约为一个大气压,气体在熔池中的溶解过程可以分为如下两个阶段:气体分子与金属气体向熔池界面上方运动;气体被熔池表面吸附,在熔池表面上分解为原子,气体原子穿过熔池表面层,再向金属深处扩展。氮气在熔池中的溶解过程为<sup>[18]</sup>

$$S_N = K_N \sqrt{P_{N_2}}, \tag{1}$$

$$P_{N_2} + P_M = 101, \tag{2}$$

式中  $S_N$  为氮元素在熔池中的溶解度,  $K_N$  为平衡常数,  $P_{N_2}$  为保护气中氮气的分压,  $P_M$  为焊接过程中金属蒸气的分压。激光焊接过程中金属蒸发和电离产生的大量等离子体以气态存在。在等离子体中,因为金属蒸发及电离使得  $P_M$  增大,由(2)式可知  $P_{N_2}$  大幅减小,所以氮元素在熔池中的溶解度  $S_N$  降低,氮元素很难大量进入熔池,焊缝中的氮含量几乎与母材相当,氮元素对焊缝显微组织及力学性能的影响不明显。

按照相组份 WRC-1992 计算方法,将母材中各元素质量分数等效为铬和镍的质量分数,SUS301L 不锈钢的铬和镍的等效质量分数分别为 18.0%和 11.8%。结合舍夫勒相组图<sup>[19]</sup>进行分析可知,SUS301L 不锈钢焊缝凝固为 F-A 模式。同时由于 CO<sub>2</sub> 激光焊接不锈钢时,凝固冷却速度非常大,舍夫勒图中的凝固相组成右移,因此在焊缝中会存在一定量的残余  $\delta$  铁素体。氮是强奥氏体化元素,其含量的增加使得焊缝中镍含量增大、铁素体含量减小。随着保护气中氮气含量的增加,焊缝中残余  $\delta$  铁素体的含量呈减少趋势,焊缝的腐蚀速率减缓,自腐蚀电流变小。

另一方面,氮原子被熔池表面吸附后,在高温下形成 Fe<sub>4</sub>N 化合物,降低了焊缝的耐腐蚀性能。因此,随着保护气体中氮含量的增加,更多的氮被金属表面吸附,表面的 Fe<sub>4</sub>N 化合物含量增加,焊缝表面的耐腐蚀性能

减弱,自腐蚀电位增大。对于纯氩气气体保护,由于表面没有  $\text{Fe}_4\text{N}$  化合物形成,焊缝的耐腐蚀性能最好。

## 5 结 论

采用不同比例的氮气/氩气混合保护气,对 2 mm 厚的 SUS301L 奥氏体不锈钢进行了  $\text{CO}_2$  激光焊接试验,研究了焊缝的宏观形貌、微观组织、氮含量及相组成,并对焊缝的力学性能、表面耐腐蚀性能进行了分析,得到以下结论。

1) 在不同比例氮气/氩气保护条件下,均可以得到成型良好、微观组织形貌无明显差异的焊缝,焊缝力学性能与母材相当,无明显弱化。

2) 保护气中氮气的含量对焊缝组织以及相成份没有明显影响。焊缝中的氮含量基本与母材一致,同时焊缝中的相均由  $\gamma$  奥氏体和少量  $\delta$  铁素体组成。当保护气中氮含量增加时, $\delta$  铁素体含量呈减少趋势。

3) 不同比例氮气保护条件下的焊缝耐腐蚀性较纯氩气保护弱。随着保护气中氮含量的增加,焊缝表面的耐蚀性减弱,但由于氮的强奥氏体化作用,焊缝中残余  $\delta$  铁素体含量减少,腐蚀速度呈减缓趋势。

