

# Inconel690 镍基合金/SUS304 不锈钢激光焊接接头组织与力学性能

黄嘉森, 蔡创\*, 刘致杰, 汪汉萍, 谢佳, 余杰, 刘永洪

西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031

**摘要** Inconel690 镍基合金具有良好的综合力学性能,其焊接结构已经被广泛应用于核电产业中,通过改变热输入与填充丝可以改善其焊接接头的力学性能。对 Inconel690 镍基合金与 SUS304 不锈钢进行激光对接焊试验,分析接头显微组织和力学性能。研究发现,焊缝呈现激光焊接典型的高脚杯形状,焊缝区域弥散分布含钛相。当未填充焊丝时,低热输入(1.5 kJ/cm)接头与高热输入(2.6 kJ/cm)接头相比,焊缝晶粒尺寸减小约 40%,接头抗拉强度提高约 9.7%,焊缝平均硬度提高约 7.7%。在填充焊丝后,焊缝中 Ni 元素含量提高,Fe 元素含量下降,出现弥散分布的富铬相,结合 X 射线衍射(XRD)结果分析,推测其为  $Cr_{0.19}Fe_{0.7}Ni_{0.11}$  相。与高热输入接头相比,低热输入填充丝焊的焊缝平均硬度与接头抗拉强度均有所提高,其中焊缝平均硬度提高约 22.6%,抗拉强度提高约 16.2%。

**关键词** 激光光学; 异种材料; 镍基合金; 激光焊接; 热输入; 力学性能

中图分类号 TG456.7 文献标志码 A

DOI: 10.3788/AOS222151

## 1 引言

在核电产业中,部分关键的工程组件需要在耐腐蚀的高温环境中服役,故对材料的耐高温、耐腐蚀性能要求苛刻。镍(Ni)基高温合金 Inconel690 具有优异的耐热性和耐腐蚀性,在高温环境中力学性能良好<sup>[1]</sup>,故成为了核电和航空产业中的关键材料。SUS304 为奥氏体不锈钢,同样具有良好的热稳定性,且材料成本较低,其主要成分为铁(Fe)、Ni 和铬(Cr)<sup>[2-3]</sup>。在核电领域中,存在较多 Ni 基高温合金与不锈钢的异种金属焊接结构<sup>[4]</sup>。因此,Ni 基高温合金和不锈钢异种材料的焊接问题日益受到重视。与传统弧焊相比,激光焊接具有能量密度高、焊接变形小和热影响区小等特点<sup>[5-6]</sup>。与激光自熔焊相比,激光填充丝焊通过添加焊丝改变焊缝元素含量,从而提升接头力学性能<sup>[7]</sup>。

异种材料激光焊接的焊接机制复杂,不同的激光吸收率、线膨胀系数、比热容和导热率导致异种金属在凝固时组织演化规律不同,从而对接头力学性能产生影响。崔紫薇等<sup>[8]</sup>采用激光填充丝焊焊接 T2 紫铜和 301 不锈钢异种金属,通过添加不同焊丝改变焊缝中合金元素含量来改善接头力学性能。Lin 等<sup>[9]</sup>对 304 不锈钢和 Ni 基合金 690 进行了电子束焊接。研究发现,当电子束作用位置从不锈钢侧向 Ni 基高温合金偏移时,

焊接接头的拉伸性能呈小幅的下降趋势,耐腐蚀性能增强。朱洪羽等<sup>[10]</sup>采用激光填充丝焊焊接了 Inconel652 和 P92,在焊缝区域观察到白色析出相,加入填充焊丝后接头力学性能提升。Li 等<sup>[11]</sup>采用激光焊焊接了异种材料 Inconel625 和 SUS304。研究发现,大量的 Nb 和 Mo 元素在晶界和焊缝的枝晶间富集,在焊缝金属与 SUS304 的熔合界面处出现白色过渡层,在 Inconel625 侧的过渡层中析出大量的 Laves 相。das Neves 等<sup>[12]</sup>采用 Nd:YAG 脉冲激光焊对 Inconel600 Ni 基高温合金与 STS304 不锈钢进行了焊接,观察到焊缝区域 Fe、Ni 等元素的分布不均匀,焊接接头的抗拉强度为母材的 90%。Adomako 等<sup>[13]</sup>研究了 IN718 和 SUS304 激光焊接接头的微观组织和元素分布,发现大量的 Mo 元素和 Nb 元素分布在过渡区域中。Shin 等<sup>[14]</sup>研究了 Inconel740H 和 P92 激光焊接接头组织分布和高温蠕变性能,发现 P92 母材到焊缝区域中存在边界带,边界带中含有 Cr、Ni 元素。P92 侧的接头强度对高温蠕变性能影响最大,随着蠕变温度的上升,蠕变的断裂位置从 P92 的熔合线转移至 P92 的细晶区。目前,针对不锈钢和 Ni 基高温合金激光焊接的研究侧重于分析析出相对接头力学性能的影响,针对焊接热输入和添加焊丝对接头组织和性能影响的研究较少。

收稿日期: 2022-12-16; 修回日期: 2022-12-20; 录用日期: 2022-12-23; 网络首发日期: 2023-01-06

基金项目: 国家自然科学基金(51805456)、四川省科技计划(2021YFG0209)、中央高校基本科研业务费专项资金(2682021CX108)

通信作者: \*caichuang@home.swjtu.edu.cn

本文对 Inconel690 Ni 基合金与 SUS304 不锈钢进行激光对焊试验。通过改变焊接热输入和添加焊丝对焊缝的主要元素分布趋势、析出相和接头力学性能进行分析,为 Inconel690 Ni 基合金和 SUS304 不锈钢异种材料激光焊接工艺和接头性能优化提供参考。

## 2 试验材料及设备

采用 4.5 mm 厚的 Inconel690 Ni 基合金和 SUS304 不锈钢作为母材,填充焊丝牌号为 ERNiCrFe-7A,母材和填充焊丝的主要成分如表 1 所示。试验采用 TRUMPF lasers TruDisk 10002 型激光

器,最大激光功率为 10 kW,激光波长为 1070 nm,焦距为 350 mm。焊接时采用焊丝在前、激光束在后的模式,激光束与竖直方向的夹角为  $10^\circ$ ,焊丝与焊接方向的夹角为  $30^\circ$ ,激光离焦量为 0,如图 1 所示。焊接过程中采用体积分数为 99.99% 的氩气对焊接熔池进行保护,保护气喷嘴与试板的夹角为  $30^\circ$ ,保护气体流量为 25 L/min。焊前对试板表面进行打磨处理以去除焊件表面的氧化膜,并用酒精擦拭以去除油污等杂质。焊接时采用对接形式,试样间不留间隙,焊接过程中采用的工艺参数如表 2 所示。

