

## 核级高硅含钛不锈钢激光-电弧复合焊接工艺及接头组织性能

张正浩<sup>1,3</sup>, 王传强<sup>2</sup>, 齐恩语<sup>1,3</sup>, 李云龙<sup>2</sup>, 吴世凯<sup>1,2,3\*</sup>

<sup>1</sup>北京工业大学材料与制造学部, 北京 100124;

<sup>2</sup>南京中科煜宸激光技术有限公司, 江苏 南京 210038;

<sup>3</sup>中国科学院上海光学精密机械研究所, 上海 201800

**摘要** 采用激光-氩弧电弧复合焊接方法对核级高硅含钛奥氏体不锈钢的包壳材料进行对接焊接, 通过正交试验研究焊接工艺参数对焊缝气孔率的影响, 并对焊缝的显微组织及接头的力学性能进行分析。试验结果表明, 提高焊速和离焦量可以明显降低气孔的数量和尺寸, 在优化的焊接工艺参数条件下可以获得成形良好和无气孔缺陷的焊缝; 焊缝区组织为单一奥氏体相, 焊缝区中心为粗大的柱状晶, 熔合线附近焊缝区的晶粒尺寸减小, 并存在细小的胞状晶和等轴晶; 热影响区组织与母材基本相同, 但其晶粒尺寸略大于母材; 焊接接头的平均抗拉强度为 607 MPa, 约为母材抗拉强度的 73%, 平均断后延伸率为 6.5%; 拉伸断口处存在大量的撕裂棱和韧窝, 其为典型的韧性断裂; 焊缝区域的硬度在 160 HV<sub>0.1</sub> 左右, 约为母材硬度的 60%; 180° 的面弯和背弯结果合格, 接头性能满足核反应堆中核燃料组件对包壳材料的技术要求。

**关键词** 激光制造; 材料; 激光-氩弧复合焊接; 高硅含钛奥氏体不锈钢; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1402008

### 1 引言

核级高硅含钛奥氏体不锈钢由于能够承受核反应堆中 350~700 °C 的高温 and 100 dpa 以上高剂量辐照的严苛服役环境, 为此其可以作为核反应堆中核燃料组件的包壳材料之一。1515 铬镍奥氏体不锈钢(D9 合金)作为第三代核级不锈钢, 通过在 316 不锈钢的基础上控制铬和镍的质量分数比来获得近似于 15Cr-15Ni 的比例, 并减少母材中 O 和 S 有害元素的质量分数, 使其具有更加优良的抗辐照肿胀性能和良好的高温力学性能, 而且延长了核燃料组件包壳元件的服役寿命, 使其成为新一代核反应堆中核燃料组件的首选包壳材料之一<sup>[1-2]</sup>。

焊接是实现包壳元件之间相互连接的重要手段之一。对于 1515 铬镍奥氏体不锈钢的焊接, 传统的电弧焊接容易引起焊接热裂纹、晶间腐蚀和接头脆化等问题<sup>[3-4]</sup>, 激光焊接所产生的气孔又为服役过程

带来风险, 特别是包壳元件的焊接为带垫板的非穿透焊接, 这又会增加激光焊接过程中的气孔生成倾向。因此如何避免焊接缺陷的产生, 以及提高焊接接头的质量以满足快中子反应堆对接头服役的要求, 成为了反应堆包壳结构焊接制造的难点之一。激光-电弧复合焊接技术作为一种新的连接技术, 其充分发挥了各自焊接的优势, 又弥补了各自的不足, 提高了焊接的适应性和稳定性, 可有效解决单一热源的焊接方式所带来的缺陷问题<sup>[5-9]</sup>。

研究人员对不锈钢激光-电弧复合焊接接头的组织和性能进行了相关研究。Ragavendran 等<sup>[10]</sup>采用了激光、激光-氩弧焊(TIG)和激光-惰性气体保护焊(MIG)三种复合焊接工艺对厚度为 5.6 mm 的 316L 不锈钢进行焊接, 并研究焊接工艺对接头的组织和力学性能的影响。单激光焊接接头的焊缝较窄, 冷却速率较快, 焊缝组织为奥氏体。激光-TIG 工艺由于具有较高的热输入, 则奥氏体-铁素体的凝

收稿日期: 2020-11-13; 修回日期: 2020-12-06; 录用日期: 2021-01-27

通信作者: \*wushikai@bjut.edu.cn

固模式会导致焊缝的金属晶粒较粗。激光-MIG 工艺具有中等的热输入和冷却速率,其焊接接头与其他焊接接头相比,具有更高的屈服强度、极限抗拉强度和延伸性。Liu 等<sup>[11]</sup>研究了激光-电弧复合焊接工艺对厚度为 8 mm 的高氮不锈钢焊接接头的热影响区组织和冲击性能的影响,结果表明热影响区组织由大量的奥氏体和少量的铁素体组成。激光与电弧的结合会造成更多的热输入,热影响区的面积随着热输入的增加而增大,热影响区的晶粒尺寸随着激光功率和焊接电流的增大而增大,且上部晶粒尺寸大于下部晶粒尺寸。冲击能量随着激光功率和电流的增大而减小,随着焊接速度的增大而减小,导致冲击试样具有明显的韧性断裂特征。Yan 等<sup>[12]</sup>研究了 TIG 焊、激光焊和激光-TIG 三种复合焊接工艺对 304 不锈钢的组织 and 机械性能的影响,结果表明所有接头的组织均由铁素体组成,TIG 焊接接头的热影响区较宽,而激光和复合焊接接头的热影响区几乎不存在,TIG 焊接接头的枝晶尺寸大于激光和复合焊接接头,激光焊接和复合焊接接头的拉伸性能表现良好,而且这两种工艺的焊接速度较快,适用于工业应用中 304 不锈钢的焊接。上述研究结果表明,激光-电弧复合焊接工艺对不锈钢焊接接头的组织和性能有一定的影响。在合适的激光和电弧焊接参数下,焊接接头的质量能够得到提升,因此对于快中子反应堆中包壳元件材料(1515 不锈钢)的焊接,激光-电弧复合焊

