

# SUS301L 不锈钢 CO<sub>2</sub> 激光-MIG 复合焊接头 组织性能研究

陈 洋 吴世凯 肖荣诗

(北京工业大学激光工程研究院, 北京 100124)

**摘要** 针对 2 mm 厚 SUS301L 奥氏体不锈钢薄板进行 CO<sub>2</sub> 激光-熔化极惰性气体保护电弧(MIG)复合对接焊试验,深入分析了焊接接头不同区域的显微组织及相组成,研究了装配间隙对焊接接头微观组织和力学性能的影响。结果表明,SUS301L 奥氏体不锈钢复合焊接接头中心区域呈一定方向性的细小枝晶组织,未出现等轴晶区域,偏离焊缝中心区为垂直于熔合线向焊缝中心生长的柱状晶组织,距焊缝中心距离越远,晶粒越粗大;焊接接头主要由  $\gamma$  奥氏体相和少量  $\delta$  铁素体相组成,焊缝凝固模式为铁素体-奥氏体结晶(FA)模式,凝固过程中发生的  $\delta$ - $\gamma$  转变由块状转变和相界面处的短程自由扩散作用共同完成;随着装配间隙的增大,焊缝残余  $\delta$  铁素体含量逐渐降低,抗拉强度随之下降,断裂发生在焊缝靠近熔合线区域的粗大柱状晶区。

**关键词** 激光技术; 复合焊; SUS301L 不锈钢; 组织性能; 装配间隙

**中图分类号** TG456.7 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201441.0103004

## Mircostructure and Performance of CO<sub>2</sub>-MIG Hybrid Welding of SUS301L Stainless Steel

Chen Yang Wu Shikai Xiao Rongshi

(Institute of Laser Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

**Abstract** SUS301L stainless steel sheet with thickness of 2 mm is welded using CO<sub>2</sub> laser-metal inert gas arc (MIG) hybrid welding. The microstructure and phase composition of joint are analyzed in detail. Furthermore, the influence of assembly gap on weld microstructures and performance is investigated. Results indicate that the joint is composed of fine dendritic structure in the weld center and columnar crystals far away from the center zone. And the columnar crystals are found growing perpendicularly to the fusion line. Grain size increases with the distance from the center of weld. Phase composition in the joint is identified as  $\gamma$  austenite and a little  $\delta$  ferrite. The solidification type of weld is dominated by ferrite-austenite (FA) mode and the transformation from  $\delta$  to  $\gamma$  is dominated by massive transformation and short range free diffusion. With the increase of assembly gap, residual  $\delta$  content and tensile strength of weld decrease gradually. The fracture occurs at the area of coarse columnar grain near the fusion line.

**Key words** laser technique; hybrid welding; SUS301L stainless steel; microstructure and performance; assembly gap

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390

## 1 引 言

不锈钢列车因其具有较好的撞击吸能性、防火安全性、轻量化和维护成本低等优点已成为轨道列

车发展的重要方向之一<sup>[1]</sup>。而 SUS301L 奥氏体不锈钢由于碳含量低,并含有少量氮,在保证耐腐蚀性和焊接性的同时具有较高的强度,是不锈钢列车车