表 1 试验母材和焊丝成分(质量分数)

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

unit: %

Material	Fe	Ni	Cr	Al	Ti	Mn	Nb
SUS304	Bal.	8.63	17.6	0.003	0.006	2.00	<0.001
Inconel690	8.85	Bal.	30.5	0.250	0.280	0.23	0.400
ERNiCrFe-7A	9.80	59.30	29.8		1.000	0.15	0.860

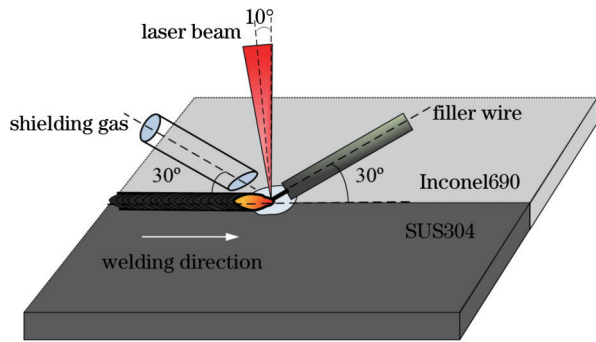


图 1 激光焊丝焊接示意图

Fig. 1 Schematic diagram of laser filler wire welding

在焊接完成后,沿焊缝垂直方向截取金相试样和

拉伸试样。金相试样经过打磨、抛光后用乙醇冲洗试样表面,再在 6 V 的直流电中腐蚀 25 s,腐蚀溶液为体积分数为 70% 的磷酸溶液。采用 LY-WN-AFCCD600 型 AF 扫描式显微相机观察焊接接头横截面的宏观形貌和晶粒生长方向。采用 JSM-IT500 扫描电子显微镜(SEM)对焊接接头截面微观组织进行观察和分析。根据 GB/T 6394—2002《金属平均晶粒度测定法》,采用圆截面法对晶粒度进行统计。采用 HVS-30 维氏硬度计对所得试样进行硬度测试。采用与 SEM 配套的能谱仪(EDS)进行化学成分的测定。拉伸试验采用 CMT4303 电子万能试验机,按照 GB/T 2651—2008《焊接接头拉伸试验方法》进行。

表 2 激光焊接试验参数

Table 2 Parameters of laser welding test

Sample	Laser power /kW	Welding speed / (mm·s <sup>-1</sup> )	Filler wire feeding speed / (m·min <sup>-1</sup> )	Heat input / (kJ·cm <sup>-1</sup> )
S1	4.1	16		2.6
S2	6.0	40		1.5
S3	6.0	40	4	1.5

## 3 试验结果与分析

### 3.1 焊缝形貌

采用不同工艺参数焊接所得接头的截面宏观形貌如图 2 所示。焊接接头的横截面为典型的高脚杯形状,焊缝成形良好,无裂纹缺陷。高能量密度的激光束产生了激光深熔焊机制下的“匙孔”效应,由于充满高温蒸汽的小孔有利于焊接熔池搅拌和气体逸出,故生成的具有缺陷的焊透焊缝较少<sup>[15]</sup>。在加入填充焊丝后,由于焊丝熔化,焊接接头正面余高堆积,焊缝背面余高较大。观察焊缝上部发现,在不同的热输入下,焊

缝熔宽不同,S1(2.6 kJ/cm)、S2(1.5 kJ/cm)、S3(1.5 kJ/cm, 填丝)的焊缝熔宽分别为 3.6、2.4、2.6 mm。相较于低热输入,高热输入使母材金属大量熔化,焊缝熔宽较大。

Khan 等<sup>[16]</sup>证明了激光能量密度与焊接参数之间的关系,可以表示为

$$D_{\text{energy}} = P_{\text{laser}} / (S_{\text{welding}} \times \Phi_{\text{SPOT}}) = I_{\text{heat}} / \Phi_{\text{SPOT}}, \quad (1)$$

式中: $D_{\text{energy}}$  为激光能量密度; $P_{\text{laser}}$  为激光功率; $S_{\text{welding}}$  为焊接速度; $\Phi_{\text{SPOT}}$  为光斑直径; $I_{\text{heat}}$  为热输入。当光斑直径不变时,Khan 等证明了平均枝晶间距随着能量密度的增加而增大,而热输入与能量密度成正比,故平均



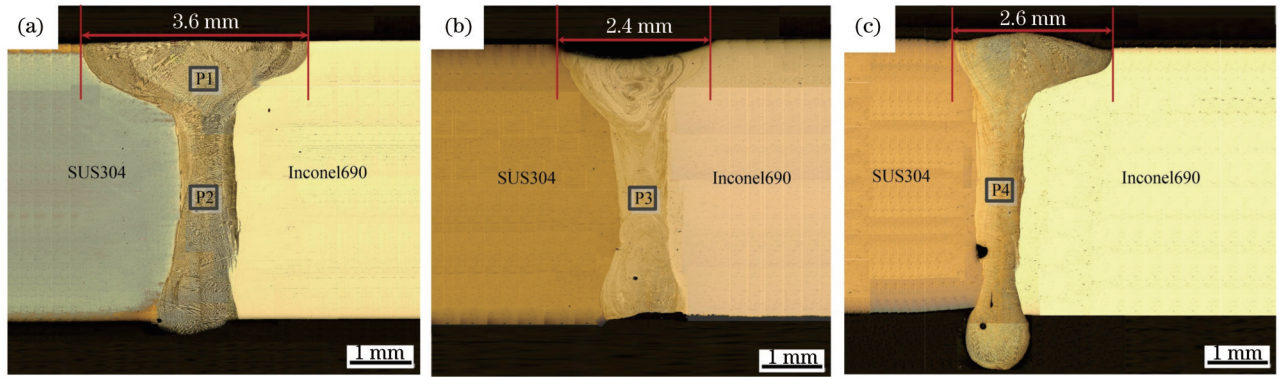


图 2 焊接接头截面图。(a) S1 (2.6 kJ/cm); (b) S2 (1.5 kJ/cm); (c) S3 (1.5 kJ/cm, 填丝)

Fig. 2 Cross-sections of welded joints. (a) S1 (2.6 kJ/cm); (b) S2 (1.5 kJ/cm); (c) S3 (1.5 kJ/cm, filler wire)