接工艺成为提高其焊接接头质量和满足技术要求的可行方式之一。

本文采用激光-TIG 复合焊接的方式对核级高硅含钛奥氏体不锈钢进行对接焊接试验,通过工艺优化可以获得表面成形良好和无气孔及裂纹等缺陷的焊接接头,在此基础上系统研究焊接工艺参数对气孔率的影响,分析焊接接头的显微组织、力学性能、拉伸断裂特征及断口形貌。

## 2 试验材料和方法

试验所用材料为 1515 高硅含钛奥氏体不锈钢板,元素的质量分数如表 1 所示,抗拉强度均值为 830 MPa。试板尺寸为 300 mm×100 mm×3 mm,焊接接头为带衬底的对接接头,激光-TIG 复合焊接的过程中采用自熔焊接方式,沿着焊接方向激光头的位置在电弧焊枪前,焊接示意图如图 1 所示。试验所用的激光器为 IPG 公司生产的 YLS-10000-S4 型掺镱光纤激光器,波长范围为 1060~1070 nm,运动系统使用 KUKA 型机器人。激光保护气使用同轴保护的氩气,保护气的流量为 20 L/min,激光头垂直于工件表面。电弧焊机选用 LORCH V50 型焊机,使用直流电源,电弧保护气也使用氩气,保护气的流量为 10 L/min,焊枪角度与水平位置之间的角度为 60°,钨针的直径为 2.4 mm,钨针干伸长为 8 mm,钨针与工件表面之间的距离为 4 mm,焊枪喷嘴的直径为 10 mm,钨针延长线与激光相交与工件表面。

表 1 核级高硅含钛奥氏体不锈钢的元素成分及质量分数

Table 1 Elemental composition and mass fraction of nuclear grade high silicon titaniferous austenitic stainless steels

Element	Cr	Ni	C	Al	Ti	Si	Mo	Mn	P	Cu	Fe
Mass fraction / %	16.300	15.260	0.058	0.030	0.370	0.480	2.080	1.640	0.013	0.010	Bal.

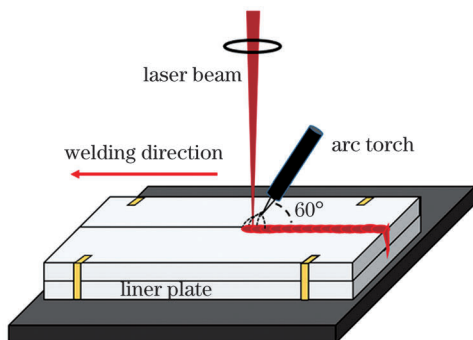


图 1 焊接示意图

Fig. 1 Schematic of welding

焊接前对试板的焊接区域进行打磨,用来去除表面的氧化层,直至试板露出金属光泽。接着使用丙酮对焊接区域进行清洁以保证焊接过程中未夹杂

氧化物,从而保证不影响焊接质量。在预试验中发现当焊接电流为 130 A 时,焊缝表面成形良好,电弧对激光的包裹效果最好。当电流高于 130 A 时,焊缝表面成形不均匀,易产生飞溅甚至裂纹。当电流低于 130 A 时,焊缝的熔宽较窄,焊接接头的气孔率较高,因此在电流为 130 A 的基础上进行正交试验,研究激光功率、焊接速度和离焦量这三个焊接工艺参数对焊接接头内部气孔的尺寸和数量以及气孔率的影响。

采用射线检测(RT)的方法来检测焊接后焊接接头内部气孔的数量和尺寸。采用机械加工的方法去除衬底后,在焊接接头处截取部分横截面并作为金相试样,使用砂纸对金相试样进行打磨,再使用氧化铝溶液对试样进行抛光直至表面无划痕出现,最

后使用王水(盐酸与硝酸的体积比为 3:1)对其进行腐蚀,腐蚀时间为 3 s。然后将腐蚀完的金相试样放置 Leica DMI8C 型金相显微镜下,用来观察焊缝横截面的显微组织。将焊接后试板制成拉伸和弯曲试样,并在室温下对其进行拉伸和弯曲测试,拉伸试样尺寸如图 2 所示,其中  $R$  为半径。在拉伸测试后截取拉伸断口并制成金相试样,通过光学显微镜来观察焊缝断裂的位置,使用扫面电镜来观察拉伸断口的截面形貌。最后使用 VH1102 型显微硬度仪对焊接接头中上中下三个位置的硬度进行测试。

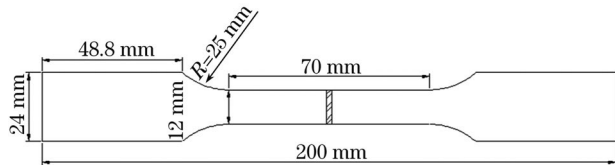


图 2 拉伸试样

Fig. 2 Tensile specimen

### 3 试验结果

#### 3.1 焊接工艺参数的优化

在前期工艺摸索的基础上设计焊接正交试验,正交试验后采用 RT 法来检测焊接接头内部气孔的数量和尺寸,每组正交试验的工艺参数及 RT 检测

结果如表 2 所示。从表 2 可以看到,①~④组的激光功率为变量,保持焊接速度和离焦量不变,当激光功率  $P$  为 3.0 kW 时,焊缝内部气孔的数量变得相对较少,但尺寸大于 0.25 mm;⑤~⑦组的焊接速度为变量,保持激光功率和离焦量不变,当焊接速度  $v$  为 1.8 m/min 时,气孔数量明显减少,气孔尺寸也减小;⑧~⑩组保持激光功率为 3.0 kW 和焊接速度为 1.8 m/min 不变,改变离焦量,当离焦量  $F$  为 +20 mm 时,气孔几乎不存在。根据核反应堆对包壳元件焊接接头内部气孔尺寸的要求,气孔尺寸必须小于 0.25 mm,因此该参数下的焊接接头满足核反应堆的技术要求。通过正交试验得到的最佳工艺参数:激光功率为 3.0 kW,电流为 130 A,焊接速度为 1.8 m/min,离焦量为 +20 mm。

