

# 镍板熔池正面供气双面保护激光焊接工艺研究

石岩 李镇 刘佳 陈俊科

长春理工大学机电工程学院, 吉林 长春 130022

**摘要** 研究了单面供气双面成形的激光焊接 Ni201 板工艺,并对焊缝进行了测试与分析。结果表明,焊缝成形良好,改变槽深对焊缝熔宽影响较小,焊缝区为粗大的奥氏体组织。气孔类型检测结果表明,焊缝气孔为氧气孔,随槽深的增大氧气的质量分数呈 V 型变化。当槽深为 3 mm 时,焊缝氧气质量分数最小,接头强度为 377.7 MPa,达到母材强度的 80%,焊件满足使用要求。

**关键词** 激光技术; 激光焊接; 气孔; 力学性能

**中图分类号** TG456.7

**文献标识码** A

**doi:** 10.3788/CJL201643.1002004

## Study on Laser Welding Process of Nickel Sheet Molten Pool with Frontal Supply and Double-Sided Protection

Shi Yan Li Zhen Liu Jia Chen Junke

*College of Mechanical and Electrical Engineering, Changchun University of Science and Technology,  
Changchun, Jilin 130022, China*

**Abstract** The laser welding process of Ni201 sheet with single-sided gas supply and double-sided forming is studied, and the welds are tested and analyzed. The results show that the weld is well-formed, the influence of groove depth on weld width is weak, and the weld zone is coarse austenite structure. The result of stomatal type detection shows that the type of weld porosity is oxygen hole, and the mass fraction of oxygen versus groove depth presents a V typed change. When the groove depth is 3 mm, the oxygen mass fraction of welds is the smallest, the joint strength reaches to 377.7 MPa, which is about 80% of the base metal strength, and the welding parts meet the requirements of use.

**Key words** laser technique; laser welding; porosity; mechanical property

**OCIS codes** 140.3390; 140.3380; 160.3380

## 1 引言

镍及其合金具有良好的耐蚀性能,因此在腐蚀性介质热交换领域得到了广泛应用。目前,镍及其合金的常规焊接方法主要有焊条电弧焊、熔化极气体保护焊和钨极氩弧焊,但用上述方法焊接薄板类镍合金产品时,存在焊接变形及焊缝热影响区的面积大、强度低、表面平整度差等问题。激光焊接与常规焊接方法相比具有熔深大、焊道窄、焊接速度快、热影响区域小、变形小、无电极污染、焊接精准等优点,且在焊接薄材时不会出现回熔现象,因此,激光焊接越来越多地应用到现代焊接工业中<sup>[1-5]</sup>。镍及其合金在高温条件下极易发生氧化并生成 NiO 使材料失效,因此,必须在惰性气体的保护下进行镍及其合金的焊接。Chiang 等<sup>[6]</sup>研究了在利用氩气进行双面保护激光焊接过程中,填粉和预热对 IN-738 镍基合金固态结构和性能的影响。陈俊科等<sup>[7]</sup>研究了在利用氩气进行双面保护激光焊接过程中,工艺参数对 Ni201 焊缝成形和性能的影响。Moosavy 等<sup>[8]</sup>研究了在利用氩气进行镍基合金保护的激光焊接过程中,焊接工艺参数和 Ti、Nb 元素含量对

**收稿日期:** 2016-06-01; **收到修改稿日期:** 2016-06-21

**基金项目:** 吉林省科技支撑计划(20120353)

**作者简介:** 石岩(1972—),男,博士,教授,主要从事激光加工方面的研究。E-mail: shiyan@cust.edu.cn

\* **通信联系人.** E-mail: 949479617@qq.com

显微组织、焊接缺陷和力学性能的影响。Ventrella 等<sup>[9]</sup>利用氩气进行保护,对 C-276 镍 YAG 激光器线能量对焊缝质量的影响进行了研究。Ma 等<sup>[10]</sup>研究了利用氩气进行 C-276 镍基合金保护的激光焊组织演化及力学性能。上述这些保护装置结构复杂、制造成本高,不适于大尺寸、小批量、施焊空间狭窄的复杂焊接。

