DOI：10.7512/j.issn.1001-2303.2026.10.04

激光加载模式对 Inconel 625 焊接接头组织和性能的影响

侯 童[1]，石 玗[1*]，许有伟[1,2]，朱 明[1]，张 刚[1]，张文著[1]，李春华[2]

1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室，甘肃 兰州 730050
2. 东莞宜安科技股份有限公司，广东 东莞 523000

摘 要： 为探究激光加载模式对 Inconel 625 焊接接头微观组织和力学性能的影响，分别采用传统高斯激光模式（GHS-LW）、恒功率振镜扫描模式（CPM-LW）和全域功率调制振镜模式（FDPM-LW）三种加载方式，对 1 mm 厚 Inconel 625 薄板进行自熔对接焊。利用 SEM、EDS 及 EBSD 等手段，对比分析了三种模式焊缝的宏观形貌、微观组织特征、第二相分布及力学性能。结果表明，振镜模式下光束的圆周振荡对熔池产生搅拌效应，降低了凝固过程的温度梯度并促进枝晶断裂，使焊缝中心等轴晶比例显著增大，Laves 相析出减少且更加细小弥散。与 GHS-LW 相比，CPM-LW 和 FDPM-LW 焊接接头的抗拉强度分别提高了 9.9% 和 8.7%，延伸率分别提高了 25.2% 和 32.6%，焊缝中心显微硬度亦有明显提升。全域功率调制振镜模式通过梯度功率输入产生更强烈的熔池搅拌，等轴晶细化效果更优。光束振荡引起的熔池动力学改变是实现 Inconel 625 焊接接头晶粒细化与 Laves 相抑制、进而提升综合力学性能的有效途径。

关键词： 激光焊；Inconel 625；振镜扫描；微观组织；力学性能

中图分类号： TG457.1 **文献标识码：** A **文章编号：** 1001-2303（2026）10-0031-11

Effect of Laser Application mode on the Organization and Properties of Inconel 625 Welded Joints

HOU Tong[1], SHI Yu[1*], XU Youwei[1,2], ZHU Ming[1], ZHANG Gang[1], ZHANG Wenzhu[1], LI Chunhua[2]

1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Reuse of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China
2. Dongguan Yian Technology Co., Ltd., Dongguan 523000, China

Abstract: To investigate the influence of laser loading modes on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 welded joints, autogenous butt welding of 1 mm-thick Inconel 625 sheets was conducted using three loading modes: conventional Gaussian laser mode (GHS-LW), constant-power galvanometer scanning mode (CPM-LW), and full-domain power modulated galvanometer mode (FDPM-LW). The weld macro-morphology, microstructural characteristics, secondary phase distribution, and mechanical properties under the three modes were comparatively analyzed using SEM, EDS, and EBSD. The results indicate that the circular oscillation of the laser beam in galvanometer modes induces a stirring effect on the molten pool, reducing the temperature gradient during solidification and promoting dendrite fragmentation, which significantly increases the proportion of equiaxed grains in the weld center and reduces the precipitation of Laves phases with finer and more dispersed distribution. Compared with GHS-LW, the tensile strength of CPM-LW and FDPM-LW joints increases by 9.9% and 8.7%, respectively, and the elongation increases by 25.2% and 32.6%, respectively, with notable improvements in weld center microhardness. The FDPM-LW mode achieves superior equiaxed grain refinement through gradient power input that generates more intense molten pool stirring. Modifying the molten pool dynamics via beam oscillation serves as an

收稿日期： 2025-06-19 **修回日期：** 2025-07-05

基金项目： 国家自然科学基金面上项目（52075235）；嘉峪关市科技计划项目（22-16）；甘肃省优秀博士生项目（22JRRA793）

作者简介： 侯 童（1999—），男，硕士研究生，主要从事 Inconel 625 焊接及其焊接接头耐蚀性研究。

通讯作者： 石 玗（1973—），男，教授，博士，主要从事焊接过程自动控制及高效焊接的研究。E-mail：shiyu@lut.edu.cn。

effective approach for grain refinement, Laves phase suppression, and consequent enhancement of the comprehensive mechanical properties of Inconel 625 welded joints.

Keywords: laser welding; Inconel 625; galvanometer scanning; microstructure; mechanical properties

引用格式:侯童,石玗,许有伟,等. 激光加载模式对Inconel 625焊接接头组织和性能的影响[J]. 电焊机,2026,56(10):31-41.

Citation: HOU Tong, SHI Yu, XU Youwei, et al. Effect of Laser Application mode on the Organization and Properties of Inconel 625 Welded Joints [J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(10): 31-41.