**收稿日期**: 2013-06-08; **收到修改稿日期**: 2013-08-16

**基金项目**: 国家自然科学基金(51275013)、国家科技重大专项(2013ZX04001-131)

**作者简介**: 陈 洋(1987—),男,硕士研究生,主要从事激光-电弧复合焊接方面的研究。

E-mail: cy1987@emails.bjut.edu.cn

**导师简介**: 肖荣诗(1965—),男,博士,教授,主要从事激光与材料相互作用、先进材料激光加工、激光加工新工艺和新方法及外围技术与系统等方面的研究。E-mail: rsxiao@bjut.edu.cn(通信联系人)

身结构专用材料之一<sup>[2]</sup>。

目前,针对 SUS301L 奥氏体不锈钢板的焊接研究主要集中在电阻点焊<sup>[3-4]</sup>和激光非熔透搭接焊<sup>[5-7]</sup>方面,但是由于电阻点焊焊点较多,容易引起焊接变形,焊点处存在明显压痕,降低了车体外观质量,而且焊接气密性较差,不适用于高速列车领域的焊接<sup>[1,8]</sup>;激光焊接热输入量小、焊接变形小、效率高,可以实现连续焊接,但在焊前对装配精度要求较高,增大了装配成本,使其在实际生产应用中具有一定的局限性。而激光-电弧复合焊接技术可以降低对装配精度的要求,是不锈钢车身焊接中一种可行的焊接方式。目前国内外有关普通奥氏体不锈钢的激光-电弧复合焊接已有大量研究,主要集中在复合焊接工艺<sup>[9-12]</sup>及热源相互作用<sup>[13-15]</sup>等方面,专门针对 SUS301L 不锈钢板的激光-电弧复合焊接研究十分有限,并且,要将复合焊接技术应用到不锈钢车身

的焊接中,对焊缝组织性能的研究必不可少。因此本文针对 2 mm 厚 SUS301L 不锈钢薄板进行 CO<sub>2</sub> 激光-熔化极惰性气体保护电弧(MIG)复合对接焊实验,观察焊缝(WM)不同区域的微观组织形貌,研究焊缝相组成和凝固模式,以及装配间隙对焊缝组织和力学性能的影响。

## 2 试验材料和方法

### 2.1 试验材料

采用 2 mm 厚 SUS301L 奥氏体不锈钢板进行复合对接焊实验,试板尺寸为 200 mm×400 mm×2 mm,热处理状态为固溶处理后冷轧,强度级别为 ST,焊接前用丙酮清洗,去除油污。焊丝牌号为 ER308LSi,直径 1.0 mm,母材及焊丝化学成分如表 1 所示。

表 1 母材和焊丝化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of base metal and soldering wire (mass fraction, %)

|          | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Cr    | Ni    | N    | Cu   | Mo   |
|----------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|
| SUS301L  | 0.02 | 0.43 | 1.08 | 0.04  | 0.003 | 17.70 | 7.10  | 0.20 | —    | —    |
| ER308LSi | 0.03 | 0.73 | 1.73 | 0.020 | 0.004 | 20.30 | 10.30 | —    | 0.06 | 0.08 |

### 2.2 试验设备及方法

试验采用德国 Rofin-Sinar 公司 DC035 Slab CO<sub>2</sub> 激光器,最大输出功率 3500 W, MIG 电源为 Fronuis TS5000 数字电弧焊机,最大电流 500 A,配合德国 Arnold 公司生产的六轴联动加工系统。

试验布置如图 1 所示,采用电弧在前、激光在后的旁轴复合焊接方式,焊炬倾角 45°,保护气为 (10+10) L/min 的 He、Ar 混合气体,由 MIG 焊枪喷嘴送出。通过前期试验<sup>[16]</sup>优化所得的焊接工艺参数如下:激光功率  $P=1600$  W,电弧电流  $I=150$  A,焊接速度  $v=1.5$  m/min,热源间距  $D_{LA}=2$  mm,装配间隙较大时适当降低焊接速度到 1.2 m/min 以提高焊丝填充量。在不同装配间隙下进行 CO<sub>2</sub> 激光-MIG 复合对接焊实验,所得焊缝成

形良好,表面平整、光滑、连续、鱼鳞纹均匀细密,通过 X 射线检测,无气孔、裂纹等缺陷。将焊接试样沿横截面切开,经磨光、抛光后,用王水腐蚀,观察焊缝微观组织形貌,通过 X 射线衍射(XRD)、电子衍射分析研究焊缝相组成及凝固模式,并对不同装配间隙下的接头力学性能进行测试。

## 3 试验结果

### 3.1 焊缝显微组织

图 2 所示为无装配间隙时复合焊缝宏观形貌图,所得焊缝成形饱满,与母材结合良好,无气孔、裂纹、咬边等焊接缺陷。沿焊缝中心至熔合线对焊缝不同区域利用扫描电镜进行微观组织形貌观察,结