#### 3.2 焊缝成形及显微组织

在最佳的参数下,对 1515 奥氏体不锈钢试板进行对接焊接,可以得到外观成形良好以及无裂纹、咬边和飞溅等明显外观缺陷的焊接接头,焊缝的表面形貌如图 3 所示。焊接接头横截面及焊缝组织如图 4 所示,其中 WM 为焊缝区,HAZ 为热影响区,BM 为母材。图 4(a)为焊接接头的横截面,焊缝的最大熔宽约为 3.8 mm,最大熔深约为 4 mm,整体形貌

表 2 正交试验的参数及 RT 检测结果

Table 2 Parameters of orthogonal experimental and tests results of RT detection

Number	$P$ /kW	$v$ /( $m \cdot \min^{-1}$ )	$F$ /mm	Result
①	2.6	1.2	+5	
②	3.0	1.2	+5	
③	3.3	1.2	+5	
④	3.7	1.2	+5	
⑤	3.0	0.9	+5	
⑥	3.0	1.5	+5	
⑦	3.0	1.8	+5	
⑧	3.0	1.8	+10	
⑨	3.0	1.8	+15	
⑩	3.0	1.8	+20	



图 3 焊缝的表面形貌

Fig. 3 Morphology of weld surface

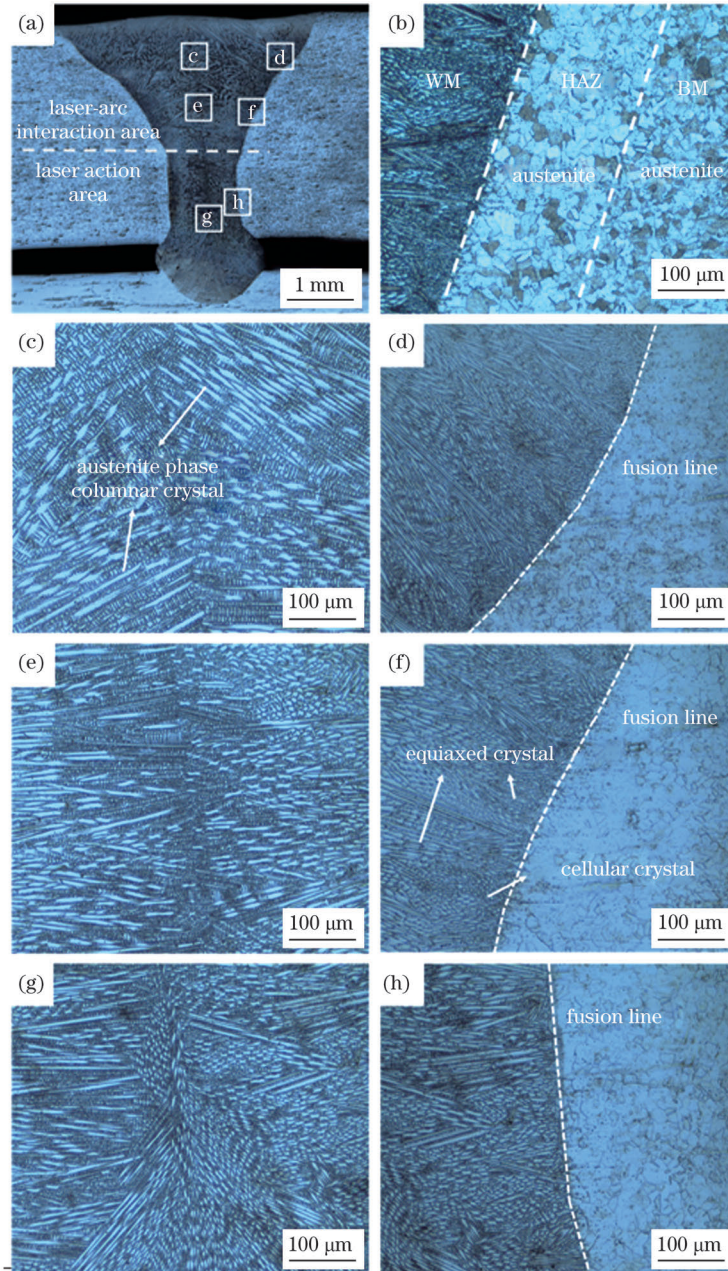


图 4 焊接接头横截面及焊缝组织。(a)焊接接头的横截面;(b)母材和热影响区;(c)焊缝中心的上部;(d)右熔合线的上部;(e)焊缝中心的中部;(f)右熔合线的中部;(g)焊缝中心的下部;(h)右熔合线的下部

Fig. 4 Cross section of welded joint and weld structure. (a) Cross section of welded joint; (b) base metal and heat-affected zone; (c) upper part of weld center; (d) upper part of right fusion line; (e) middle of weld center; (f) middle of right fusion line; (g) lower part of weld center; (h) lower part of right fusion line

呈“Y”字形,焊缝中无气孔和裂纹等焊接缺陷,接头上部熔宽较宽,下部熔宽较窄。这是由于焊接接头的上部为激光和电弧的共同作用区,电弧的能量在

接头的上表面扩散,电弧的能量大部分分布在接头的上表面,所以接头上部能量较高,为此形成较宽的熔池。焊接接头的下部主要为激光作用区,由于电

弧的能量分散,大部分被熔池上部所吸收,所以激光能量的集中能够到达熔池更深的位置,因此下部的熔宽较窄且熔深较深,焊接接头整体呈上宽下窄的形状。

焊接接头主要由焊缝区、熔合线和热影响区组成,图 4(c)、图 4(e)和图 4(g)分别为焊缝中心上中下三个位置的组织形貌,焊接接头的焊缝组织为单一奥氏体组织,焊缝中心存在着大量且粗大的柱状晶且晶体生长方向都沿着垂直于熔合线的方向,并且焊缝中心的晶粒尺寸从上到下逐渐减小。图 4(d)、图 4(f)和图 4(h)分别为焊缝区右侧近熔合线上中下三个位置的组织形貌,由于熔合线一侧具有更快的冷却速率,焊缝区近熔合线位置处的晶粒尺寸相对于焊缝中心位置小并存在少量且细小的胞状晶与等轴晶。焊接接头热影响区的组织与母材相同,都为奥氏体,晶粒受热而导致晶粒尺寸大于母材,焊缝中未出现热裂纹和气孔等焊接缺陷,如图 4(b)所示。