0 引言

Inconel 625是一种以Mo、Nb为主要强化元素的固溶强化型镍基高温合金,凭借优良的耐腐蚀性能、抗氧化性能及高温条件下良好的拉伸性能与疲劳性能,广泛应用于航空、航天、化工及海洋工程等领域[1]。随着上述领域对焊接结构性能要求的不断提升,实现Inconel 625的高质量连接成为关键课题。目前,针对Inconel 625的焊接工艺已有氩弧焊、激光焊、钎焊、电子束焊、爆炸焊等[2-4]。在多种熔焊方法中,激光焊因能量集中、热变形和热影响区较小、焊接效率高等优势,尤其适用于超薄板材[1];与电子束焊相比,又具有设备成本较低、操作环境要求较简便的特点,在航空航天及核动力等领域应用广泛[1]。

在激光焊接领域,光束振荡被认为是改善焊缝质量的有效途径,其在抑制气孔、促进柱状晶向等轴晶转变(CET)方面的作用已得到多项研究证实。在孔隙率控制方面,Fetzer等人[5]发现圆形振荡可使AlMgSi_remote激光焊缝几乎消除孔隙;Hagenlocher等人[6]在6016铝合金激光焊中证实圆形振荡产生了最低的温度梯度和最大的等轴晶区。在力学性能方面,Li等人[7]利用振镜激光焊接对5083铝合金板进行焊接,发现振镜激光由于焊缝孔隙率的降低和均匀的微观结构,使得焊接接头的抗拉强度提高;Wang等人[8]使用纵向振荡轨迹、横向振荡轨迹和圆形振荡轨迹对AA6061-T6铝合金进行振镜激光焊接,发现圆形振荡得到的焊缝表面最光滑,没有飞溅。此外,由于圆形振荡轨迹的搅拌作用最强,在焊缝中形成了最多的等轴晶,导致其应变比传统激光高38%。

由此可见,振镜激光相较传统激光可以改善焊缝的表面成形,降低焊缝孔隙率和优化焊缝微观组织,从而提升焊接接头的力学性能。而且圆形振荡轨迹相对于其他振荡轨迹来说具有明显的优势,一方面其可以最大限度降低孔隙率,另一方面其能够产生更大的等轴晶区。因此,本文分别采用GHS-LW、CPM-LW和FDPM-LW三种激光加载模式,对1 mm厚Inconel 625薄板进行自熔对接焊试验,对比分析不同加载模式对焊缝表面成形、微观组织演变及力学性能的影响,从熔池动力学和凝固行为角度阐明各模式的作用机理,以期为Inconel 625焊接接头的组织调控与性能优化提供实验依据。

1 实验与设备

本实验采用的激光焊接设备如图1所示。振镜激光系统主要由PSI振荡头和MFSC 6 000 W光纤激光器组成,激光光斑直径0.4 mm,波长1 064 nm。系统包括光纤激光源、功率放大器、扫描振镜和f-θ聚焦系统。激光经光纤传输至功率放大器,被振荡系统反射后,通过f-θ圆形聚光镜聚焦于待焊试样表面。焊接时,激光头在焊接工作平面向焊接方向倾斜一定角度,以避免飞溅损伤光学元件。

实验采用三种激光加载模式:以高斯热源为特

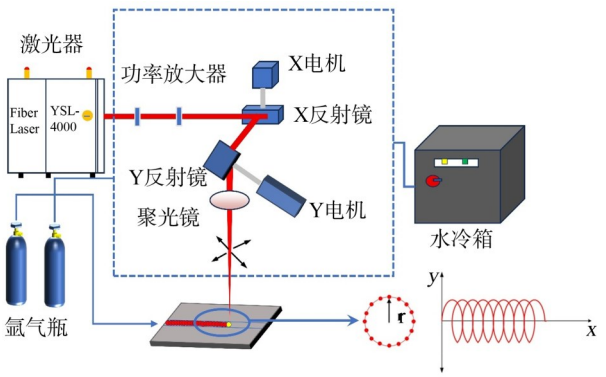


图1 激光焊设备示意

Fig. 1 Schematic diagram of laser welding equipment

征的传统激光模式（GHS–LW）和两种振镜激光模式，振镜激光包括恒功率的振镜模式（CPM–LW）和全域功率调制的振镜模式（FDPM–LW）。与 GHS–LW 不同，振镜模式在高斯光束基础上叠加了光束的圆周振荡，实际运动轨迹为直线与圆周组合的螺旋线。FDPM–LW 模式如图 2 所示，在原有 CPM–LW 的基础上通过研发附加了功率控制功能，即在一个封闭的运动周期（360°）内，可以实现多达 36 个相位点的功率大小的控制，并且可以实现随动调整。两种功能的叠加使用，可以实现扫描周期内激光功率波形及相位的自主设定，使得 FDPM–LW 模式对熔池热–质传输过程具有更大的调控空间和更精准的调控能力。图 2b 为 FDPM–LW 实现梯度功率输入时单个扫描域内相位点功率的设置示意，红色圆点尺寸与功率大小对应，相邻相位点的功率差为 5%。图 2c 为 FDPM–LW 焊接时的扫描路径。