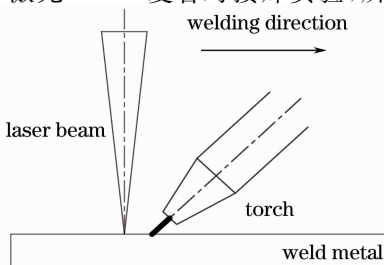


图 1 试验布置示意图

Fig. 1 Diagram of experimental setup

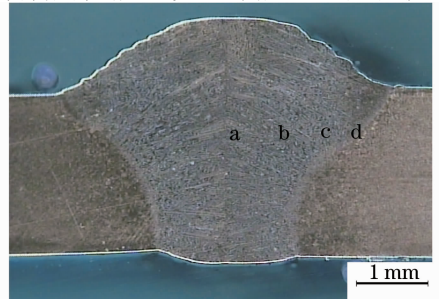


图 2 焊缝横截面形貌

Fig. 2 Cross-section morphology of weld bead

果如图 3 所示。焊接接头不同区域微观组织有明显差异,这与焊缝凝固过程中温度梯度的大小有关,在熔池中心区域温度梯度较小,形成晶粒细小的骨架状枝晶组织,并沿温度梯度方向生长,呈现出一定的方向性,而未出现等轴晶区域,偏离焊缝中心区为垂

直于熔池边界向焊缝中心生长的柱状晶组织,越靠近熔合线附近,温度梯度越大,晶粒沿温度梯度方向不断生长,形成粗大的柱状晶组织,在熔合线处晶粒沿轧制方向以条带状形式排列。

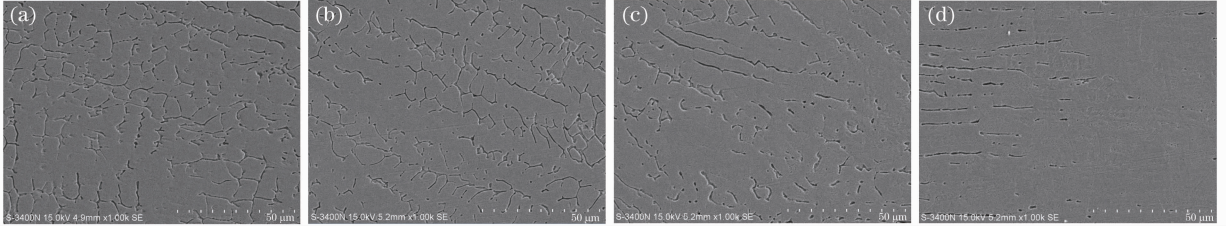


图 3 焊缝微观组织。(a) 焊缝中心; (b) 偏离焊缝中心; (c) 焊缝边缘; (d) 熔合线

Fig. 3 Microstructures of weld bead. (a) Bead center; (b) close to bead; (c) close to fusion line; (d) fusion line

### 3.2 焊缝相组成

为了确定焊缝中物相组成,对焊缝区域进行 X 射线衍射分析,测试结果如图 4 所示。根据 X 射线衍射峰对照粉末衍射卡片 (PDF) 可知,焊缝组织主要由  $\gamma$  奥氏体相和少量  $\delta$  铁素体相组成。

$\gamma$  奥氏体。对焊缝中残余  $\delta$  铁素体相进行从位置 C 到 D 能量色散谱 (EDS) 线扫描分析,结果如图 6 所示。可以看出,Cr,Ni 元素在  $\delta$  铁素体内部和  $\delta$  铁素体与  $\gamma$  奥氏体交界处均发生偏析,在相界面处 Cr 元素含量(质量分数)最高,Ni 元素含量最低,在  $\delta$  铁素体内部,中心处 Cr 含量低于边界,Ni 含量高于边界。

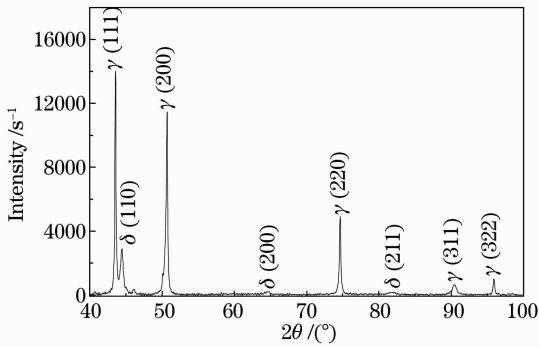


图 4 焊缝 X 射线衍射图谱

Fig. 4 X-ray diffraction pattern of the weld joint

利用透射电镜 (TEM) 观察焊缝微观组织形貌并进行电子衍射分析,结果如图 5 所示。焊缝中存在大量白色骨架状物相,分别对 A、B 两相进行电子衍射分析,通过衍射标定可知,A 相为  $\delta$  铁素体,而 B 相为