### 3.3 焊接接头的力学性能

在焊接接头的室温拉伸试验中,测试结果表明焊接接头拉伸试样的抗拉强度为 $(607 \pm 12)$ MPa,约为母材抗拉强度的 73%,满足核反应堆对包壳材料焊接接头拉伸强度不小于 520 MPa 的要求,接头的平均断后延伸率为 6.5%。通过光学显微镜来观察拉伸断裂的位置,如图 5 所示。从图 5 可以看到,焊接接头在焊缝中心位置处断裂且存在缩颈现象。使用扫描电子显微镜(SEM)来观察拉伸断口的形貌,不同放大倍数下的断口形貌如图 6 所示。从图 6 可以看到,拉伸断口的表面布满了大量的撕裂棱和细小韧窝,表明焊接接头的断裂为典型的韧性断裂。在弯曲检测中,弯曲棍径为 12 mm,对试样进行 $180^\circ$ 的面弯和背弯,弯曲测试结果如图 7 所示。从图 7 可以看到,焊接接头的焊缝位置发生明显的塑性形变,焊缝表面和根部都未见裂纹,面弯和背弯的检测结果都为合格,其韧性也满足核反应堆对包壳材料焊接接头的要求。

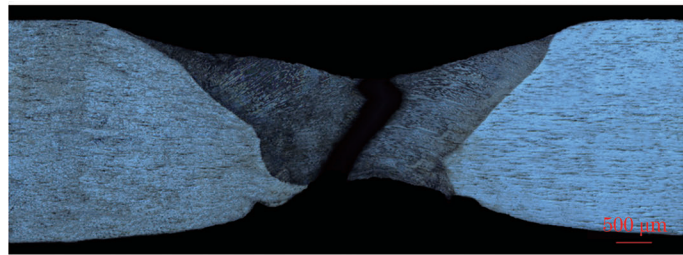


图 5 焊接接头的拉伸断口

Fig. 5 Tensile fracture of welded joint

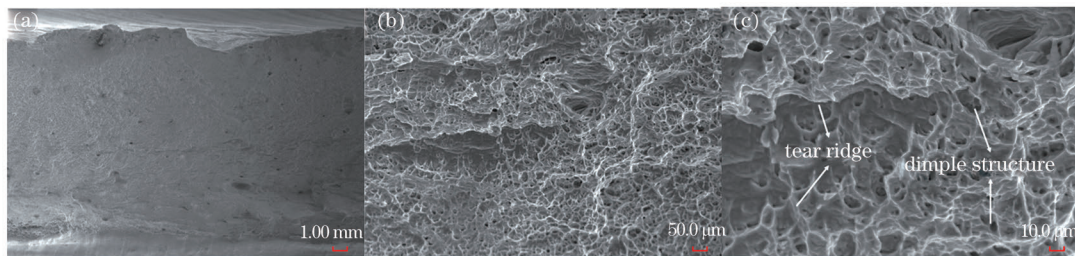


图 6 拉伸断口的截面及韧窝结构。(a)拉伸断口截面;(b)图(a)的局部放大图;(c)撕裂棱和韧窝结构

Fig. 6 Cross section and dimple structure of tensile fracture. (a) Tensile fracture section; (b) partial enlarged view of

Fig. (a); (c) tear edge and dimple structure

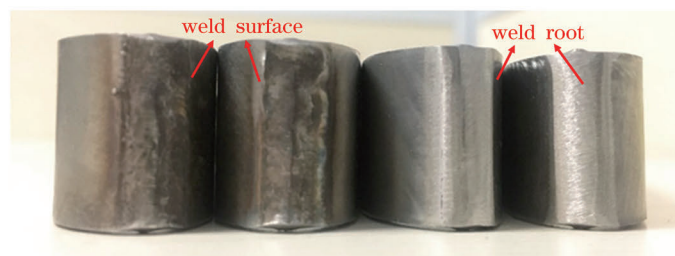


图 7 焊接接头的弯曲检测结果

Fig. 7 Bending test results of welded joints

使用显微硬度仪对焊缝硬度进行检测,得到焊接接头中上中下三个位置处的硬度曲线,如图 8 所示。从图 8 可以看到,焊缝区的硬度最低,值为  $160 \text{ HV}_{0.1}$ ,约为母材硬度的 60%;在从母材到焊缝区过渡的热影响区处,硬度高于焊缝区硬度,低于母材硬度,硬度曲线在该处呈断崖式下降,并且焊接接头的硬度从上到下逐渐增大。

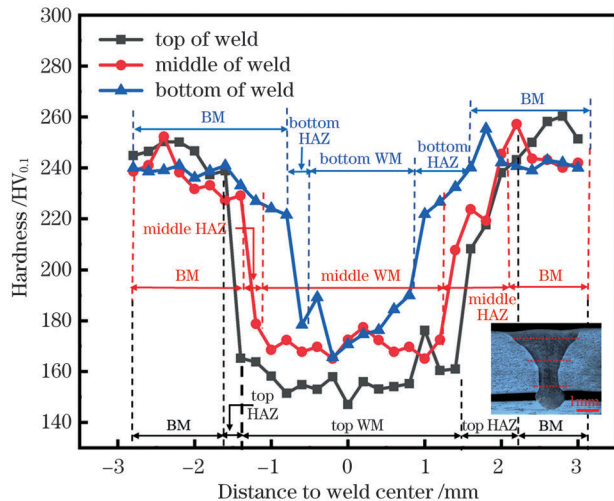


图 8 焊接接头在不同位置处的硬度曲线

Fig. 8 Hardness curves of welded joints at different positions

#### 4 分析与讨论

通过激光-TIG 复合焊接的正交工艺试验,可以得到具有锁底结构的核级高硅含钛奥氏体不锈钢对接焊接的最优参数。该参数下的焊接接头几乎不存在气孔,同时接头的拉伸强度也满足服役的要求,使焊接工艺在燃料包层结构元件的实际连接过程中具有可行性,本节对激光-电弧复合焊接接头的气孔形成机理、焊缝组织及性能进行进一步分析。