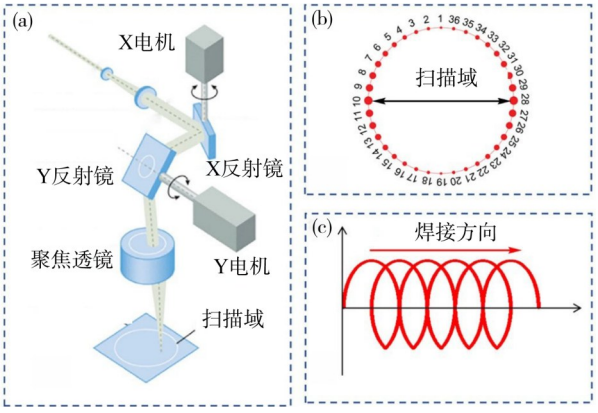


图 2　FDPM-LW 模式示意：(a)设备；(b)功率设置；(c)扫描轨迹

Fig. 2　Schematic diagram of FDPM-LW mode: (a)Schematic of the device; (b)Schematic of the power setting; (c)Schematic of the scanning trajectory

FDPM–LW 模式为了避免扫描路径叠加导致熔池边缘热量累计造成热影响区过热，采用减小扫描域边缘能量输入的方式，即在焊缝边缘相位点的功率较小，焊缝中心的相位点功率较大。而 CPM–LW 模式下，36 个相位点的激光功率相同。三种加载模式的扫描轨迹如图 3 所示。

实验材料为 1 mm 厚的冷轧 Inconel 625 薄板，其主要化学成分如表 1 所示。为了研究焊接模式对焊接接头组织和力学性能的影响，在焊接过程中其余工艺参数保持一致，其具体的工艺参数如表 2 所

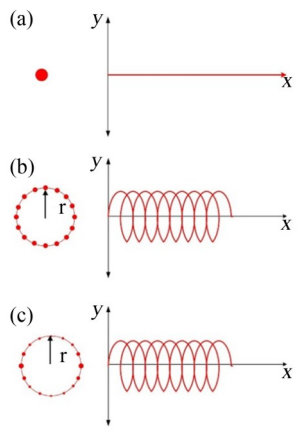


图 3　不同激光加载模式扫描轨迹示意：(a)GHS-LW；(b)CPM-LW；(c)FDPM-LW

Fig. 3　Schematic diagram of scanning trajectories of different laser imposition modes: (a)GHS-LW; (b)CPM-LW; (c)FDPM-LW

示。保护气成分为纯 Ar。室温拉伸试验在万能试验机上进行，每种模式制备三组平行试样取平均值，拉伸试样尺寸如图 4 所示，速率为 1 mm/min。

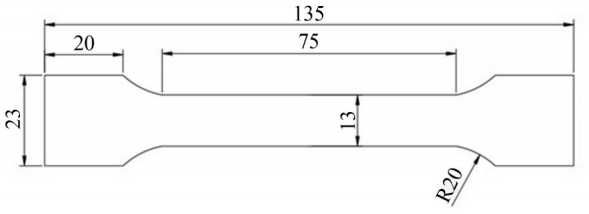


图 4　拉伸试样尺寸示意（单位：mm）

Fig. 4　Size diagram of tensile specimen (unit: mm)

表 1　Inconel 625 薄板化学成分（质量分数，%）

Table 1　Chemical composition of Inconel 625 sheet (wt. %)

C	Cr	Mo	Nb	Al	Fe	Mn	Si	Ti	Ni
0.1	20~23	8~10	3.15~4.15	0.4	5.0	0.5	0.5	0.4	Bal.