## 参 考 文 献

- Huang Junxia. A new application field of stainless steel in China: Urban railway vehicles[J]. China Metallurgy, 2005, 15(10): 4-6  
黄俊霞. 不锈钢在中国应用的新领域—城市轨道交通客车[J]. 中国冶金, 2005, 15(10): 4-6.
- Tang Duo, Wang Chunming, Tian Man, *et al.* Contrasting study on quality of SUS301L-HT joints in fiber laser welding and MIG welding[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(7): 0703003.  
唐 舵, 王春明, 田 曼, 等. SUS301L-HT 不锈钢激光焊接与 MIG 焊接对比实验研究[J]. 中国激光. 2015, 42(7): 0703003.
- Wang Xijing, Ye Jiehe, Sun Bingyan, *et al.* Microstructure and mechanical properties of friction stir weld joint of 0Cr18Ni9 stainless steel[J]. Hot Working Technology, 2006, 35(23): 36-38.  
王希靖, 叶结合, 孙丙岩, 等. 0Cr18Ni9 不锈钢搅拌摩擦焊接头的微观组织和性能[J]. 热加工工艺, 2006, 35(23): 36-28.
- Wu Maoguo, Liu Wei, Fan Meng, *et al.* Microstructure and mechanical properties of resistance spot welding joint of SUS301L plate[J]. Journal of Beijing Jiaotong University, 2005, 29(4): 104-106.  
吴茂国, 刘 伟, 樊 猛, 等. SUS301L 板电阻点焊接头的组织和性能[J]. 北京交通大学学报, 2005, 29(4): 104-106.
- Chen Yang, Wu Shikai, Xiao Rongshi. Microstructure and performance of  $\text{CO}_2$ -MIG hybrid welding of SUS301L stainless steel[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(1): 0103004.  
陈 洋, 吴世凯, 肖荣诗. SUS301L 不锈钢  $\text{CO}_2$  激光-MIG 复合焊接头组织性能研究[J]. 中国激光, 2014, 41(1): 0103004.
- Liu Jian, Shi Yan, Liu Jia, *et al.* Effect of shielding gas on laser welding of austenitic stainless steel[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2014, 51(5): 051402.  
刘 键, 石 岩, 刘 佳, 等. 保护气体对奥氏体不锈钢激光焊接的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2014, 51(5): 051402.
- Li Geng, Zhang Lin, Gao Ming, *et al.* Influence of shielding gas on fiber laser welding of stainless steel[J]. Hot Working Technology, 2011, 40(23): 126-129.  
李 耿, 张 林, 高 明, 等. 保护气体对不锈钢光纤激光焊接的影响[J]. 热加工工艺, 2011, 40(23): 126-129.
- Zhang Wenyue. Welding metallurgy[M]. Beijing: China Machine Press, 1999: 33-35.  
张文钺. 焊接冶金学[M]. 北京: 机械工业出版社, 1999: 33-35.
- Gao Fubin. Effect of nitrogen on the microstructure and properties of 201 stainless steel[D]. Baotou: Inner Mongolia University of Science and Technology, 2014.  
高福彬. 氮对 201 不锈钢组织和性能的影响[D]. 包头: 内蒙古科技大学, 2014.
- Yuan Zhizhong, Dai Qixun, Cheng Xiaonong, *et al.* Effect of nitrogen in austenitic stainless steels[J]. Journal of Jiangsu University(Natural Science), 2002, 23(3): 72-75.  
袁志钟, 戴起勋, 程晓农, 等. 氮在奥氏体不锈钢中的作用[J]. 江苏大学学报(自然科学版), 2002, 23(3): 72-75.
- Deng Baozhu, Peng Yun, Liao Pibo, *et al.* Effect of nitrogen on the mechanical properties of weld metal of 316L austenitic

- stainless steel[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2011, 47(18): 66-71.
- 邓宝柱, 彭 云, 廖丕博, 等. 氮对 316L 不锈钢焊缝力学性能的影响[J]. 机械工程学报, 2011, 47(18): 66-71.
- 12 Wang Songtao. Mechanical behaviors and mechanisms of nitrogen effect of high nitrogen austenitic stainless steels[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2008.
- 王松涛. 高氮奥氏体不锈钢的力学行为及氮的作用机理[D]. 北京: 中国科学院大学, 2008.
- 13 Bhatt R B, Kamat H S, Ghosal S K, *et al.* Influence of nitrogen in the shielding gas on corrosion resistance of duplex stainless steel welds[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 1999, 8(5): 591-597.
- 14 Gong Lihua, Zhang Huan, Cheng Dongliang. Effect of nitrogen addition in shielding gas on corrosion behavior of duplex stainless steel welded joints[J]. Transaction of Materials and Heat Treatment, 2013, 34(9): 112-115.
- 龚利华, 张 欢, 程东亮. 保护气体氮对双相不锈钢焊缝腐蚀行为的影响[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(9): 112-115.
- 15 Bárta J, Vrtochová T, Krampot'ák P. The shielding gas influence on the laser beam welding of 2205 duplex stainless steel [J]. Journal of Slovak University of Technology, 2015, 10: 28-34.
- 16 Keskitalo M, Mäntyjärvi K, Sundqvist J, *et al.* Laser welding of duplex stainless steel with nitrogen as shielding gas[J]. Advanced Materials Research, 2013, 772: 89-93.
- 17 Li S, Chen G, Zhang Y, *et al.* Investigation of keyhole plasma during 10 kW high power fiber laser welding[J]. Laser physics, 2014, 24(10): 106003.
- 18 Yin S Y, Jiang Z H, Yang L, *et al.* Research on nitriding behavior in austenitic stainless steel melt[J]. China Metallurgy, 2007, 17(3): 38-42.
- 19 Kotecki D J, Siewert T A. WRC 1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: A modification of the WRC 1988 diagram[J]. Welding Journal, 1992, 71(5): 171-178.