本文以板式换热器常用的 0.6 mm 厚的工业纯镍 Ni201 为研究对象,研究了正面供气双面保护的焊接工艺对工业纯镍激光搭接接头宏微观形貌、微观组织及力学性能的影响,重点研究了槽深对焊缝气孔的影响,为复杂结构镍及其合金薄板零件的激光焊接提供了一定的参考。

## 2 实验材料、设备及方法

### 2.1 实验材料

实验材料为 0.6 mm 厚的 Ni201 冷轧工业纯镍板,尺寸为 120 mm×120 mm。实验前用丙酮清洗试样,去除试样表面油污。将清洗后的试样叠放于焊接工作台上,用压板压紧,进行激光搭接焊实验。Ni201 的组成物质及物理性质参数分别见表 1 和表 2。

表 1 Ni201 的化学成分(质量分数,%)  
Table 1 Chemical composition of Ni201 (mass fraction, %)

Element	C	Si	Mn	S	Cu	Fe	Ni
Content	≤0.02	≤0.35	≤0.35	≤0.01	≤0.025	≤0.40	99.0

表 2 Ni201 的物理参数  
Table 2 Physical parameters of Ni201

Parameter	Melting point /°C	Density / (g·cm <sup>-3</sup> )	Ductility ratio /%	Tensile strength /MPa	Thermal conductivity / (W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> )
Value	1453	8.90	40	440	67.41

### 2.2 实验设备及实验方法

实验设备采用 Rofin-Sinar DC050 型板条 CO<sub>2</sub> 激光器,波长为 10.6 μm,光束模式为 TEM<sub>00</sub>,光束质量因数大于等于 0.9,激光束经反射聚焦后离焦照射在镍板表面,光斑直径为 2 mm,优化后的激光功率  $p$  及焊接速度  $v$  分别为 3.5 kW、3 m/min。保护气体采用氦气和氩气二元混合气体,且保护气体与焊接激光同轴输出,氦气与氩气的流量分别为 0.6 m<sup>3</sup>/h 和 1.2 m<sup>3</sup>/h。

焊接过程中焊接激光与镍板表面垂直。同时,为了达到单面提供保护气体双面同时得到保护的目,在镍板下方放置嵌块,并在嵌块上表面开一条条状槽,条状槽位于焊缝下方并与焊缝走向一致,槽宽度为 9 mm,槽深为  $h$ 。嵌块槽口朝上,镍板下表面与槽构成一个气体暂留空间,正面提供的保护气体经过贯穿性匙孔运动到暂留空间,受到暂留空间阻碍而反向运动,在镍板背面焊缝处形成一个动态惰性气体保护区,对镍板进行双面保护。图 1 所示为 Ni201 薄板激光搭接焊示意图。

将激光焊接后的试样沿垂直焊缝方向切开,经镶嵌、研磨、抛光后制成金相试样,并使用由 50 mL H<sub>2</sub>O 和 50 mL HNO<sub>3</sub> 制备得到的硝酸水溶液进行腐蚀。采用 ME61 型体式显微镜对腐蚀后的金相试样焊缝熔