枝晶间距随着热输入的增加而增大。根据 GB/T 6394—2002《金属平均晶粒度测定法》，截点法有直线截点法与圆截点法。圆截点法不用过多附加视场数就能自动补偿偏离等轴晶而引起的误差，作为质量的评估方法是比较合适的。采用圆截点法计算平均晶粒度  $G$ ，通过对试样检验面上晶粒截距的平均值  $\bar{l}$  进行统计来计算平均晶粒度  $G$ 。相应的公式为

$$\bar{l} = \frac{L}{M \times P}, \quad (2)$$

$$G = -6.6438561g\bar{l} - 3.288, \quad (3)$$

式中： $L$  为所使用的测量线段（网格）长度； $P$  为测量网格上的截点数； $M$  为观测用放大倍数。为描述不同热输入下的焊缝晶粒尺寸，对焊缝组织进行多次随机的单位面积采样，得到晶粒密度  $\rho_n$  和平均晶粒直径  $\bar{d}$ ，二者的计算公式为

$$\rho_n = n/s^2, \quad (4)$$

$$\bar{d} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{d_{\min,i} + d_{\max,i}}{2}, \quad (5)$$

式中： $n$  为晶粒数量； $s^2$  为所测面积； $d_{\min,i}$  为晶粒短轴长度； $d_{\max,i}$  为晶粒长轴长度。经过统计计算：S1 的平均晶粒度约为 10.5，晶粒密度  $\rho_n$  约为  $11200 \text{ mm}^{-2}$ ，平均晶粒直径  $\bar{d}$  约为  $9.4 \mu\text{m}$ ；S2 的平均晶粒度约为 12，晶粒密度  $\rho_n$  约为  $31700 \text{ mm}^{-2}$ ，平均晶粒直径  $\bar{d}$  约为  $5.6 \mu\text{m}$ 。S2 的平均晶粒尺寸与 S1 相比细化了约 40%，与 Khan 等<sup>[16]</sup> 所得趋势吻合。

图 3 为从 Ni 基合金母材到焊缝中心的组织与不同焊接参数下相同位置的焊缝组织，具体位置如图 2 中 P2、P3 和 P4 所示。由于焊缝区域经历了熔化凝固过程，故焊缝区域的组织与 Ni 基高温合金母材的组织存在明显差异。在焊接过程中焊缝金属快速熔化后冷却结晶，柱状晶生长方向与熔合线近似垂直，熔合线附近区域可观察到明显的细小等轴晶粒，如图 3(b) 所示。在焊缝中心区域可观察到晶粒以柱状晶的形态不断向中心生长，柱状晶生长方向与焊缝中心线大致成  $45^\circ$  角，如图 3(c) 所示，具体位置如图 2(a) 中 P1 所示。激光焊接具有高结晶线速度、高冷却速度和非自发形核

的特点，故焊接接头的熔合区极窄且晶粒的生长方向为散热速度最快的方向<sup>[17-18]</sup>。对比图 3(d) 和图 3(e) 可以看出，在仅改变热输入的条件下，S1 (2.6 kJ/cm) 与 S2 (1.5 kJ/cm) 相比，焊缝晶粒尺寸更大。在同样的热输入条件下，激光填丝焊与激光焊相比，焊丝的熔化需要吸收一部分激光能量，焊缝能量密度降低，S3 (1.5 kJ/cm, 填丝) 的晶粒尺寸相较于 S2 的晶粒尺寸更小，如图 3(e) 和图 3(f) 所示。

### 3.2 焊缝微观组织

分别选取 S2 (1.5 kJ/cm) 与 S3 (1.5 kJ/cm, 填丝)，在扫描电镜下观察元素变化趋势。元素线扫描方向均是沿 Inconel690 侧经焊缝区至 SUS304 不锈钢侧，元素线扫描结果如图 4 所示。Inconel690 与 SUS304 合金元素不同导致 Ni、Cr 和 Fe 元素含量在熔合线附近发生突变，焊缝中 Cr 元素和 Ni 元素含量相比 Inconel690 母材明显降低，Fe 元素含量相比 SUS304 母材明显降低，如图 4 所示。同时，由于激光焊接熔池的流动性和 Fe-Ni 之间具有较大的固溶度，故 Fe 元素和 Ni 元素的含量在焊缝中整体呈现均匀分布，李宁等<sup>[19]</sup> 的研究也得到了相似的结果。在低热输入激光填丝焊时，焊缝区域金属全部来自母材，Ni 元素和 Fe 元素在焊缝中的含量相当。在添加 Ni 基焊丝后，元素整体分布与未填丝时一致，但观察到焊缝中 Ni 元素含量相较未添加焊丝前有所提高，Fe 元素含量则下降，如图 4 所示。

S2 (1.5 kJ/cm) 的焊缝区微观形貌及其元素面扫图如图 5 所示，可以观察到焊缝晶界附近有较多细小的白色块状颗粒，晶间存在 Ti 元素的富集。扫描电镜下焊缝 Inconel690 侧、焊缝中部和焊缝 SUS304 侧白色块状颗粒形貌如图 6 所示。对上述三个区域中的白色块状颗粒进行 EDS 能谱测定，结果如表 3 所示。除基体元素外，析出相 1、2、3 均存在 Ti 和 N 元素，确认白色块状析出相为含 Ti 相，推测为 TiN 相。在所有焊接接头的焊缝中均观察到弥散分布的含 Ti 相。Jeng 等<sup>[20]</sup> 在研究中指出，由于 TiN 熔点高，故在低热输入下不能完全熔化。随着焊接热输入的减少，Inconel690 中 TiN