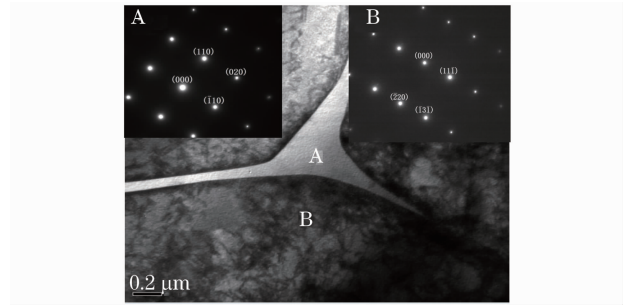


图 5 焊缝 TEM 形貌及电子衍射分析

Fig. 5 TEM microstructure and electron diffraction analysis of weld joint

### 3.3 装配间隙的影响

相同焊接工艺参数、不同装配间隙下所得焊缝横截面形貌如图 7 所示,可以看出,随着装配间隙的增大,焊缝余高逐渐降低,熔宽逐渐增大。

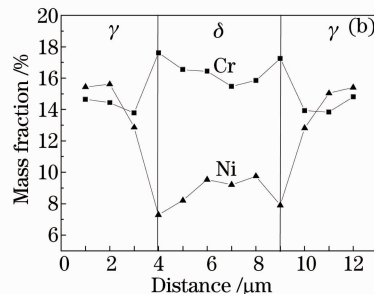
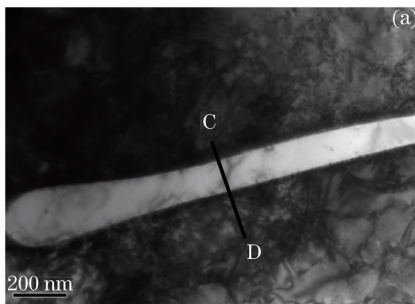


图 6 焊缝中 Cr、Ni 元素分布图。(a) 奥氏体晶内铁素体 TEM 形貌; (b) EDS 扫描分析结果

Fig. 6 Distribution diagram of Cr and Ni in weld bead, (a) TEM microstructure of ferrite in the austenite crystal; (b) EDS results



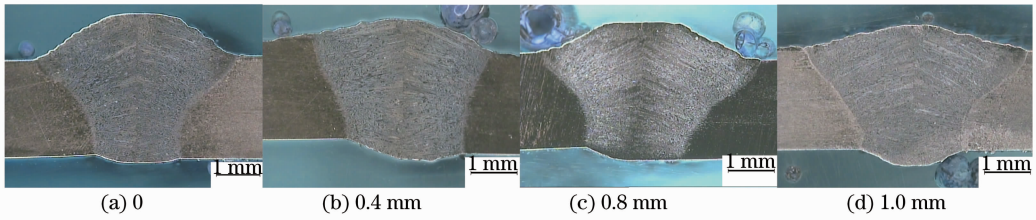


图 7 不同装配间隙焊缝横截面形貌

Fig. 7 Cross-section morphology of welded joints with different gaps

根据 GB1945-80 利用金相法对不同装配间隙下的复合焊接焊缝进行残余  $\delta$  铁素体含量(面积分数)测定,每种焊缝选取 10 个视场进行测定,并对焊缝进行拉伸性能测试,结果如表 2 所示。结果表明,随着装配间隙的增大,焊缝中残余  $\delta$  铁素体含量逐渐降低,抗拉强度也随之降低。这是由于焊缝中存在一定量的  $\delta$  铁素体时,可以打断奥氏体柱状晶的生长,细化晶粒,同时降低 P、S 等有害杂质在晶界的富集,抑制低熔点共晶的产生,提高焊缝的强度和韧性<sup>[17]</sup>,但随着装配间隙的增大,残余  $\delta$  铁素体含量降低,因此焊缝拉伸强度随装配间隙增大而降低。图 8 所示为典型拉伸试样断裂位置及断口形貌,所有试样均断裂在焊缝靠近熔合线附近的柱状晶区,断口区域出现大量细小韧窝,为韧性断裂。这是由于 SUS301L 不锈