表 2　激光焊接工艺参数

Table 2　Laser welding process parameters

焊接方法	激光功率 /W	焊接速度 /(mm·s^{-1})	保护气流量 /(L·min^{-1})	振荡半径 /mm	振荡频率 /Hz
GHS-LW	1 400	10	15	0	0
CPM-LW	1 400	10	15	1	100
FDPM-LW	1 400	10	15	1	100

使用扫描电子显微镜（SEM）配合 EDS 能谱仪对拉伸断口及焊缝中的第二相进行观察与成分分析。SEM 搭载背散射衍射（electron backscatter diffraction，EBSD）探头并采用 HKL Nordlys Channel 5 软件对焊缝中心区域晶粒取向信息进行自动处理和分析。制备金相试样和 EBSD 试样时，首先使用

砂纸打磨至表面无明显划痕，打磨完成后使用0.5 μm氧化铝抛光剂进行抛光，再用王水（75%HCl +25%HNO_3）化学蚀刻40 s至表面出现雪花状腐蚀层，最后用蒸馏水和乙醇清洗并用吹风机吹干。EBSD样品在机械抛磨后，还需采用10%高氯酸酒精溶液进行电解抛光。

2 实验结果及讨论

2.1 焊缝表面形貌

不同加载模式下焊缝的表面成形如图5所示。GHS–LW焊缝正面局部区域存在凹凸不平的过渡，并伴有明显飞溅；CPM–LW和FDPM–LW焊缝表面光滑平整、波纹均匀，未观察到飞溅。这表明，加入激光束的圆形振荡改善了焊缝的表面成形。

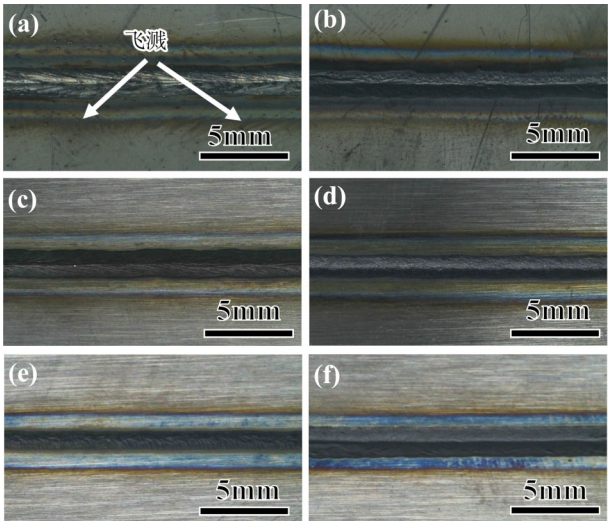


图5 不同加载模式焊缝表面成形：(a)GHS-LW正面；(b)GHS-LW背面；(c)CPM-LW正面；(d)CPM-LW背面；(e)FDPM-LW正面；(f)FDPM-LW背面

Fig. 5 Different Weld surface forming in different imposition modes: (a)front GHS-LW; (b)back side of GHS-LW; (c)CPM-LW front side; (d)Back side of CPM-LW; (e)FDPM-LW front side; (f)back side of FDPM-LW

对于无激光束振荡的GHS–LW，如图6a所示，液态金属在焊接过程中受到等离子体反冲压力和表面张力的驱动，从点A处流向熔池后部，形成一个小型熔池。由于光斑未叠加振荡运动，激光斑点的移动速度为实际的焊接速度，光斑移动速度低且恒定，这意味着等离子体反冲压力会在熔池处集中，形成激光与熔池之间的强相互作用，因此，焊接过程变得不稳定，出现粗糙的焊缝表面[9-10]。对于圆形激光束振荡的CPM–LW和FDPM–LW，激光斑点的实际运动速度为焊接速度与圆形振荡轨迹速度的矢量叠加，比无光束振动的激光焊接速要快得多，这就避免了等离子体反冲压力集中在熔池内的一个位置，从而使得焊接过程更加稳定，飞溅消失。另一方面，如图6b所示，从点A到点B，圆形振荡驱动液态金属围绕振荡中心产生稳定的旋转，液态金属的流动不受熔池壁的阻碍，同时激光束的振荡让熔池的范围扩大，使得隆起的液态金属易于释放，不会出现类似GHS–LW焊接过程中产生的不平滑过渡。

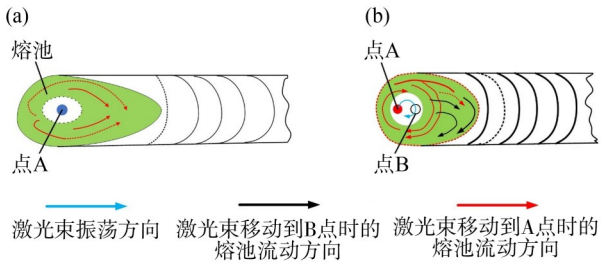


图6 熔池和熔体流动示意：(a)无振荡；(b)圆周振荡

Fig. 6 Schematic diagram of molten pool and melt flow: (a)no oscillation; (b)circular oscillation