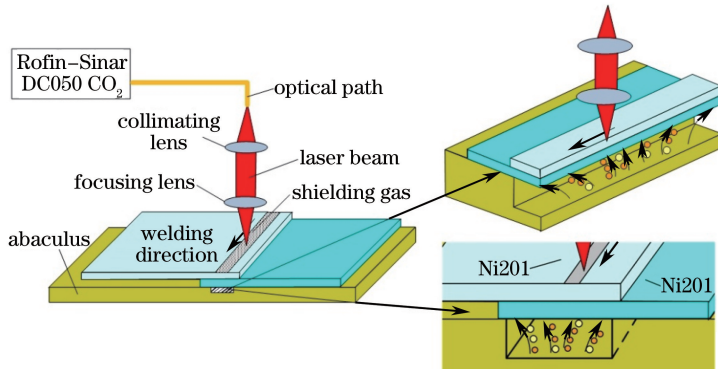


图 1 Ni201 薄板激光搭接焊示意图

Fig. 1 Schematic diagram of laser lap welding of Ni201 sheet

宽进行测量,用 Leica 公司生产的 DM2700M 金相显微镜观察焊接接头宏观形貌和断口形貌,用 TCH-600 氧氮氢分析仪分析气孔成分及质量,采用 MTS 公司生产的 810.22M 电液伺服材料实验系统对焊接试样接头进行静拉伸强度测试,拉伸试样尺寸如图 2 所示。

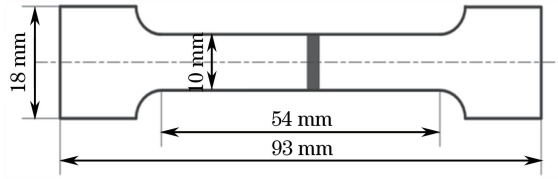


图 2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Size of tensile specimen

### 3 实验结果与分析

#### 3.1 槽深对焊缝成形的影响

图 3 所示为不同槽深 Ni201 焊缝表面及截面形貌。由各个焊缝表面形貌可见,不同槽深的焊缝正面均呈现连续鱼鳞状,且具有银白色金属光泽,说明在焊接过程中焊缝正面保护良好。焊缝背面颜色相对于正面较为暗淡,槽深从 7 mm 增加到 9 mm 时焊缝背面颜色由浅蓝色变为深蓝色。保护气体对焊缝背面保护的时间随槽深增加而变长,而镍与氧的亲合力很强,在 450 °C 的空气中能轻微氧化,因此在激光焊接过程中,焊缝背面氧化较严重<sup>[11]</sup>。此外,在焊缝背面可以观察到因保护气体反喷而造成的金属熔滴。焊缝整体呈双碗形,这是由于激光全熔透焊接时小孔上部和底部产生的高温等离子体对焊缝正、背面具有加热作用。