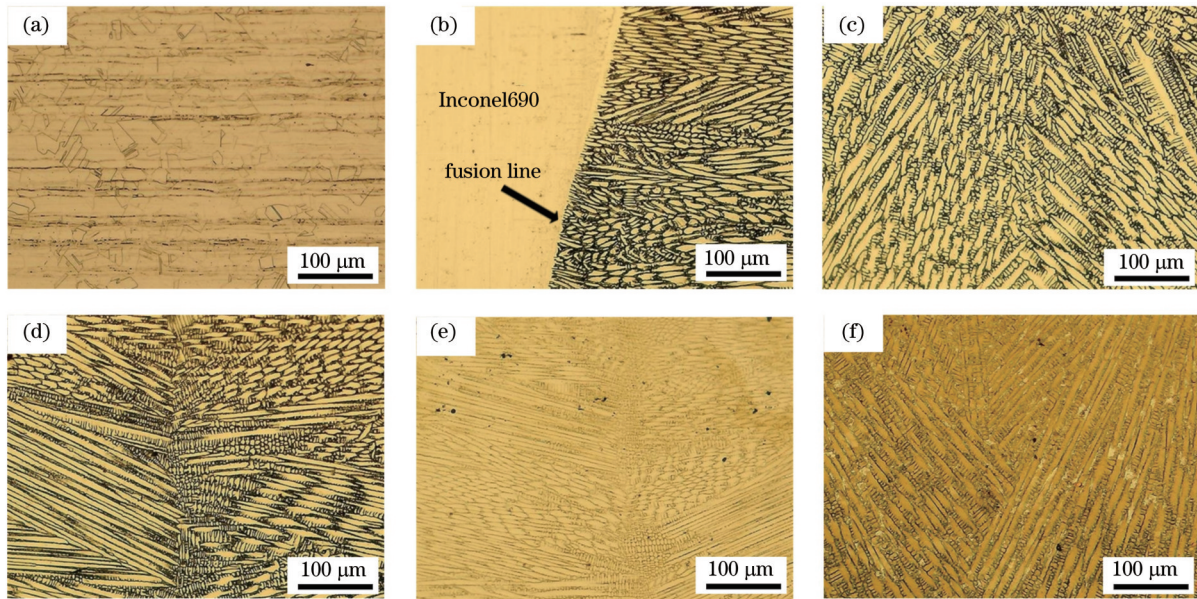


图 3 母材与焊缝的微观结构。(a) Inconel690 母材;(b) 熔合线;(c) 焊缝中心区域(图 2 中 P1 放大图);(d) S1(图 2 中 P2 放大图);(e) S2(图 2 中 P3 放大图);(f) S3(图 2 中 P4 放大图)

Fig. 3 Microstructures of base metal and weld. (a) Inconel690 base metal; (b) fusion line; (c) center area of weld (enlarged image of P1 in Fig. 2); (d) S1 (enlarged image of P2 in Fig. 2); (e) S2 (enlarged image of P3 in Fig. 2); (f) S3 (enlarged image of P4 in Fig. 2)

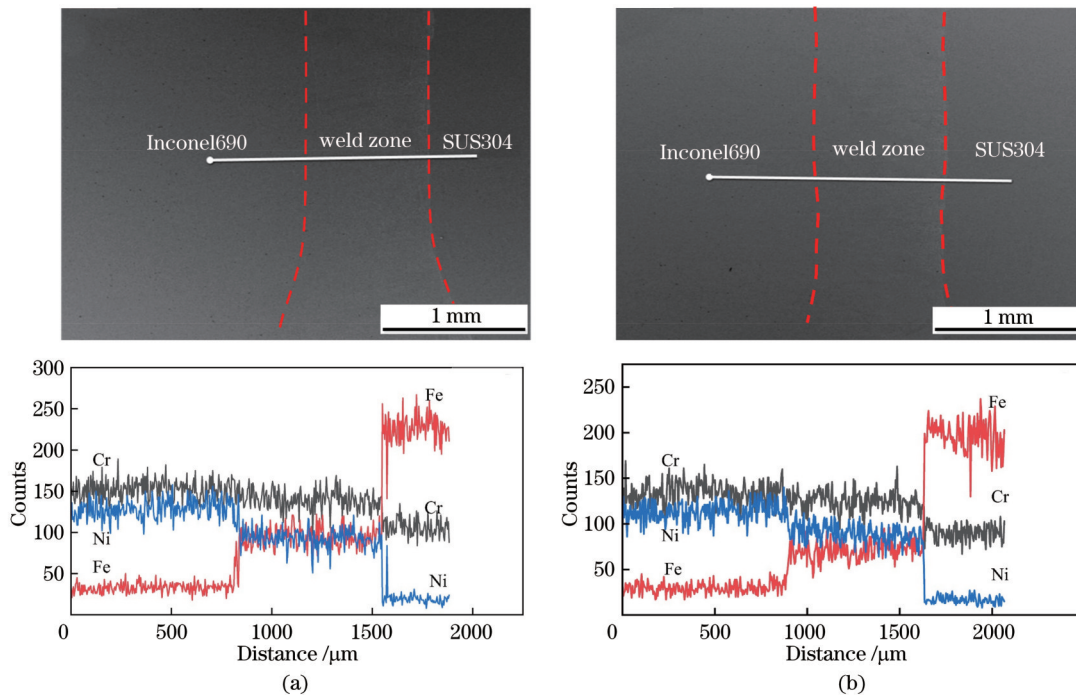


图 4 焊接接头区域元素线扫描结果。(a) S2 (1.5 kJ/cm); (b) S3 (1.5 kJ/cm, 填丝)

Fig. 4 Element line scanning results of welded joints. (a) S2 (1.5 kJ/cm); (b) S3 (1.5 kJ/cm, filler wire)

的熔化量减少,即焊缝中 TiN 将会增多。Silva 等<sup>[21]</sup>在研究中发现,高温 Ni 合金焊缝在凝固过程中, TiN 会作为形核点影响 Laves 相和复合碳化物(NbTi)C 组成的二次相的析出。

在添加 ERNiCrFe-7A 焊丝后,在焊缝中观察到形状不规则的白色析出物,如图 7 所示。A、B、C 位置的能谱分析结果如表 4 所示,可确定白色析出物为富 Cr

相。对 S3 (1.5 kJ/cm, 填丝) 的焊缝区域进行 X 射线衍射(XRD)测试,分析如图 8 所示,其中  $2\theta$  为衍射角。结合 XRD 结果,推测该富 Cr 相为  $\text{Cr}_{0.19}\text{Fe}_{0.7}\text{Ni}_{0.11}$  相。添加焊丝后,大量的 Cr 元素扩散进入焊缝中,富 Cr 相于晶间析出。Meng 等<sup>[22]</sup>在研究中指出,焊缝的耐腐蚀性能将随着 Cr 元素含量的增加而提高。Ahmad 等<sup>[23]</sup>研究了 IN625 和 SUS2205 激光焊接接头的微观组织