2.2 焊缝微观组织分析

焊缝凝固过程中，晶粒形态主要与固液界面前沿的成分过冷有关成分过冷主要与温度梯度G与生长速率R有关，两个值的大小决定固液界面前沿稳定状态。一旦固液界面前沿失稳，则晶粒凝固模式将会改变[11]。随着成分过冷的增加，凝固模式将从平面生长、胞状生长、柱状生长最后到等轴晶生长。温度梯度G和生长速率R对凝固微观组织和尺寸的影响如图7所示。

GHS–LW焊接接头的截面和表面金相组织分别如图8、图9所示，其焊缝组织主要由两侧的柱状晶、胞状晶和焊缝中心的等轴晶组织组成。柱状晶沿着熔合线生长并指向焊缝的中心。焊缝区域晶粒形态的差异主要与熔池金属凝固时焊缝不同区域的过冷度和成分过冷有关。焊缝边界区域存在较大的过冷度，在凝固过程中有利于形成胞状晶和柱状晶。焊缝中心区域熔池金属固液界面前沿温度梯度小，成分过冷大，有利于等轴晶的形成。

CPM–LW焊接接头截面区域和表面区域金相

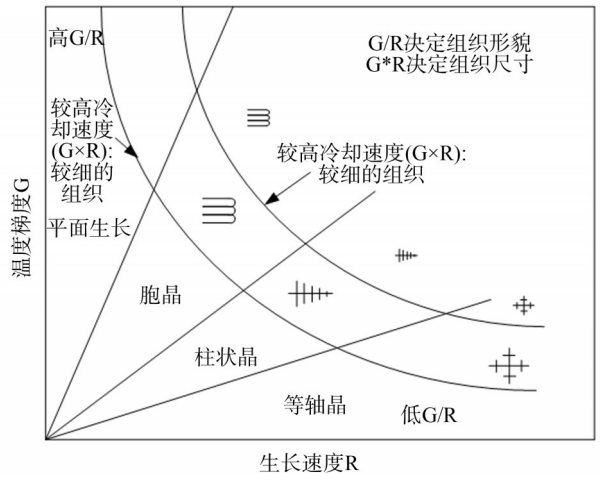


图 7　温度梯度 *G*、生长速率 *R* 对凝固组织形态和速率的影响

Fig. 7　Effects of *G* and *R* on solidification morphology and rate

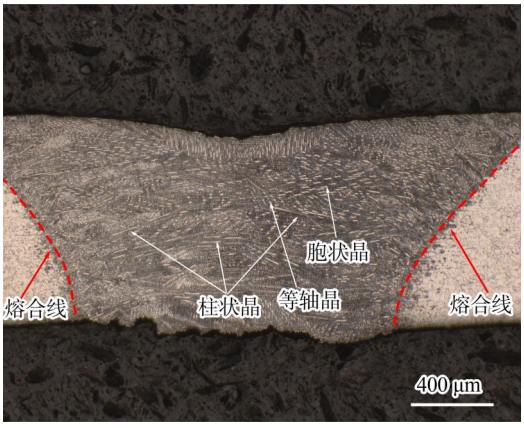


图 8　GHS-LW 焊缝截面金相组织

Fig. 8　Metallographic organization of GHS-LW weld cross-section

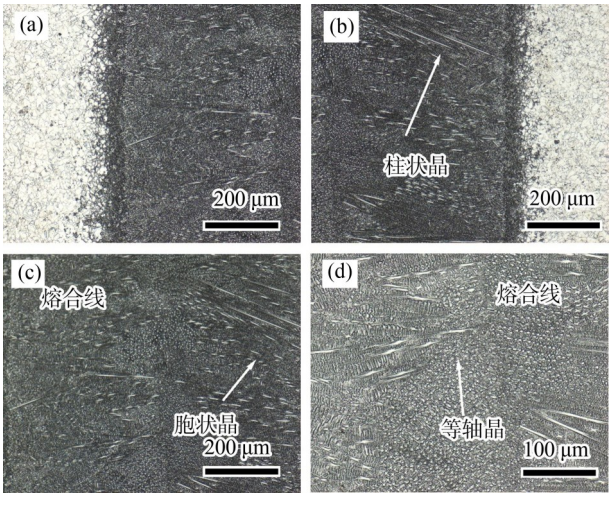


图 9　GHS-LW 焊缝表面金相组织：(a)焊缝左侧；(b)焊缝右侧；(c)焊缝中心；(d)焊缝中心等轴晶

Fig. 9　Metallographic organization of GHS-LW weld surface: (a)left side of the weld; (b)right side of the weld; (c)center of the weld; (d)isometric crystal at the center of the weld