钢母材经过固溶处理后冷轧,晶粒细小,强度较高,而焊缝处为典型铸态组织,中心区域晶粒细小,靠近熔合线处为晶粒粗大的柱状晶组织,抗拉强度较低,而且由于焊趾处存在应力集中,导致拉伸试样在此处开裂,沿熔合线附近柱状晶区扩展,发生断裂。

表 2 装配间隙对复合焊接焊缝铁素体含量及拉伸性能的影响

Table 2 Assembly gap effect on the hybrid welding weld ferrite content and tensile properties

| Assembly gap /mm | Ferrite area fraction /% | Tensile strength /MPa | Fracture location |
|------------------|--------------------------|-----------------------|-------------------|
| 0                | 14.5                     | 777                   | WM                |
| 0.4              | 13.3                     | 763.5                 | WM                |
| 0.8              | 11.4                     | 745.8                 | WM                |
| 1.0              | 9.5                      | 717.4                 | WM                |

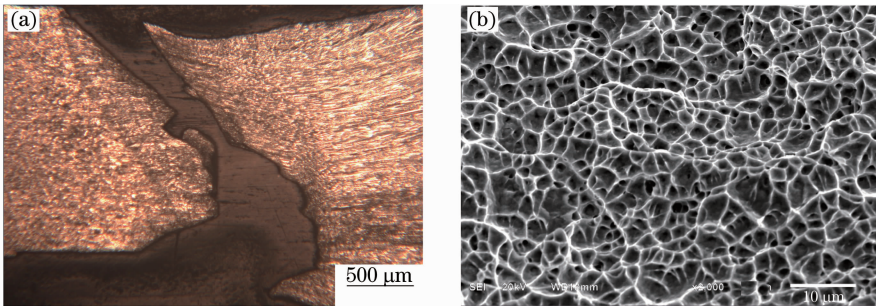


图 8 焊缝拉伸断裂位置及断口形貌

Fig. 8 Fracture location and micromorphology of tensile fracture surface

## 4 分析与讨论

在奥氏体不锈钢焊缝凝固过程中,合金成分和冷却速度对焊缝凝固结晶模式及室温组织形貌有较大影响。随着焊缝中  $Cr_{eq}$  当量与  $Ni_{eq}$  当量的比值不断增大,焊缝凝固模式依次为全奥氏体结晶(A 模式)、奥氏体-铁素体结晶(AF 模式)、铁素体-奥氏体结晶(FA 模式)和全铁素体结晶(F 模式)4 种基本形式<sup>[18-19]</sup>,对应的微观组织形貌也各不相同,如图 9 所示。在一般电弧焊条件下,可以根据 WRC-1992 相组分图图 10 预测奥氏体不锈钢焊缝的凝固模式和铁素体含量。但是随着冷却速度的增大,凝

固模式和铁素体含量将会发生变化,Kurz 等<sup>[20-21]</sup>提出在快速冷却条件下,由于枝晶尖端过冷度发生变化,使得奥氏体作为初始析出相的稳定性大于铁素体,因此凝固模式由初析铁素体向初析奥氏体转变。

根据 WRC-1992 相组分图  $Cr_{eq}$ 、 $Ni_{eq}$  当量计算式  $C_{Cr_{eq}} = C_{Cr} + C_{Mo} + 0.7C_{Nb}$ ,  $C_{Ni_{eq}} = C_{Ni} + 35C_C + 20C_N + 0.25C_{Cu}$  分别计算 SUS301L 母材与 ER308Si 焊丝的  $Cr_{eq}$ 、 $Ni_{eq}$  当量,以及不同装配间隙下焊缝稀释率,得到焊缝的  $Cr_{eq}$ 、 $Ni_{eq}$  当量及  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  当量比值,结果如表 3 所示。