表 2 为不同焊接参数下焊缝的 RT 检测结果。从表 2 可以看到,复合焊接的工艺参数对焊接接头的气孔率存在着一定的影响,尤其是焊接速度和离焦量对焊接接头的气孔率存在着较大的影响;当焊接速度提高时,气孔的数量和尺寸都有减小的趋势。原因在于当焊接速度变慢时,深熔焊接所形成的熔池匙孔的坍塌可能性越大,而坍塌的匙孔将保护气卷入熔池内部,由于熔池对保护气的溶解能力有限,所以在内部形成气泡,则气泡在熔池凝固前来不及上浮逸出便留在焊缝内部形成了气孔;当焊接速度提高时,深熔小孔处于近乎垂直的状态,匙孔不易坍塌,从而在未形成气泡前或在未完全形成气泡时,熔

池已经凝固,从而气孔的数量和尺寸均有所减少。从图 2 可以看到,当离焦量从 +5 mm 提高到 +20 mm 时,接头的气孔数量和尺寸也明显减小,这是当离焦量增加时,熔池的熔宽逐渐增加,有利于熔池中气孔上浮逸出,从而降低气孔率。激光功率对熔池的影响主要体现在熔深,激光功率越大,熔深越深,并且激光功率对焊接接头气孔率的影响表现在激光功率和电流大小需处于良好的相互匹配状态,此时激光和电弧的复合效果最佳,接头的气孔率达到最低<sup>[13-15]</sup>。

对焊缝晶体形态及晶粒尺寸进行分析,结果如图 4 所示。从图 4 可以看到,焊缝的晶体沿着垂直于熔合线的方向生长,这是由于在激光和电弧复合焊接的过程中,液态金属首先依附于熔池边界处未熔化的母材固态晶粒开始形核,因为晶体择优生长,晶体在逐渐长大的过程中优先选择温度梯度大的方向生长,并淘汰其他取向不利的晶体,而垂直于熔合线的方向为散热方向,温度梯度最大,晶粒沿着与散热方向相反的方向不断向熔池内推进生长,从而焊缝的晶体沿着垂直于熔合线的方向生长。从图 4(d)、图 4(f)和图 4(h)可以看到,在焊缝区近熔合线位置处的晶粒尺寸小于焊缝的中心位置,且存在细小的胞状晶和等轴晶。由于熔合线的位置靠近母材,温度梯度较大,冷却速度快,形成晶粒尺寸较小的细晶区,而熔池中心温度梯度小,冷却速度慢,散热均匀,导致焊缝中心主要由粗大的柱状晶组成,如图 9(a)所示。由于焊缝上部存在激光和电弧双重热源的作用,焊缝上部的热输入高于焊缝下部,温度梯度相较于焊缝下部更小,冷却速度略慢,所以焊缝的晶粒尺寸表现为从上到下逐渐减小。通过截线法半定量分析了焊缝上部、中部及下部位置的平均晶粒尺寸,在一定长度直线上读取直线经过的晶粒个数,再使用直线长度除以晶粒个数得到焊缝不同位置处的平均晶粒尺寸,如图 9(b)所示。

从图 4 可以看到,焊缝组织为单一奥氏体组织,已经有较多研究表明奥氏体不锈钢的液态焊缝金属凝固模式与铬当量和镍当量的比值  $E_{Cr}/E_{Ni}$  以及冷却速率有关<sup>[16-20]</sup>。奥氏体不锈钢液态熔池凝固模式可分为如下 4 种模式,其中 L、 $\delta$  和  $\gamma$  为金相组织中不同相的表示。

1) F 模式(铁素体模式):  $L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta + \gamma$ ,  $E_{Cr}/E_{Ni} > 2.00$ 。

2) FA 模式(铁素体-奥氏体模式):  $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma \rightarrow \gamma$ ,  $1.50 < E_{Cr}/E_{Ni} < 2.00$ 。

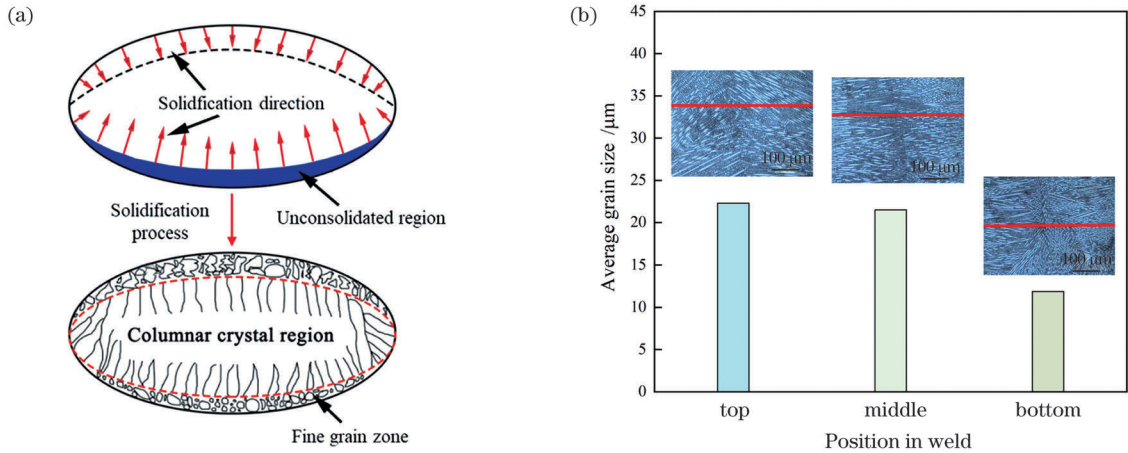


图 9 焊缝凝固过程及焊缝不同位置的晶粒尺寸。(a)焊缝的凝固过程<sup>[16]</sup>；(b)焊缝上部、中部和下部的平均晶粒尺寸及其形貌

Fig. 9 Weld solidification process and average grain size at different positions of weld. (a) Solidification process of welds<sup>[16]</sup>; (b) average grain size and morphology of top, middle, and bottom of weld