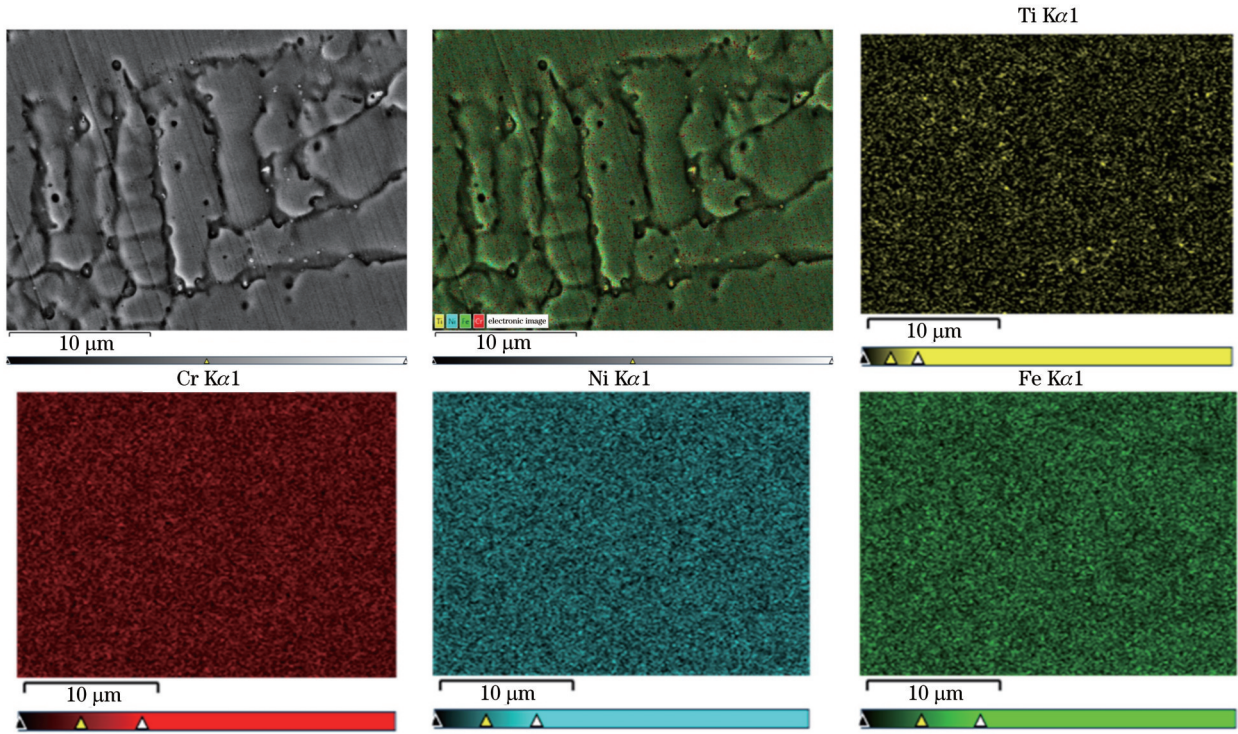


图 5 S2 (1.5 kJ/cm)的焊缝区域元素分布  
Fig. 5 Element distribution of weld zone in S2 (1.5 kJ/cm)

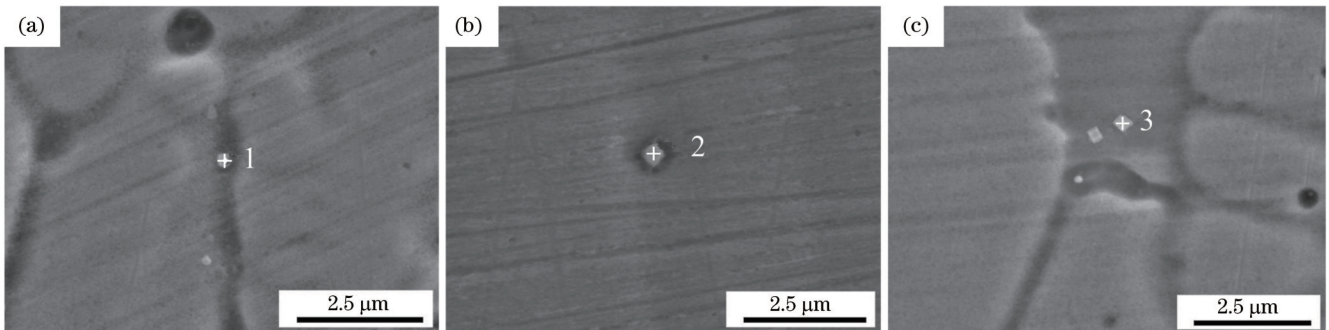


图 6 S2 (1.5 kJ/cm)中不同位置的白色块状颗粒形貌。(a) Inconel690侧焊缝;(b) 焊缝中部;(c) SUS304侧焊缝  
Fig. 6 Morphology of white massive particles at different positions in S2 (1.5 kJ/cm). (a) weld zone close to Inconel690; (b) middle zone of weld; (c) weld zone close to SUS304

表 3 图 6 中典型位置元素成分(质量分数)

Table 3 Elemental compositions (mass fractions) of typical positions in Fig. 6 unit: %

Position	Ti	Cr	Fe	Ni	N	Nb
1	9.02	27.04	17.72	36.84	7.01	2.37
2	19.34	23.92	20.89	22.25	12.08	1.52
3	11.53	25.03	25.65	28.44	8.77	0.59

与析出相组成,指出晶粒较细的焊缝组织在拉伸加载过程中易发生位错和析出相钉扎现象,提高了接头强度。

### 3.3 焊接接头硬度

不同参数下焊接接头显微硬度分布如图 9 所示,图中各虚线表示不同参数的接头区域,S1 (2.6 kJ/cm)

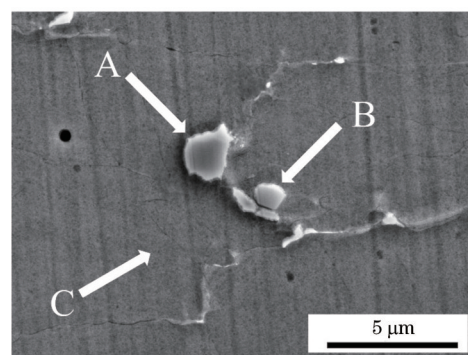


图 7 添加焊丝后富Cr相形貌  
Fig. 7 Morphology of Cr-rich phase after adding filler wire  
的焊缝平均硬度约为 176.8 HV,S2 (1.5 kJ/cm)的焊缝平均硬度约为 190.4 HV,S3 (1.5 kJ/cm,填丝)的

表 4 图 7 中典型位置元素成分(质量分数)

Table 4 Elemental compositions (mass fractions) of typical positions in Fig. 7 unit: %