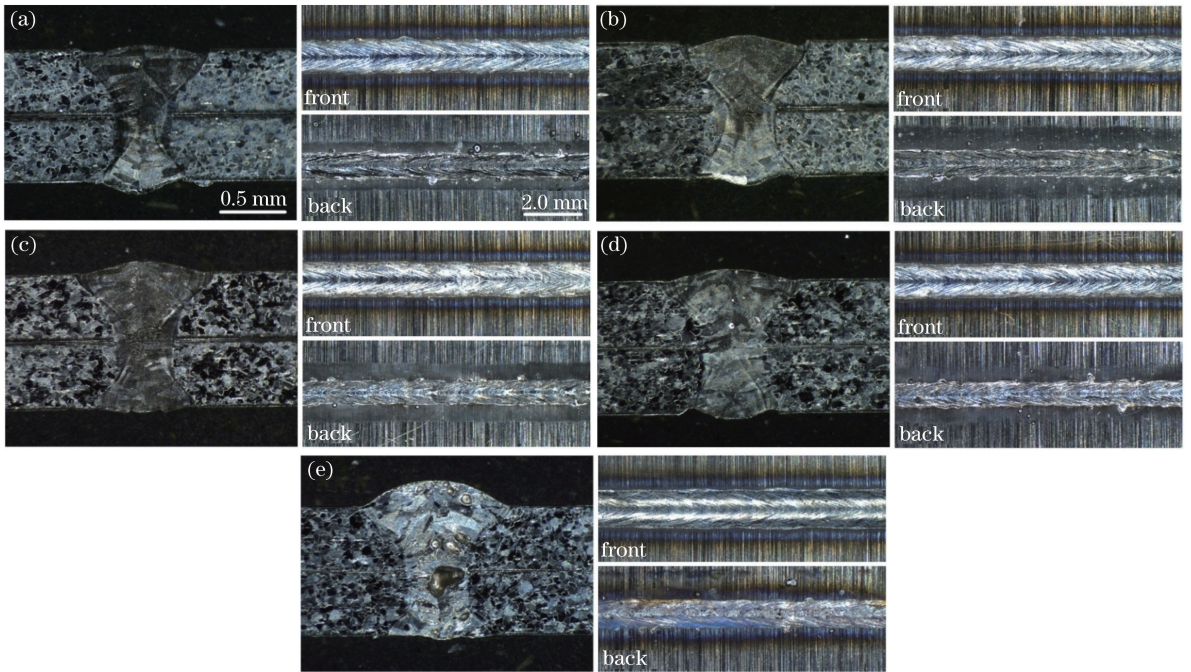


图 3 不同槽深焊缝截面形貌(右)及表面形貌(左)。(a)  $h=1$  mm; (b)  $h=3$  mm;

(c)  $h=5$  mm; (d)  $h=7$  mm; (e)  $h=9$  mm

Fig. 3 Morphologies of cross section of weld seams (right) and surface (left) with different groove depths.

(a)  $h=1$  mm; (b)  $h=3$  mm; (c)  $h=5$  mm; (d)  $h=7$  mm; (e)  $h=9$  mm

#### 3.2 槽深对熔宽的影响

利用体式显微镜及其自带软件对不同槽深焊接时焊缝正背面熔宽和中间熔宽进行测量,其变化如图 4 所示。从整体来看,焊缝正面熔宽最大,背面熔宽次之,中间熔宽最小。由图 4 可见,随着槽深的增加焊缝正面熔宽及中间熔宽整体呈缓慢增长趋势,而焊缝背面熔宽呈先增长后维持稳定的规律,但是这种增长幅度很

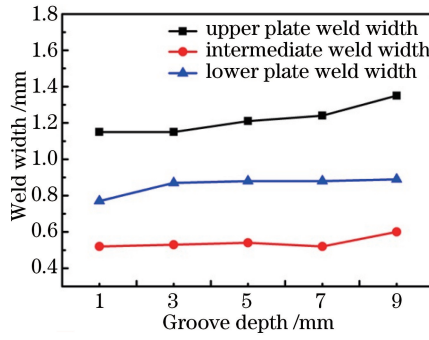


图 4 槽深对熔宽的影响

Fig. 4 Effect of groove depth on weld width

小,因此可以认为槽深对焊缝熔宽的影响很小。

### 3.3 槽深对焊接微观组织形貌的影响

不同槽深的 Ni201 接头焊缝区及熔合区微观组织形貌如图 5 所示。由图可知,不同槽深焊缝区微观组织均为粗大的奥氏体柱状晶。随着凝固过程的进行,固液界面不断向焊缝中心推进,温度梯度减小,结晶速度逐渐增大,杂质元素在焊缝中心区域偏析,溶质的浓度及过冷区间增大,从而形成粗大的奥氏体柱状晶。从图 5 还可以看出,不同槽深的热影响区与基体均为奥氏体等轴晶组织,且热影响区晶粒尺寸相对于基体没有明显的增大趋势;而熔合区晶粒尺寸较热影响区明显变大,且越靠近焊缝区晶粒越粗大。这是由于激光焊接热源集中,在熔池开始凝固时,熔合区的温度梯度比焊缝中心区域大,结晶速度较快,以熔池边缘的原固体晶面为晶核开始结晶,形成粗大的奥氏体组织。