组织分别如图 10、图 11 所示，其焊缝组织主要由焊缝两侧的柱状晶、胞状晶和焊缝中心的等轴晶组织组成，但其等轴晶区域宽度相较于 GHS–LW 焊缝明显增大。

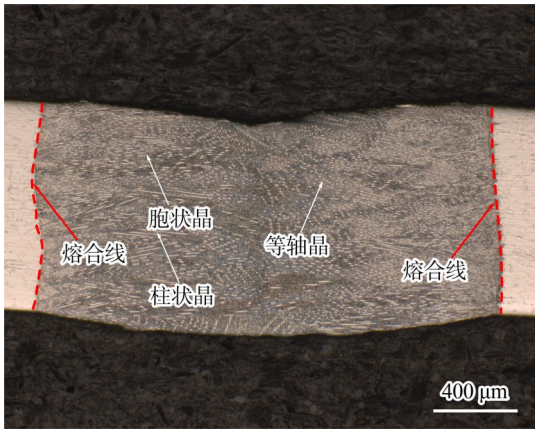


图 10　CPM-LW 焊缝截面金相组织

Fig. 10　Metallographic organization of CPM-LW weld cross-section

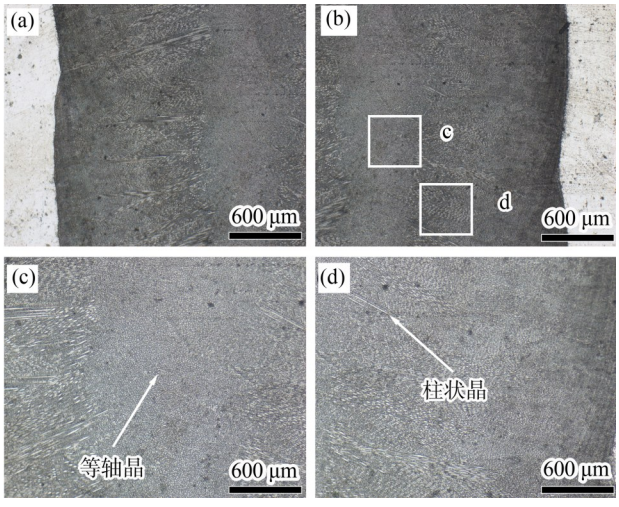


图 11　CPM-LW 焊缝表面金相组织：(a)焊缝左侧；(b)焊缝右侧；(c)焊缝中心等轴晶；(d)焊缝右侧柱状晶

Fig. 11　Metallographic organization of CPM-LW weld surface: (a)left side of weld; (b)right side of weld; (c)equiaxial crystals in the center of weld; (d)columnar crystals in the right side of weld

FDPM–LW 焊接接头截面区域和表面区域金相组织分别如图 12、图 13 所示，焊缝组织由两侧的少量柱状晶和焊缝中心的等轴晶组织组成，但等轴晶区域的宽度相较于 CPM–LW 进一步增加。

在 CPM–LW 和 FDPM–LW 中，激光束的螺旋运动可以充分搅拌熔池，同时也增强了熔池中的对流，两方面的共同作用平衡了熔池内的温度，降低了温度梯度，加快了熔池的冷却速率。生长速率与

冷却速率成正比，根据凝固理论，温度梯度和生长速率一起（G/R）决定了凝固熔体的过冷度。此外，根据 Chalmers 的理论[12]，过冷度决定凝固模式。G/R 越低，过冷度越高，因此，充分增加过冷度（较低的 G/R）可以将凝固模式从柱状晶转变为等轴晶。与 GHS–LW 相比，两种振镜激光模式的熔池具有最小的温度梯度和最高的冷却速率，有利于等轴晶的形成。这与观察到的金相组织相一致。