Position	Fe	Cr	Ni
A	3.14	81.27	15.59
B	3.23	84.90	11.87
C	8.19	29.79	62.04

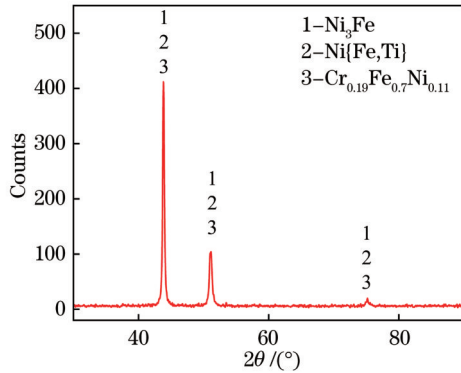


图 8 S3 (1.5 kJ/cm, 填丝) 接头焊缝的 XRD 谱图分析  
Fig. 8 XRD analysis of joint weld for S3 (1.5 kJ/cm, filler wire)

焊缝平均硬度约为 216.7 HV。S2 (1.5 kJ/cm) 焊缝区域与 S1 (2.6 kJ/cm) 相比晶粒细化, 硬度提高了约 7.7%。S2 (1.5 kJ/cm) 与 S3 (1.5 kJ/cm, 填丝) 相比, 焊缝中 Ni 元素含量上升, Fe 元素含量下降, 同时观察到弥散分布的富 Cr 相。唐景黎等<sup>[24]</sup>在研究中指出, Cr 元素进入焊缝与基材元素形成  $\text{Cr}_{0.19}\text{Fe}_{0.7}\text{Ni}_{0.11}$ , 再加上 Cr 元素的固溶强化作用, 故焊缝的显微硬度会提高。与 S1 (2.6 kJ/cm) 相比, S3 (1.5 kJ/cm, 填丝) 的焊缝平均硬度提高了约 22.6%。可以看出, 填充焊丝与降低热输入均能改善焊接接头的力学性能。

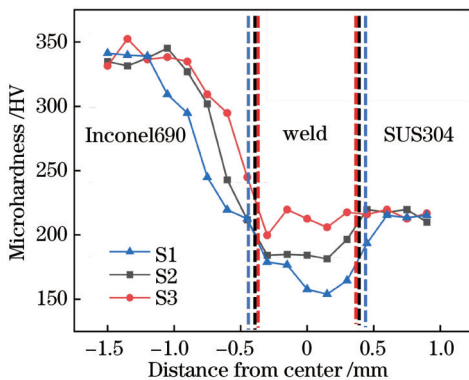


图 9 不同参数接头显微硬度  
Fig. 9 Microhardness of joints with different parameters

### 3.4 接头抗拉强度

不同焊接参数下接头抗拉强度和断后伸长率如图 10 所示。S1 (2.6 kJ/cm) 的抗拉强度约为 588 MPa, S2 (1.5 kJ/cm) 的抗拉强度相比于 S1 (2.6 kJ/cm) 的

提高了约 9.7%, 约为 645 MPa。在低热输入时, 加入填充焊丝后接头抗拉强度约为 683 MPa, 比未加入填充焊丝时提高了约 5.9%。相比于 S1 (2.6 kJ/cm), S3 (1.5 kJ/cm, 填丝) 的抗拉强度提高了约 16.2%。接头的断裂均发生在熔合区表明焊缝金属的韧性较两种母材的韧性有所下降。在未添加填充焊丝时: 对于 S1 (2.6 kJ/cm) 和 S2 (1.5 kJ/cm), 拉伸件的断后伸长率分别约为 9.0% 和 8.5%; 对于 S3 (1.5 kJ/cm, 填丝), 拉伸件的断后伸长率约为 12.7%。热输入的变化对断后伸长率的影响不明显。常用 Hall-Petch 关系来表示屈服强度与晶粒大小之间的关系<sup>[25]</sup>, 即

$$\sigma_{ys} = \sigma_0 + k_y \bar{d}^{-1/2}, \quad (6)$$

式中:  $\sigma_{ys}$  为材料的屈服强度;  $\sigma_0$  为晶内对变形的阻力;  $k_y$  为直线的斜率。S1 (2.6 kJ/cm) 的平均晶粒尺寸比 S2 (1.5 kJ/cm) 大, 而抗拉强度与屈服强度成正相关, 即材料的屈服强度随着晶粒尺寸的增大而减小, 故 S2 (1.5 kJ/cm) 的拉伸性能优于 S1 (2.6 kJ/cm)。在相同热输入下, 添加填充焊丝后伸长率明显高于未添加填充焊丝的断后伸长率, 填充焊丝能改善焊接接头的力学性能。在添加焊丝后, 焊缝中 Ni 元素含量下降, 晶间出现弥散分布的富 Cr 相, 晶粒尺寸变小, 提高了接头的力学性能。

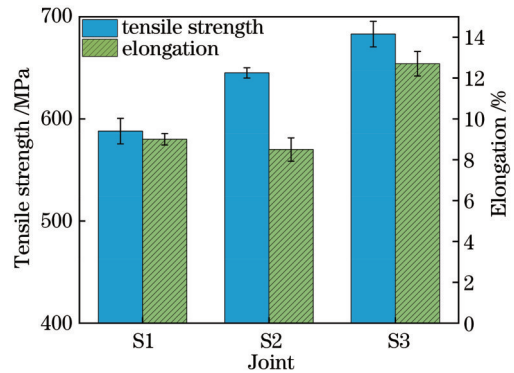


图 10 不同参数接头的抗拉强度和断后伸长率  
Fig. 10 Tensile strength and elongation of joints with different parameters

拉伸断口的扫描电镜结果如图 11 所示。不同热输入下得到的拉伸断口均有韧窝结构, 断裂形式为韧性断裂。相较于 S1 (2.6 kJ/cm) 的接头拉伸断口, S3 (1.5 kJ/cm, 填丝) 的接头拉伸断口中观察到的韧窝尺寸更小, 表明后者的韧性更好, 这与图 10 中的断后伸长率结论一致。

## 4 结 论

研究了激光焊接热输入和填充焊丝对 Inconel690 和 SUS304 异种材料焊接接头组织和力学性能的影响, 得到如下结论。

1) 焊缝形貌呈现激光焊典型的高脚杯状, S1 (2.6 kJ/cm) 的焊缝区域与 S2 (1.5 kJ/cm) 相比更宽,



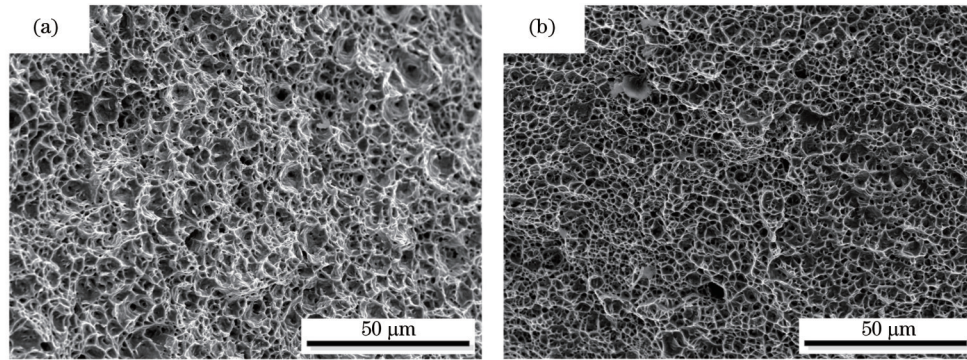


图 11 不同参数下的拉伸断口形貌。(a)高热输入激光焊;(b)低热输入激光填丝焊

Fig. 11 Tensile fracture morphology under different welding parameters. (a) Laser welding with high heat input;(b) laser filler wire welding with low heat input