3) AF 模式 (奥氏体-铁素体模式):  $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \gamma + \delta \rightarrow \gamma$ ,  $1.37 < E_{Cr}/E_{Ni} < 1.50$ 。

4) A 模式 (奥氏体模式):  $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$ ,  $E_{Cr}/E_{Ni} < 1.50$ 。

利用  $E_{Cr}/E_{Ni}$  值来计算遵循哈马和斯文森方程,即

$$E_{Cr} = Cr + 1.37Mo + 1.5Si + 2Nb + 3Ti, (1)$$

$$E_{Ni} = Ni + 22C + 14.2N + 0.31Mn + Cu. (2)$$

根据表 1,可计算得到  $E_{Cr}$  值为 20.9796,  $E_{Ni}$  值为 17.0544,得到  $E_{Cr}/E_{Ni}$  值约为 1.23,因此根据铬

当量和镍当量的比值可以判断液态焊缝金属的凝固模式为 A 模式,焊接后凝固组织为全奥氏体组织。为了进一步表征焊缝中相的组成,通过 JMatPro 软件计算了焊缝平衡相图,如图 10(a)所示。从图 10(a)可以看到,从 700 °C 以上的固相区直到 1360 °C 焊缝的液相区,焊缝中始终保持着单一奥氏体相。从图 10(b)可以看到,在铁的质量分数为 70% 的条件下,液态金属凝固的过程中的相转变过程为  $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$ ,与 A 模式结果一致。

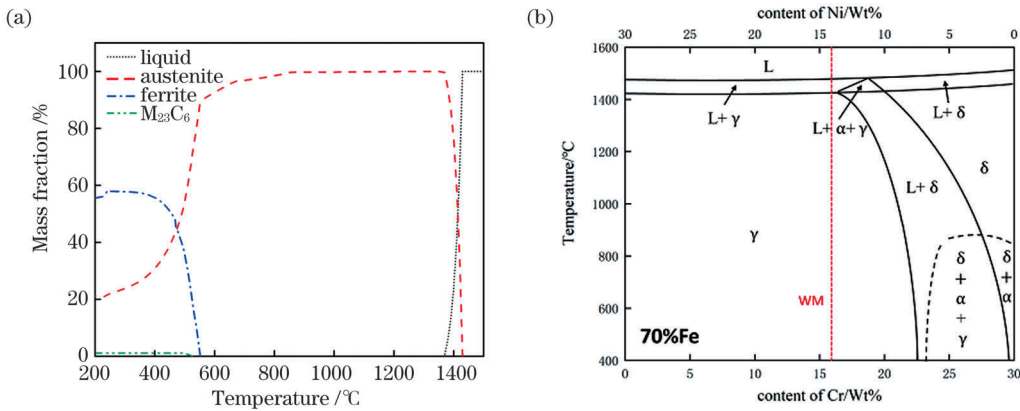


图 10 焊缝相图。(a)焊缝平衡相图；(b) Fe-Cr-Ni 合金相图固相线垂直截面图<sup>[20]</sup>

Fig. 10 Phase diagram of weld. (a) Weld equilibrium phase diagram; (b) phase of Fe-Cr-Ni alloy solid phase line vertical section diagram<sup>[20]</sup>

A 模式下,焊缝金属从液态转为固态的凝固过程中,首先液相中生成奥氏体初生相,镍元素能够稳定和扩大奥氏体相,使得奥氏体初生相在液相中稳定生成。当温度为 1410 °C 时,液相逐渐向固相转变,则奥氏体被稳定地保留在固相中并最终形成全

奥氏体组织。焊缝熔融液态金属的冷却速率同样会对奥氏体不锈钢的凝固模式产生影响,其主要影响是在铁素体向奥氏体的转变过程中,较快的冷却速率会导致铁素体来不及转变便残留下来,但是在 A 凝固模式下液相中始终不存在铁素体相,也就不存

在  $\delta$  相到  $\gamma$  相转变的过程, 而液相凝固过程中始终维持着奥氏体相。同时该核级高硅含钛奥氏体不锈钢相较于其他奥氏体不锈钢, 减少了铬元素的质量分数, 增加了镍元素的质量分数, 从而减少了铁素体出现的倾向, 更有助于焊缝中形成单一奥氏体相。对于奥氏体不锈钢的焊缝组织, 也可以通过舍弗勒相图在得到铬当量和镍当量数值后对焊缝中的相组成进行预测<sup>[21]</sup>, 发现焊缝组织相的位置处于单一奥氏体相区, 其结果也与显微组织观察结果相符, 如图 11 所示。

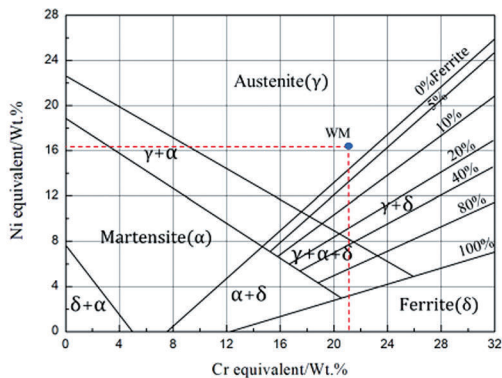


图 11 舍弗勒相图预测焊缝组织<sup>[21]</sup>

Fig. 11 Prediction of weld microstructure by Schaeffler phase diagram<sup>[21]</sup>

在焊接接头力学性能的测试中, 拉伸结果表明焊接接头的焊缝中心位置处是最薄弱的区域。由于焊缝的中心位置存在大量且粗壮的柱状晶, 熔合线一侧的晶粒尺寸较小且存在着细小的等轴晶和胞状晶, 焊缝中心的柱状晶尺寸较大, 小角度晶界相对较少, 阻碍位错运动的能力有限, 拉伸裂纹在焊缝中心受到的扩展阻力小于母材和熔合线附近的位置, 因此拉伸裂纹萌生以后, 迅速沿着焊缝中心位置处的粗大柱状晶开始扩展, 从而在焊缝中心位置处出现断裂。在弯曲测试中, 由于焊接接头的组织为单一奥氏体组织, 奥氏体为面心立方结构, 具有较多的滑移系, 滑移过程可采取的空间取向多, 所以滑移更容易进行, 故奥氏体组织具有比较良好的韧性和塑性, 从而焊接接头在  $180^\circ$  的弯曲测试过程中虽然严重弯曲但并未发生断裂。从图 8 可以看到, 焊接接头的硬度从上到下逐渐增大, 这是焊接过程中热输入分布从上到下逐渐减小, 使得焊接接头的晶粒尺寸逐渐减小, 晶粒尺寸越小, 晶界越多, 对位错运动的阻碍就越大, 材料形变阻力也越大, 宏观上表现为硬度值高。