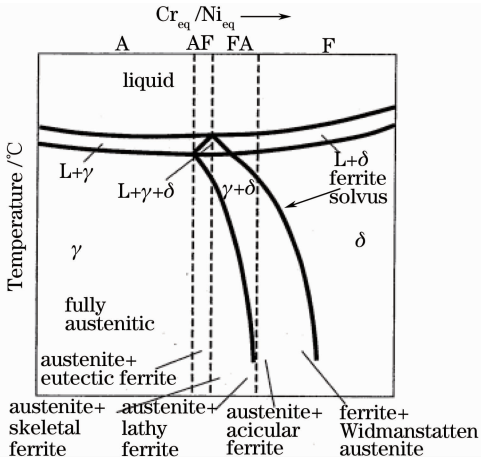


图 9 凝固模式和 Cr-Ni 伪二元相图的关系<sup>[19]</sup>

Fig. 9 Solidification mode and pseudo-binary phase diagram of Cr-Ni relationship<sup>[19]</sup>

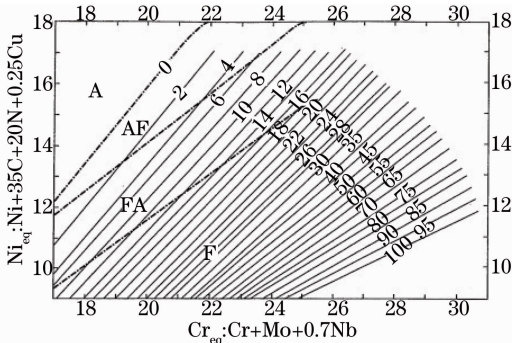


图 10 WRC-1992 相组分图<sup>[22]</sup>

Fig. 10 WRC-1992 phase diagram<sup>[22]</sup>

表 3 焊缝中 Cr<sub>eq</sub> 和 Ni<sub>eq</sub> 当量

Table 3 Cr<sub>eq</sub> and Ni<sub>eq</sub> equivalent weights of weld joint

| Assembly gap /mm | Cr <sub>eq</sub> | Ni <sub>eq</sub> | Cr <sub>eq</sub> /Ni <sub>eq</sub> |
|------------------|------------------|------------------|------------------------------------|
| 0                | 18.61            | 11.88            | 1.57                               |
| 0.4              | 18.66            | 11.87            | 1.57                               |
| 0.8              | 18.82            | 11.82            | 1.59                               |
| 1.0              | 18.92            | 11.79            | 1.60                               |

由表 3 结果可以看出,随着装配间隙的增大,复合焊接焊缝中 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 比值逐渐增大,而且由前所述,残余 δ 铁素体含量逐渐降低(如表 2 所示),且远大于通过 WRC-1992 相组分图预测所得室温残余铁素体含量。这是由于相对于电弧焊来说,在对接间隙较小时,复合焊接速度较快,焊接热输入量小,焊缝凝固冷却速度大,δ-γ 转变没有时间充分进行,WRC-1992 相组分图不适用于残余 δ 铁素体含量的预测,因此残留 δ 铁素体含量偏大。

当装配间隙逐渐增大达到 1.0 mm 时,焊接速度有所降低,热输入量增大,焊缝凝固冷却速度降低,更偏向于电弧焊接,使 δ-γ 转变可以充分进行,因此残留 δ 铁素体含量应逐渐减小。但是从焊缝成

分方面分析,随着装配间隙的增大,焊缝稀释率增大,由于焊丝与母材成分差别较大,焊丝中 Cr<sub>eq</sub> 较高,而 Ni<sub>eq</sub> 较低,因此焊缝中 Cr<sub>eq</sub> 当量逐渐增大, Ni<sub>eq</sub> 当量逐渐降低, Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 随之增大,通过含 Fe 质量分数为 30% 的 Cr、Ni 伪二元相图(图 9)可知,焊缝中残余 δ 残余铁素体含量也应增大,通过以上两方面相互竞争的作用,最终残余 δ 铁素体含量随装配间隙增大而逐渐降低。