S3 (1.5 kJ/cm, 填丝)的焊缝背面余高明显。

2)在未添加焊丝时,S2 (1.5 kJ/cm)的平均晶粒尺寸较S1 (2.6 kJ/cm)减小约40%。在相同热输入条件下,添加焊丝后焊缝元素含量改变,Ni元素含量提高,Fe元素含量下降。

3)含Ti相在所有焊接工艺的焊缝区域呈弥散分布。添加ERNiCrFe-7A焊丝后,晶间出现富Cr相,结合XRD结果分析,推测其为 $Cr_{0.15}Fe_{0.7}Ni_{0.11}$ 相,接头力学性能有所提高。

4)S2 (1.5 kJ/cm)与S1 (2.6 kJ/cm)相比,其接头抗拉强度提高了约9.7%,焊缝平均硬度提高了约7.7%。相比于S1 (2.6 kJ/cm),S3 (1.5 kJ/cm, 填丝)的焊缝平均硬度和抗拉强度均有所提高,其中焊缝平均硬度提高了约22.6%,抗拉强度提高了约16.2%。

#### 参 考 文 献

- [1] Okauchi H, Saida K, Nishimoto K. Additional of REM effect for prevention of micro cracking in dissimilar multipass welds of Alloy 690 to type 316L stainless steel[J]. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 2011, 29(3): 225-233.
- [2] Zhou S Y, Ma G Y, Wu D, et al. Ultrasonic vibration assisted laser welding of nickel-based alloy and Austenite stainless steel [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 31: 759-767.
- [3] Zhou S Y, Ma G Y, Chai D S, et al. Nickel-based alloy/austenitic stainless steel dissimilar weld properties prediction on asymmetric distribution of laser energy[J]. Optics & Laser Technology, 2016, 81: 33-39.
- [4] 刘奋成, 吕飞阅, 任航, 等. 激光立体成形 Inconel 718 镍基高温合金  $\delta$  相析出规律[J]. 中国激光, 2018, 45(12): 1202009.  
Liu F C, Lü F Y, Ren H, et al.  $\delta$  phase precipitation of Inconel 718 Ni-based superalloy fabricated by laser solid forming[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(12): 1202009.
- [5] 谢余发生, 黄坚, 王伟, 等. 5083 铝合金厚板超窄间隙激光填丝焊成形缺陷研究[J]. 中国激光, 2017, 44(3): 0302008.  
Xie Y F S, Huang J, Wang W, et al. Ultra-narrow gap laser wire filling welding forming defects of 5083 aluminum alloy thick plate[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(3): 0302008.
- [6] 邵晴, 于庆斌, 尹华, 等. 焊接热输入对高速动车组转向架侧梁焊接变形的影响及优化[J]. 焊接学报, 2020, 41(12): 25-32, 48, 98.  
Shao Q, Yu Q B, Yin H, et al. Effect of welding heat input on
- welding deformation of bogie side beam of high-speed EMU and optimization[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(12): 25-32, 48, 98.
- [7] 彭进, 王星星, 李刚, 等. 激光填丝焊对熔池动态行为及焊缝成形的影响[J]. 中国激光, 2017, 44(11): 1102004.  
Peng J, Wang X X, Li G, et al. Effect of laser welding with filler wire on molten pool dynamic behavior and weld formation [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(11): 1102004.
- [8] 崔紫薇. 铜/不锈钢激光填丝焊接接头组织与力学性能研究 [D]. 长春: 吉林大学, 2021.  
Cui Z W. Study on microstructure and mechanical properties of wire-feeding laser welding joints of copper/stainless steel dissimilar metal[D]. Changchun: Jilin University, 2021.
- [9] Lin Y D, Lee H T, Kuo Q Y, et al. Effects of beam offset on mechanical properties and corrosion resistance of Alloy 690-SUS 304L EBW joints for nuclear power plant[J]. Journal of Nuclear Materials, 2010, 401(1/2/3): 78-85.
- [10] 朱洪羽, 聂璞林, 李铸国, 等. P92 钢与 Inconel 625 合金厚板超窄间隙激光填丝焊接头的组织与性能[J]. 中国激光, 2018, 45(6): 0602003.  
Zhu H Y, Nie P L, Li Z G, et al. Microstructures and properties of joints in ultra-narrow-gap laser wire welding of P92 steel and Inconel 625 alloy thick plates[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(6): 0602003.
- [11] Li G, Huang J, Wu Y X. An investigation on microstructure and properties of dissimilar welded Inconel 625 and SUS 304 using high-power CO<sub>2</sub> laser[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 76(5): 1203-1214.
- [12] das Neves M D M, Lotto A, Berretta J R, et al. Microstructure development in Nd:YAG laser welding of AISI 304 and Inconel 600[J]. Welding International, 2010, 24(10): 739-748.
- [13] Adomako N K, Park H J, Cha S C, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of the dissimilar joint between IN718 and STS304[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 799: 140262.
- [14] Shin K Y, Lee J W, Han J M, et al. Transition of creep damage region in dissimilar welds between Inconel 740H Ni-based superalloy and P92 ferritic/martensitic steel[J]. Materials Characterization, 2018, 139: 144-152.
- [15] 梁行, 阚盈, 姜云禄, 等. 不锈钢薄板激光搭接焊接头的力学性能[J]. 中国激光, 2018, 45(6): 0602001.  
Liang H, Kan Y, Jiang Y L, et al. Mechanical properties of laser overlap welded joints of stainless steel sheets[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(6): 0602001.
- [16] Khan M M A, Romoli L, Ishak R, et al. Experimental investigation on seam geometry, microstructure evolution and microhardness profile of laser welded martensitic stainless steels [J]. Optics & Laser Technology, 2012, 44(5): 1611-1619.