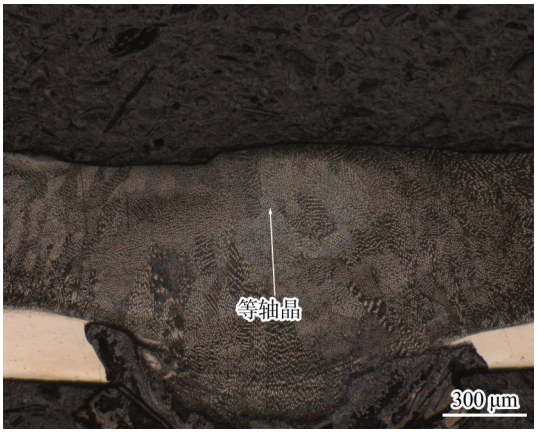


图 12　FDPM-LW 焊缝截面金相组织

Fig. 12　Metallographic organization of FDPM-LW weld cross section

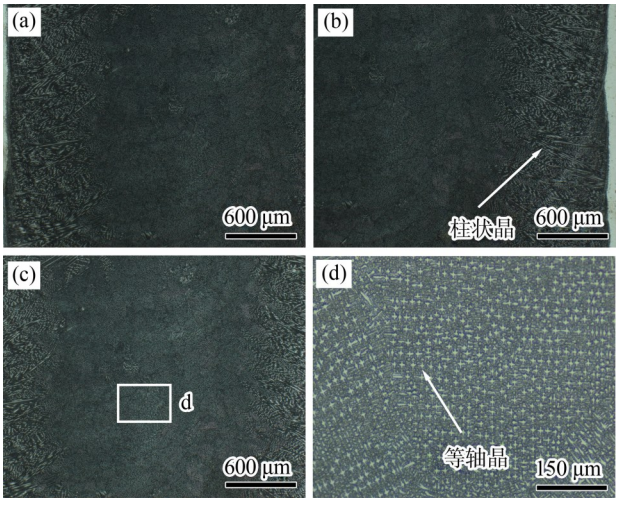


图 13　FDPM-LW 焊缝表面金相组织：(a) 焊缝左侧；(b) 焊缝右侧；(c) 焊缝中心；(d) 焊缝中心等轴晶

Fig. 13　Metallographic organization of FDPM-LW weld surface: (a) left side of the weld; (b) right side of the weld; (c) center of the weld; (d) isometric crystal at the center of the weld

除了较低的 G/R 外，振镜激光由于光束振荡所产生的熔池流动引起的枝晶断裂也是其产生较多等轴晶的原因之一。图 14 为无光束振荡和有光束振荡时熔池内液态金属的流动示意。无光束振荡时，熔池流动较为稳定，仅形成少量枝晶碎片，不足以提供充分的晶核形成等轴晶，加之较大的温度梯度，温度梯度方向始终指向熔池边界处，有利于柱状晶粒生长。与 GHS–LW 相比，CPM–LW 和 FDPM–LW 由于光束振荡驱动的熔池流动，导致许多柱状晶体断裂或不断重熔，为细小等轴晶粒的形成提供了多个晶核，抑制了柱状晶的生长。Chen 等人[13]认为，通过搅拌光束振荡对柱状晶生长的破坏有助于增加等轴晶体面积。Zhang 等人[14]的研究也证明了匙孔周围存在高速流场，流场的方向与匙孔的运动方向相一致，因此，匙孔的圆形扫描轨迹驱动了熔池内流体产生了漩涡。FDPM–LW 焊由于相位点功率的差异导致温度梯度在空间上存在差异，液态金属的流动更为复杂，因此漩涡变得更强，形成的等轴晶更多。这也就解释了 FDPM–LW 模式下在其焊缝中心区域形成了更宽的等轴晶区域。

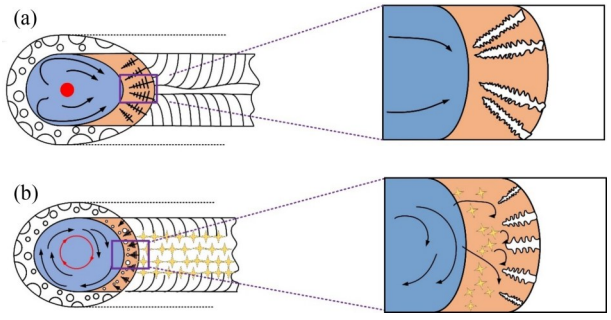


图 14　熔池流动对微观组织影响示意：(a) 无光束振荡；(b) 有光束振荡

Fig. 14　Schematic diagram of the effect of molten pool flow on microstructure: (a) no beam oscillation; (b) there are beam oscillations

在 Inconel 625 的凝固过程中，焊缝处熔化的母材金属会发生一系列的相变和组织转变。在凝固的初期，首先发生反应 L→γ，由于 Mo，Nb，Ti 和 Si 的平衡分配系数小于 1，这些元素会在凝固过程中分离到液体中并最终在枝晶间区域凝固，MC 型碳化物开始析出，发生 L→γ+MC 的共晶反应。Nb、Mo 元素是 Laves 相中的主要元素，Nb 元素的偏析对 Laves 相的形成有强烈影响。随着凝固过程的进行，液相中 Nb 元素的含量会不断增加，直到 Nb 的浓度超过 23.1wt.%，L→γ+Laves 的共晶反应开始[15]。