目前,关于奥氏体不锈钢焊缝快速冷却过程中发生的 δ-γ 转变机制有两种解释。一种是 Lippold 等<sup>[18]</sup>提出的在快速冷却条件下,δ-γ 非平衡转变是通过无扩散的块状转变完成的,由于时间很短(约 0.2 s),可忽略原子间的扩散作用,除中间晶核部分外,铁素体直接转变为奥氏体,残留的 δ 铁素体位于奥氏体晶粒中心;另一种是 Brooks 等<sup>[23-24]</sup>通过扫描透射电镜(STEM)测试方法,在先结晶析出为铁素体的情况下,对焊缝中 δ 铁素体和奥氏体内的 Cr、Ni 元素分布进行测定,认为 δ-γ 转变主要是由扩散控制的固态相变。由图 9 可知,本试验条件下发生的 FA 凝固模式,首先从液相中析出 δ 铁素体,随着结晶的进行,液相中 Cr 含量逐渐减少,而 Ni 含量逐渐增加,凝固路线左移进入图 9 中的 L+δ+γ 三相区内,在先析铁素体晶粒边界发生包晶反应生成奥氏体,直至液相全部转变为固相,之后发生 δ-γ 转变。由于初析 δ 铁素体中心区先由液相中析出,富 Cr 贫 Ni,随着铁素体的不断生长,Cr 含量逐渐降低, Ni 含量逐渐增加,而由图 6 结果可知,在残余 δ 铁素体中心区富 Ni 贫 Cr,边界处富 Cr 贫 Ni,因此在 δ-γ 转变过程中发生了 Cr、Ni 元素的扩散和偏析;由于复合焊接焊缝凝固冷却过程中,发生 δ-γ 转变的时间很短,而焊缝中残余铁素体量很小,因此,δ-γ 通过块状转变机制发生了大规模转变。通过以上分析可知,在复合焊接焊缝凝固过程中发生的 δ-γ 固态相变是由块状转变和相界面处的短程自由扩散作用共同完成的。

## 5 结 论

1) CO<sub>2</sub> 激光-MIG 复合焊接焊缝中心区为细小的枝晶组织,呈现出一定的方向性,且未出现等轴晶区域,偏离焊缝中心为垂直于熔池边界向焊缝中心生长的柱状晶组织,越靠近焊缝边缘,晶粒越粗大,在熔合线处晶粒沿母材轧制方向有所伸长。

2) CO<sub>2</sub> 激光-MIG 复合焊接焊缝主要由 γ 奥氏体相和少量 δ 铁素体相组成,随着装配间隙的增大,

焊缝中残余  $\delta$  铁素体含量逐渐降低, 抗拉强度也随之下降。

3) SUS301L 不锈钢板 CO<sub>2</sub> 激光-MIG 复合焊接焊缝凝固模式为 FA 模式, 在焊缝凝固冷却过程中发生的  $\delta$ - $\gamma$  固态相变是由块状转变和  $\delta$ 、 $\gamma$  相界面处的短程自由扩散作用共同完成的。

### 参 考 文 献

- 1 Li Gangqing, Han Xiaohui. Welding process and development of stainless steel car body [J]. Locomotive and Rolling Stock Technology, 2004, (1): 1-4.  
李刚卿, 韩晓辉. 不锈钢车体的焊接工艺及发展[J]. 机车车辆工艺, 2004, (1): 1-4.
- 2 Du Haixian, Xu Feng, Hong Liu, *et al.*. Development of SUS301L cold rolled stainless steel products[J]. World Iron and Steel, 2010, (6): 52-54.  
杜海宪, 徐 锋, 洪 流, 等. SUS301L 不锈钢冷轧产品的开发[J]. 世界钢铁, 2010, (6): 52-54.
- 3 Wu Maoguo, Liu Wei, Fan Meng, *et al.*. Microstructure and mechanical properties of resistance spot welding joint of SUS301L plate[J]. J 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.
- 4 Ding Chenggang, Shi Chunyuan, Du Bengang, *et al.*. Study on spot welding process of stainless steel SUS301L [J]. Hot Working Technology, 2006, 35(11): 28-29.  
丁成刚, 史春元, 都本钢, 等. SUS301L 不锈钢电阻点焊工艺研究[J]. 热加工工艺, 2006, 35(11): 28-29.
- 5 Wang Hongxiao, Shi Chunyuan, Wang Chunsheng, *et al.*. Study on laser welding process for stainless steel railway vehicle[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(19): 136-139.  
王洪潇, 史春元, 王春生, 等. 铁道客车用 SUS301L 不锈钢非熔透型激光搭接焊工艺[J]. 热加工工艺, 2009, 38(19): 136-139.
- 6 Wang H X, Wang C S, Shi C Y. The investigation of partial penetration lap laser welding applied on stainless steel railway vehicles [J]. Advanced Materials Research, 2010, 97-101: 3832-3835.
- 7 Liu J. Study of laser lap welding of SUS301L austenitic stainless steel using optimal design method[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(4): 63-67.
- 8 Han Fang, Lu Peide. The manufacture technology for side wall of the stainless steel car body structure[J]. Rolling Stock, 2000, 38(6): 22-24.  
韩 方, 陆培德. 不锈钢车体钢结构侧墙制造技术[J]. 铁道车辆, 2000, 38(6): 22-24.
- 9 Zeng Xiaoyan, Gao Ming, Yan Jun. Effects of shielding gas in laser-arc hybrid welding[J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(6): 0601005.  
曾晓燕, 高 明, 严 军. 保护气体对激光-电弧复合焊接的影响[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0601005.