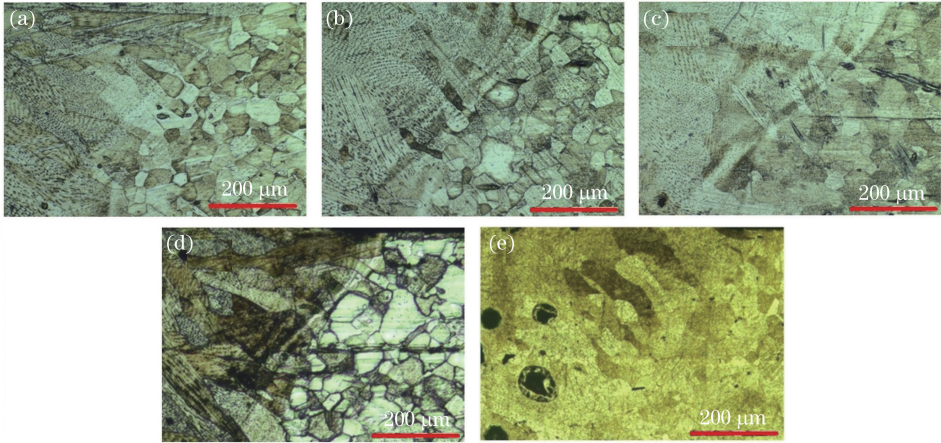


图 5 不同槽深下的熔合区金相形貌。(a)  $h=1$  mm; (b)  $h=3$  mm; (c)  $h=5$  mm; (d)  $h=7$  mm; (e)  $h=9$  mm

Fig. 5 Metallographic morphologies of fusion areas with different groove depths. (a)  $h=1$  mm; (b)  $h=3$  mm; (c)  $h=5$  mm; (d)  $h=7$  mm; (e)  $h=9$  mm

从不同槽深焊缝形貌可知,当槽深从 1 mm 增加到 7 mm 时,焊缝中心出现尺寸较小的工艺性气孔,气孔形状近于圆形;当槽深从 7 mm 增加到 9 mm 时,焊缝中心气孔数量大幅增多,气孔尺寸变大,形状变得不规则,接近椭圆形。出现上述形貌的原因在于焊缝中形成的气孔在熔池中发生扰动碰撞,结合形成尺寸较大、形状不规则的气孔。

图 6 为不同槽深 Ni201 焊缝内气孔的 X 射线检测图。由图可知,当槽深为 1 mm 时,焊缝内气孔较少;当槽深为 3 mm 时,焊缝内没有观察到气孔;当槽深超过 3 mm 后,随着槽深的增加,焊缝内气孔逐渐增多,并呈线形分布在焊缝中央。试样上的气孔类型分析结果表明,焊缝气孔不可能为氮气孔,因为氮在镍中既不溶解也不发生反应,焊缝中气孔外观特征和位置分布也不符合氮气孔的特征<sup>[12]</sup>。另外,焊缝气孔不可能为氩气和氦气气孔,原因是暂留空间底面的保护气体的反喷强度随槽深的减小不断增强,形成的气孔数量随槽深的减小不断增加。为了验证焊缝气孔不是氮气及保护气体气孔,采用惰性气体熔融的原理对气孔进行检

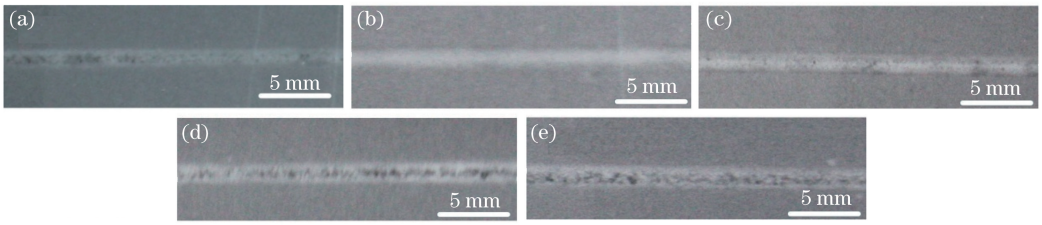


图 6 不同槽深下的焊缝 X 射线检测形貌图。(a)  $h=1$  mm; (b)  $h=3$  mm; (c)  $h=5$  mm; (d)  $h=7$  mm; (e)  $h=9$  mm  
 Fig. 6 Morphologies of weld seams with different groove depths by X-ray detection. (a)  $h=1$  mm; (b)  $h=3$  mm; (c)  $h=5$  mm; (d)  $h=7$  mm; (e)  $h=9$  mm