## 5 结 论

采用激光-TIG 复合焊接方式对核级高硅含钛奥氏体不锈钢进行焊接, 通过正交试验得到外观成形良好和无明显外观缺陷与气孔的焊接接头, 通过提高焊速和增加离焦量可以明显减少焊缝内部的气孔率, 正交试验中得到的最佳参数有激光功率为 3.0 kW, 电流为 130 A, 焊接速度为 1.8 m/min, 离焦量为 +20 mm。

焊接接头由焊缝区、熔合线和热影响区组成, 焊缝中心由粗大的柱状晶组成且晶体沿垂直于熔合线的方向生长, 焊缝的晶粒尺寸从上往下逐渐减小。在焊缝区近熔合线一侧的晶粒尺寸相对较小且存在细小的胞状晶和等轴晶。焊缝组织为单一奥氏体组织, 液态熔池的凝固模式为 A 模式。热影响区的组织与母材基本相同, 其晶粒尺寸略大于母材。

焊接接头的拉伸断口位置在焊缝中心处, 平均抗拉强度为 607 MPa, 约为母材抗拉强度的 73%, 满足核反应堆对包壳材料的拉伸强度要求, 接头的平均断后延伸率为 6.5%, 断口处出现缩颈现象。拉伸断口存在大量的撕裂棱和韧窝, 其为典型的韧性断裂。在弯曲测试中,  $180^\circ$  的面弯和背弯结果显示合格。接头焊缝区域的硬度从上到下逐渐增大, 都在 160 HV<sub>0.1</sub> 左右, 约为母材硬度的 60%。

## 参 考 文 献

- [1] Ren Y Y, Du A B, Feng W, et al. Manufacturing method of high-silicon titanium-containing outer sleeve made of austenitic stainless steel: CN109097678A[P]. 2018-12-28.  
任媛媛, 杜爱兵, 冯伟, 等. 一种高硅含钛奥氏体不锈钢材质外套管的制造方法: CN109097678A[P]. 2018-12-28.
- [2] Wang B S, Yang C, Xie F, et al. Effect of heat treatment process on the grain boundary character distribution of CN1515 stainless steel tubes [J]. Shanghai Metals, 2018, 40(3): 47-52.  
王宝顺, 杨晨, 谢飞, 等. 热处理工艺对 CN1515 不锈钢管材晶界特征分布的影响[J]. 上海金属, 2018, 40(3): 47-52.
- [3] Wang B M, Chen T, Xu T, et al. Influence of welding technology on strain strengthening properties of austenitic stainless steel welded joints[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2013, 37(2): 29-33.  
王步美, 陈挺, 徐涛, 等. 焊接工艺对奥氏体不锈钢焊接接头应变强化性能的影响[J]. 机械工程材料, 2013, 37(2): 29-33.



- [4] Hu Q Y. Welding quality problems and countermeasures of chromium nickel austenitic stainless steel [J]. Equipment Manufacturing Technology, 2016(3): 109-110,113.  
胡秋月. 铬镍奥氏体不锈钢的焊接质量问题及对策 [J]. 装备制造技术, 2016(3): 109-110,113.
- [5] 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度焊缝的形貌及成形机理 [J]. 中国激光, 2018, 45(12): 1202007.
- [6] Ribic B, Palmer T A, DebRoy T. Problems and issues in laser-arc hybrid welding [J]. International Materials Reviews, 2009, 54(4): 223-244.
- [7] Bagger C, Olsen F O. Review of laser hybrid welding [J]. Journal of Laser Applications, 2005, 17(1): 2-14.
- [8] Hu L H, Huang J, Ni H F, et al. CO<sub>2</sub> laser hybrid welding processes and microstructures of 10Ni<sub>3</sub>CrMoV steel in T joint form [J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(3): 0303003.  
胡连海, 黄坚, 倪慧峰, 等. 10Ni<sub>3</sub>CrMoV 钢 T 型接头 CO<sub>2</sub> 激光复合焊工艺与组织 [J]. 中国激光, 2011, 38(3): 0303003.
- [9] Chen Y B, Lei Z L, Li L Q, et al. Experimental study on welding characteristics of CO<sub>2</sub> laser TIG hybrid welding process [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2006, 11(4): 403-411.
- [10] Ragavendran M, Vasudevan M. Laser and hybrid laser welding of type 316L(N) austenitic stainless steel plates [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2020, 35(8): 922-934.
- [11] Liu F D, Li X R, Li Y Z, et al. Study of the microstructure and impact properties of the heat-affected zone of high nitrogen steel for laser-arc hybrid welding [J]. Materials Research Express, 2019, 6(7): 076505.
- [12] Yan J, Gao M, Zeng X Y. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2010, 48(4): 512-517.
- [13] Miyagi M, Wang J Y. Keyhole dynamics and morphology visualized by *in situ* X-ray imaging in laser melting of austenitic stainless steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 282: 116673.
- [14] Kaul R, Kumar H, Rao B T, et al. Studies on characteristics of CO<sub>2</sub> laser-GTAW hybrid welding of austenitic stainless steel [J]. Journal of Laser Applications, 2010, 22(2): 79-85.
- [15] Sun J H, Nie P L, Lu F G, et al. The characteristics and reduction of porosity in high-power laser welds of thick AISI 304 plate [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 93: 3517-3530.
- [16] Suutala N. Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels [J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14(1): 191-197.
- [17] Suutala N, Takalo T, Moisio T. Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds [J]. Metallurgical Transactions A, 1980, 11(5): 717-725.
- [18] Suutala N, Takalo T, Moisio T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds [J]. Metallurgical Transactions A, 1979, 10(4): 512-514.
- [19] Fu J W, Yang Y S, Guo J J, et al. Effect of cooling rate on solidification microstructures in AISI 304 stainless steel [J]. Materials Science and Technology, 2008, 24(8): 941-944.
- [20] Wu C F, Li S L, Zhang C H, et al. Microstructural evolution in 316LN austenitic stainless steel during solidification process under different cooling rates [J]. Journal of Materials Science, 2016, 51(5): 2529-2539.
- [21] Liu G L, Yang S W, Han W T, et al. Microstructural evolution of dissimilar welded joints between reduced-activation ferritic-martensitic steel and 316L stainless steel during the post weld heat treatment [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 722: 182-196.