- 10 Zhao Yaobang, Lei Zhenglong, Chen Yanbin. Analysis of melting characteristics of laser-arc double sided welding for stainless steel[J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(2): 0203001.  
赵耀邦, 雷正龙, 陈彦宾. 不锈钢激光-电弧双面焊接头熔化特征分析[J]. 中国激光, 2011, 38(2): 0203001.
- 11 S B Hee, S B Han, C K You, *et al.*. A study on mechanical and microstructure characteristics of the STS30L butt joints using hybrid CO<sub>2</sub> laser-gas metal arc welding[J]. Materials and Design, 2011, 32(4): 2328-2333.
- 12 P Sathiya, K M Mahendra, B Shanmugarajan. Effect of shielding gases on microstructure and mechanical properties of super austenitic stainless steel by hybrid welding [J]. Materials and Design, 2012, 33(1): 203-212.
- 13 B Hu, G D Ouden. Laser induced stabilization of the welding arc [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2005, 10(1): 76-81.
- 14 Kutsuna G, Liang Chen. Interaction of both plasmas in CO<sub>2</sub> laser-MAG hybrid welding of carbon steel [C]. SPIE, 2003, 4831: 341-346.
- 15 Rao Z H, Liao S M, Tsai H L. Modelling of hybrid laser-GMA welding: review and challenges[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2011, 16(4): 300-305.
- 16 Chen Yang, Wu Shikai, Xiao Rongshi. Study on CO<sub>2</sub>-MIG hybrid welding of SUS301L stainless steel sheet [J]. Applied Laser, 2013, 33(2): 158-163.  
陈 洋, 吴世凯, 肖荣诗. SUS301L 不锈钢薄板 CO<sub>2</sub> 激光-MIG 复合焊工艺研究[J]. 应用激光, 2013, 33(2): 158-163.
- 17 Kamiya O, Kumagal K, Kikuchi Y. The effects of  $\delta$  ferrite morphology on low temperature fracture toughness of austenitic stainless steel weld metal[J]. Quarterly J Japan Welding Society, 1991, 9(4): 61-67.
- 18 J C Lippold, W F Savage. Solidification of austenitic stainless steel weldments[J]. Welding Journal, 1979, 58(12): 362-374.
- 19 J C Lippold, D J Kotecki. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels[M]. New York: John Wiley & Sons Inc., 2005. 153-162.
- 20 W Kurz, D J Fisher. Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing[J]. Acta Metallurgica, 1981, 29(1): 11-20.
- 21 J C Lippold. Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steels [J]. Welding Journal, 1994, 73(6): 129-139.
- 22 D J Kotecki, T A Siewert. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram[J]. Welding Journal, 1992, 71(5): 171-178.
- 23 J A Brooks, J C Williams, A W Thompson. STEM analysis of primary austenite solidified stainless steel welds[J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14(1): 23-31.
- 24 N Lewis, M J Cieslak, W F Savage. Microsegregation and eutectic ferrite-to-austenite transformation in primary austenite solidified CF-8M weld metals[J]. J Materials Science, 1987, 22(8): 2799-2810

栏目编辑: 宋梅梅