测,检测结果显示没有出现氮气及保护气。

为了进一步确定气孔类型,运用 TCH600 氧氮氢分析仪进行检测,检测结果表明焊缝气孔为氧气孔。图 7 为不同槽深氧气质量分数柱状图,图 8 为气孔及周边元素面分布图。由图 7 可见,当槽深从 1 mm 增加到 9 mm 时,进入熔池的氧气先减少后增多。当槽深为 1 mm 时,经贯穿性匙孔到达通槽的保护气体因反喷距离较小而出现紊流,导致通槽内空气被保护气体卷入熔池。当槽深为 3 mm 时,到达通槽的保护气体反喷强度适宜,对焊缝背面形成有效保护。当槽深超过 3 mm 时,随槽深的增大保护气体反喷时间增长,保护气体沿垂直于反喷方向扩散,这使得经贯穿性匙孔到达通槽的保护气体流量相对减小,反喷效果不佳,焊缝周围空气进入熔池。

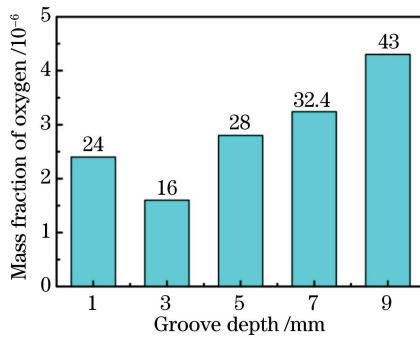


图 7 氧气质量分数随槽深的变化

Fig. 7 Variation of mass fraction of oxygen with groove depth

在焊缝冷却凝固过程中,焊缝中心位置的氧在液态镍中的溶解度较大(氧气在 1720 °C 时的溶解度为 1.18%),但在冷却凝固时,氧的溶解度大幅度减小(氧气在 1447 °C 时的溶解度仅为 0.06%),氧气过饱和形成气孔<sup>[13]</sup>。与此同时,氧在液相中的浓化会促进新气泡的产生,且氧气不断向气泡中扩散导致气泡不断增大。由图 8 可知,溶解到熔池中的氧与镍在高温下发生氧化反应,生成熔点为 2090 °C 的 NiO,比镍的熔点高 45%。NiO 在熔池中以固体质点存在,以这些固体质点为核心形成大量气孔核。熔池中的氧气在液态金属

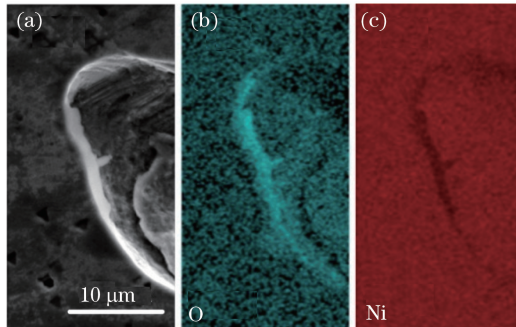


图 8 气孔及周边元素面分布图。(a) 气孔扫描电子显微镜图; (b) 氧元素分布; (c) 镍元素分布

Fig. 8 Surface distributions of pores and peripheral elements. (a) Scanning electron microscope of pore; (b) oxygen element distribution; (c) nickel element distribution

中的溶解度下降,游离出来的氧气向气孔核扩散,在流动性差的液态镍中没有及时溢出而形成气孔。

### 3.4 槽深对拉伸强度的影响

将不同槽深焊接件切割成标准拉伸件,对其进行静拉伸实验,实验结果如图 9 所示。由图可见,当槽深为 1,3,5,7 mm 时,接头强度较高,达到母材强度的 80% 以上(母材强度为 440 MPa),满足使用要求。当槽深为 9 mm 时,接头拉伸强度为 288.28 MPa,接头强度大幅下降。随着槽深的变大,空气进入熔池的量变大,气孔占据了焊缝较大体积,焊缝有效工作面积减小,因此焊缝的力学性能大幅降低。