# Laser-Arc Hybrid Welding Process and Joint Microstructure and Properties of Nuclear Grade High Silicon Titanium-containing Stainless Steel

Zhang Zhenghao<sup>1,3</sup>, Wang Chuanqiang<sup>2</sup>, Qi Enyu<sup>1,3</sup>, Li Yunlong<sup>2</sup>, Wu Shikai<sup>1,2,3\*</sup>

<sup>1</sup>Department of Materials and Manufacturing, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China;

<sup>2</sup>Nanjing Zhongke Raychem Laser Technology Co., LTD., Nanjing, Jiangsu 210038, China;

<sup>3</sup>Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics, China Academy of Science, Shanghai 201800, China

## Abstract

**Objective** High silicon titanium-containing austenitic stainless steel is used as shell material in nuclear reactor fuel components due to its excellent radiation resistance and high-temperature mechanical properties. By adjusting element content based on 316 stainless steel, 1515 stainless steel improved service performance and became the third-generation shell material of the fast neutron reactor fuel component. Welding is an essential method for building shell components during manufacturing. For the welding of 1515 stainless steel, the traditional arc welding method is prone to defects, such as thermal cracks, intergranular corrosion, and joint embrittlement, and porosity defects of laser-welding lead to failure risks during service conditions, especially for incomplete penetration jointing. Thus, decreasing welding defects of shell components and obtaining welding joints, which meet technical requirements, are the main task for the welding of 1515 stainless steel. In this study, shell components are welded using the laser-arc hybrid welding method. By process optimized, welded joints without pores, cracks, and other defects, and mechanical properties met technical requirements of a nuclear reactor.

**Methods** In this study, 1515 stainless steel with backing plate is welded using the laser-arc hybrid welding method. First, the welding orthogonal test is designed based on the preliminary process exploration, and optimized welding parameters are obtained. The quantity and distribution of pores in welded joint are detected by radiographic testing (RT) ray detection and the influence of laser power; welding speed and defocus on the porosity of the weld joint are investigated. Second, the microstructure of the welded joint is observed using the optical microscope and mechanical properties of tensile. Besides, bending and hardness are tested. Finally, the tensile fracture section is observed through a scanning electron microscope.

**Results and Discussions** Welding speed and defocus have a strong influence on the porosity of the welded joint. Increasing welding speed and defocus can significantly reduce porosity when the laser power and arc current remained even welded joints with almost no porosity can be obtained (Table 2) under laser power 3.0 kW, arc current 130 A, welding speed 1.8 m/min, and defocus +20 mm. The overall shape of the welded joint cross section is wide at the top and narrow at the bottom. The weld grains gradually decreased from top to bottom. This is due to the higher heat input on the upper part of the welded joint than its lower part. However, the welded joint consists of the weld zone, fusion line, and heat-affected zone. The microstructure of the weld zone is single austenite. There are many thick columnar crystals in the center of the weld zone, and the crystal growth direction is along the direction perpendicular to the fusion line. The grain size of the weld zone near the fusion line is reduced, and there are small equiaxed and cellular crystals. The microstructure of the heat-affected zone is the same as that of the base material; however, the grain size is slightly larger than the base material (Fig. 4) due to the welding heat input. In the tensile test of the welded joint, the tensile strength is  $(607 \pm 12)$  MPa, which is about 73% of the tensile strength of the base material. It meets the requirement of the nuclear reactor for the welded joint tensile strength of the shell material ( $\geq 520$  MPa). The average elongation of the joint after fracture is 6.5%. The tensile fracture position is at the center of the weld (Fig. 5). Besides, the surface of the tensile fracture is covered with a large number of tear edges and small dimples (Fig. 6), indicating that the fracture of the welded joint is a typical ductile fracture. In the bending test, no cracks are found on the surface and root of the weld (Fig. 7) after 180° face and back bending of the welded joints. Besides, the hardness of the weld zone is 160 HV<sub>0.1</sub>, which is lower than other areas of the welding joint, and is about 60% of the hardness of the base material. The hardness of the heat-affected zone is between the weld zone and base metal (Fig. 8).

**Conclusions** With the optimal parameters, the laser-arc hybrid welding of high silicon titanium-containing austenitic stainless steel is completed, and well-formed welded joints are obtained. By increasing the welding speed and defocus, the porosity of the weld can be significantly reduced. Besides, welded joints with almost no porosity can be obtained under laser power of 3.0 kW, arc current 130 A, welding speed 1.8 m/min, and defocus + 20 mm. The welded joint consists of the weld, fusion, and heat-affected zones. The microstructure of the weld zone is single austenite, and the grain size gradually decreases from top to bottom on the cross section. The microstructure of the heat-affected zone is the same as that of the base material; however, the grain size is slightly larger than that of the base material. The average tensile strength of the welded joint is 607 MPa, which is about 73% of the tensile strength of the base material, and the average elongation after fracture is 6.5%. There are many tear edges and dimples in the tensile fracture, which is a typical ductile fracture. The hardness of the weld is 160 HV<sub>0.1</sub>, which is about 60% of the hardness of the base material. The results of 180° face and back bends are qualified. It means that joint mechanical properties meet the technical requirements for shell material in nuclear reactors.

**Key words** laser technique; materials; laser-tungsten inert gas hybrid welding; high silicon titanium-containing austenitic stainless steel; microstructure; mechanical properties

**OCIS codes** 160.3900; 140.3390; 350.3390