- [LinkOut]
- [17] 余杰, 蔡创, 谢佳, 等. 基于响应面法的低碳贝氏体钢激光-电弧复合焊接工艺参数优化[J]. 中国激光, 2022, 49(16): 1602018.  
Yu J, Cai C, Xie J, et al. Process parameter optimization for laser-arc hybrid welding of low-carbon bainite steel based on response surface methodology[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(16): 1602018.
- [18] 王瑜, 舒乐时, 耿韶宁, 等. 汽车车身激光焊接技术的现状与发展趋势[J]. 中国激光, 2022, 49(12): 1202004.  
Wang Y, Shu L S, Geng S N, et al. Status and development trend of laser welding technology[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(12): 1202004.
- [19] 李宁, 王刚, 王廷, 等. Inconel 718 镍基合金与 304 不锈钢电子束焊接[J]. 焊接学报, 2019, 40(2): 82-85, 164.  
Li N, Wang G, Wang T, et al. Weldability of Inconel 718 and 304 stainless steel by electron beam welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(2): 82-85, 164.
- [20] Jeng S L, Lee H T, Weirich T E, et al. Microstructural study of the dissimilar joints of alloy 690 and SUS 304L stainless steel[J]. Materials Transactions, 2007, 48(3): 481-489.
- [21] Silva C C, Miranda H C D, Motta M F, et al. New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2013, 2(3): 228-237.
- [22] Meng Y F, Kang K, Gao M, et al. Microstructures and properties of single-pass laser-arc hybrid welded stainless clad steel plate[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 36: 293-300.
- [23] Ahmad G N, Raza M S, Singh N K, et al. Experimental investigation on Ytterbium fiber laser butt welding of Inconel 625 and Duplex stainless steel 2205 thin sheets[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 126: 106117.
- [24] 唐景黎, 李光文, 刘鑫慧, 等. 保温时间对 20G/316L 异种金属 TLP 焊接接头组织及性能的影响[J]. 焊接, 2019(7): 26-30, 66.  
Tang J L, Li G W, Liu X H, et al. Influence of holding time on microstructure and mechanical properties of 20G/316L dissimilar metal TLP welded joints[J]. Welding & Joining, 2019(7): 26-30, 66.
- [25] Heo N H, Heo Y U, Kwon S K, et al. Extended Hall-Petch relationships for yield, cleavage and intergranular fracture strengths of bcc steel and its deformation and fracture behaviors [J]. Metals and Materials International, 2018, 24(2): 265-281.

## Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded Inconel690 Nickel-Based Alloy/SUS304 Stainless Steel Joints

Huang Jiasen, Cai Chuang\*, Liu Zhijie, Wang Hanping, Xie Jia, Yu Jie, Liu Yonghong

School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, Sichuan, China

### Abstract

**Objective** At present, the Inconel690 nickel-based alloy and SUS304 stainless steel are widely used in nuclear power, aerospace, and petrochemical fields owing to their excellent performance in thermal strength, corrosion resistance, and specific strength. Compared with traditional welding methods, laser welding is characterized by higher energy density, smaller welding deformation, and a narrower heat-affected zone. Compared with laser welding, laser welding with filler wire achieves the purpose of changing the metal composition of weld seams and thereby improving the mechanical properties of the welded joints. Different materials have different laser absorptivity, linear expansion coefficients, specific heat capacity, thermal conductivity, and microstructure evolution during solidification. These factors further affect the performance of the welded joints of dissimilar materials. The current research on stainless steel and nickel-based super-alloys mainly focuses on the mechanical properties of the welded joints under the influence of precipitates. In this study, laser welding and laser welding with filler wire are carried out under different heat inputs, and mechanical properties are investigated.

**Methods** The thickness of the SUS304 and Inconel690 used in this experiment is 4.5 mm. Inconel ERNiCrFe-7A is used as the filler wire. The welding equipment used in this study is a 10 kW TRUMPF lasers TruDisk 10002. In addition, 99.99% pure argon gas is used as the shielding gas with a gas flow rate of 25 L/min. After welding, the ZEISS Axio Observer A1m metallurgical microscope is used to observe the surface morphology, and energy dispersive spectroscopy is employed to test the precipitates in the weld seams. The CMT4303 electronic universal testing machine is applied to test the tensile strength of the welded joints. The HVS-30 Vickers hardness tester is utilized to test the microhardness of the welded joints.

**Results and Discussions** The cross-sections of the welded joints are in the typical goblet shape with no crack defects. In the weld zone S2 (1.5 kJ/cm), many white particles are observed near the grain boundary, and they can be further confirmed as a titanium-containing phase. After the ERNiCrFe-7A filler wire is added, an irregularly shaped white precipitated phase is observed in the weld seam, and it can be determined as a chromium-rich phase. The X-ray diffraction (XRD) results suggest that this chromium-rich phase is  $\text{Cr}_{0.19}\text{Fe}_{0.7}\text{Ni}_{0.11}$  phase. The tensile strength of S2 (1.5 kJ/cm) is 9.7% higher than that of S1 (2.6 kJ/cm). After the filler wire is added, the tensile strength of S3 (1.5 kJ/cm) is



683 MPa, which is 16.2% higher than that of S1 (2.6 kJ/cm). Owing to the decrease in heat input, the grain size in the weld seam becomes smaller, which improves the plastic toughness and average hardness of the weld seam. When the heat input are 2.6 kJ/cm and 1.5 kJ/cm, the average hardness of the weld seam are 176.8 HV and 190.4 HV, respectively. After the filler wire is added, the average hardness of the weld seam in weld zone S1 (2.6 kJ/cm) is 216.7 HV.

**Conclusions** In this study, laser butt welding of Inconel690 nickel-based alloy and SUS304 stainless steel is carried out. The influences of heat input and filler metal on the microstructure and mechanical properties of joints are studied. The results indicate that the cross-section of the weld seam is in the classical goblet shape after laser welding. The weld width of S1 (2.6 kJ/cm) is larger than that of S2 (1.5 kJ/cm). As the heat input increases, the grain size in the weld seam becomes larger. A titanium-containing phase is diffusively distributed in the weld seams of all welded joints. After the ERNiCrFe-7A filler wire is added, a chromium-rich phase appears, and it is speculated to be  $\text{Cr}_{0.19}\text{Fe}_{0.7}\text{Ni}_{0.11}$  phase according to the XRD results. The grain size of S2 (1.5 kJ/cm) is 40% smaller than that of S1 (2.6 kJ/cm), and the mechanical properties of the joints are improved.

**Key words** laser optics; dissimilar material; nickel-based alloy; laser welding; heat input; mechanical property