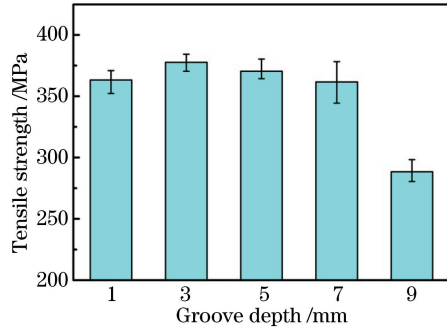


图 9 槽深对拉伸强度的影响

Fig. 9 Effect of groove depth on tensile strength

图 10 所示为焊接接头断裂形貌。由图可见,当槽深小于 9 mm 时,焊接接头断裂位置均在熔合线附近。当拉伸件受到水平拉伸载荷时,上下两板结合处形成高应力区,在载荷的作用下该位置出现裂纹直至发生断裂。此外,该区域处于半熔化状态,其性能与焊缝有一定差别,是接头的薄弱环节,这也是导致接头在此位置断裂的一个原因。当槽深为 9 mm 时,焊接接头在焊缝处断裂。焊缝背面保护不良,周围大量空气进入,而气体还没来得及上浮溢出,熔池就开始凝固,导致气孔主要集中在下部。这使得焊缝的有效承载面积减少,单位横截面应力增加,再加上气孔缺陷引起的应力集中,因此焊缝拉伸强度降低。在相同工艺参数下,对焊缝背面单独提供保护气时,接头断裂形貌如图 10(f) 所示。由图可见,此试样的焊缝中无气孔,断裂位置与槽深小于 9 mm 的单面提供保护双面成形的接头断裂位置相同,表明焊缝内气孔所含气体质量小于某一临界值时,气孔不是影响接头强度的主要因素。

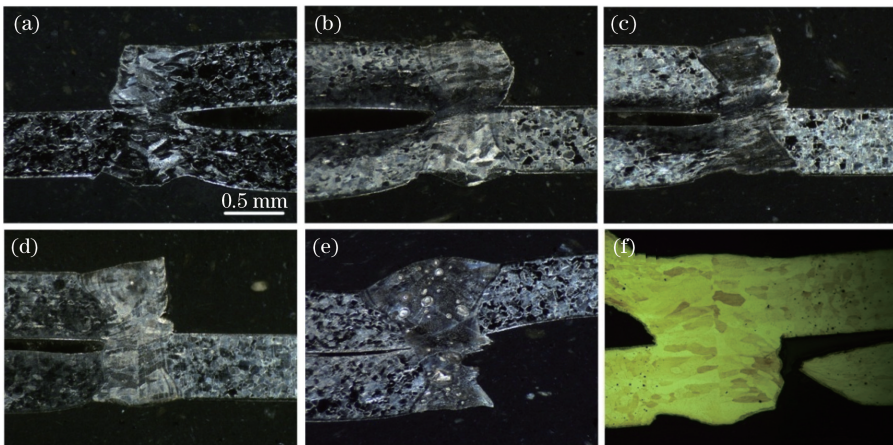


图 10 不同槽深下的焊接接头断裂形貌。(a)  $h=1$  mm; (b)  $h=3$  mm; (c)  $h=5$  mm; (d)  $h=7$  mm; (e)  $h=9$  mm; (f)  $p=3.5$  kW,  $v=3$  m/min

Fig. 10 Fracture morphologies of weld joints with different groove depths. (a)  $h=1$  mm; (b)  $h=3$  mm; (c)  $h=5$  mm; (d)  $h=7$  mm; (e)  $h=9$  mm; (f)  $p=3.5$  kW,  $v=3$  m/min

## 4 结 论

通过对镍板熔池正面供气双面保护的激光焊接工艺的研究,得到如下结论:

- 1) 在不同槽深条件下,焊缝正面均呈现连续鱼鳞状且具有银白色金属光泽,槽深小于 7 mm 时焊缝背面保护良好,槽深为 9 mm 时焊缝背面氧化严重;
- 2) 槽深对焊缝熔宽的影响微乎其微;
- 3) 在槽深从 1 mm 增大到 9 mm 的过程中,氧气质量分数呈 V 型变化,焊缝气孔为氧气孔;
- 4) 随着槽深增大,拉伸强度呈倒 V 型变化,槽深为 3 mm 时接头断裂于熔合线附近,槽深为 9 mm 时接头断裂于焊缝中心。

## 参 考 文 献

- 1 Hong J K, Park J H, Park N K, *et al.* Microstructures and mechanical properties of inconel 718 welds by CO<sub>2</sub> laser welding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 201(1-3): 515-520.
- 2 Pang M, Yu G, Wang H H, *et al.* Microstructure study of laser welding cast nickel-based superalloy K418[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 207(1-3): 271-275.
- 3 Allen C, Shaw-Edwards R, Nijdam T. Nickel-containing superalloy laser weld qualities and properties[J]. *Journal of Laser Applications*, 2015, 27 (S2): S29001.
- 4 Fan Ding, Yu Shurong, Zhang Jianbin, *et al.* The current situation and developing trend of laser welding[J]. *Journal of Gansu University of Technology*, 2003, 29(1): 15-18.  
樊 丁, 余淑荣, 张建斌, 等. 激光焊接发展现状及动向[J]. *甘肃工业大学学报*, 2003, 29(1): 15-18.
- 5 Liu X B, Pang M, Guo J, *et al.* Transmission electron microscopy characterization of laser welding cast Ni-based superalloy K418 turbo disk and alloy steel 42CrMo shaft[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 461(1): 648-653.
- 6 Chiang M F, Chen C. Induction-assisted laser welding of IN-738 nickel-base superalloy[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2009, 114(1): 415-419.
- 7 Chen Junke, Shi Yan, Ni Cong, *et al.* Effect of welding parameters on formation and mechanical properties of welds during laser lap welding of industrial pure nickel Ni201[J]. *Applied Laser*, 2015, 35(4): 467-471.  
陈俊科, 石 岩, 倪 聪, 等. 工艺参数对纯镍 Ni201 激光搭接焊缝成形和力学性能的影响[J]. *应用激光*, 2015, 35(4): 467-471.
- 8 Moosavy H N, Aboutalebi M R, Seyedein S H, *et al.* Modern fiber laser beam welding of the newly-designed precipitation-strengthened nickel-base superalloys[J]. *Optics and Laser Technology*, 2014, 57: 12-20.
- 9 Ventrella V A, Berretta J R, de Rossi W. Pulsed Nd:YAG laser welding of Ni-alloy Hastelloy C-276 foils[J]. *Physics Procedia*, 2012, 39: 569-576.
- 10 Ma G Y, Wu D J, Niu F Y, *et al.* Microstructure evolution and mechanical property of pulsed laser welded Ni-based superalloy[J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2015, 72: 39-46.
- 11 Yu Lirong. TIG welding for nickel to nickel and nickel to different steels[J]. *Welding*, 1993(8): 17-20.  
于立荣. 纯镍及纯镍与多种钢的 TIG 焊[J]. *焊接*, 1993(8): 17-20.
- 12 Kou Sindo. *Welding metallurgy* (2ed edtion) [M]. Yan Jiuchun, Yang Jianguo, Zhang Guangjun, Transl. Beijing: Higher Education Press, 2012: 66.  
柯伸道. *焊接冶金学*(第 2 版)[M]. 闫久春, 杨建国, 张广军, 译. 北京: 高等教育出版社, 2012: 66.
- 13 Phillips A L, Weisman C. *Welding handbook*[M]. Miami: American Welding Society, 1982:233.