图 15 为激光焊焊缝区析出相 SEM 图像，从其面扫结果可以看出，焊缝基体的主要成分为 Ni 和 Cr，其他元素的含量较少，不规则块状析出相中的

Nb、Mo 元素含量与其他区域相比显著提高。焊缝基体和不规则块状析出相的点扫结果如表 3 所示，不规则块状析出相的 Ni、Cr 含量比基体低，而 Nb、Mo 含量达到了基体的近 5 倍，经过文献对比研究知该块状物为 Laves 相[16]。

表 3　图 15 中不同点的 EDS 结果（质量分数，%）

Table 3　EDS results at different points in Fig. 15 (wt. %)

	Ni	Cr	Mo	Nb
点 1	46.4	18.9	17.9	13.7
点 2	65.2	25.3	4.6	2.5

由于圆形振荡过程中熔池的冷却速率较高，凝固过程中固液界面处的迁移速率更容易达到基体捕获的条件[17-18]，因此与 GHS–LW 相比，CPM–LW 和 FDPM–LW 液相中富集的 Cr、Nb、Mo 等金属溶质原子更容易被基体捕获，因此形成 Laves 相的数量较少，Laves 相的尺寸也较小。

GHS–LW 焊缝组织以柱状晶为主，FDPM–LW 焊缝组织以等轴晶为主，使用 EBSD 进一步分析了柱状晶和等轴晶的晶粒微观结构，得到的结果如图 17 所示。图 17a 为 GHS–LW 模式下的焊缝中心区域的 IPF 图，其焊缝中心的微观组织主要为柱状晶，

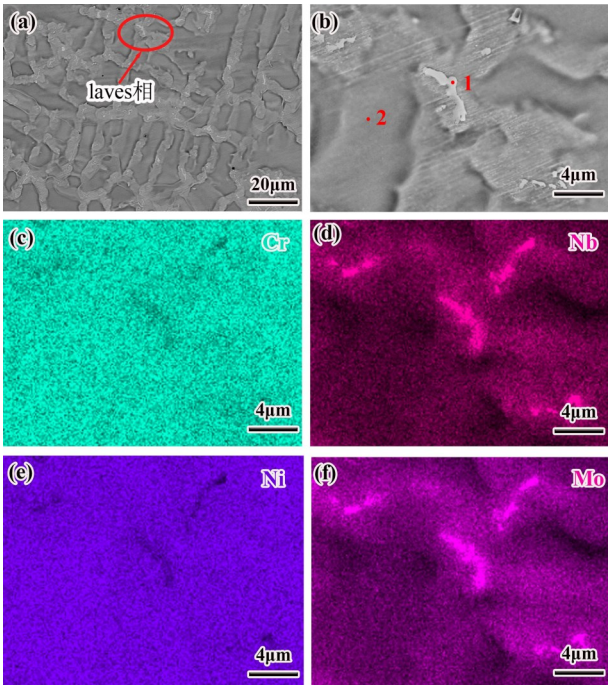


图 15　GHS-LW 焊缝区析出相 SEM 图像

Fig. 15　SEM image of precipitated phase in GHS-LW weld zone

晶粒大小不均匀，这主要与晶粒的生长方式有关。晶粒的生长方式为竞争生长，这就使得晶粒在生长到一定的阶段时，由于其周围的晶粒都变得比较粗

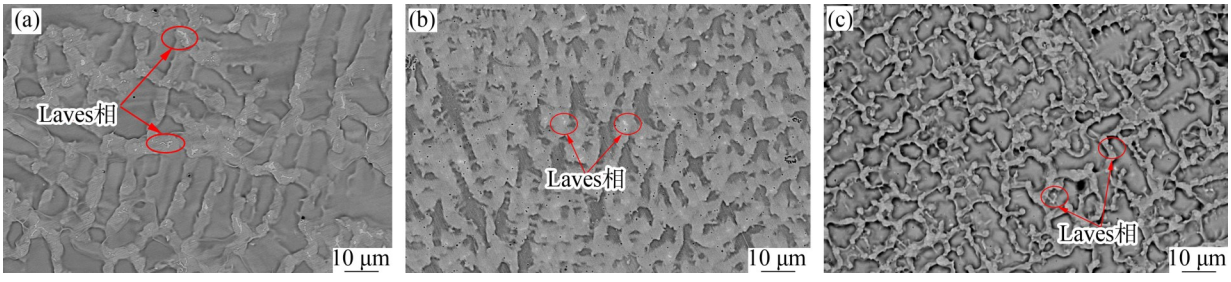


图 16　不同加载模式下 Laves 相的形态分布：(a)GHS-LW；(b)CPM-LW；(c)FDPM-LW

Fig. 16　Morphological distribution of Laves phases under different imposition methods: (a)GHS-LW; (b)CPM-LW; (c)FDPM-LW

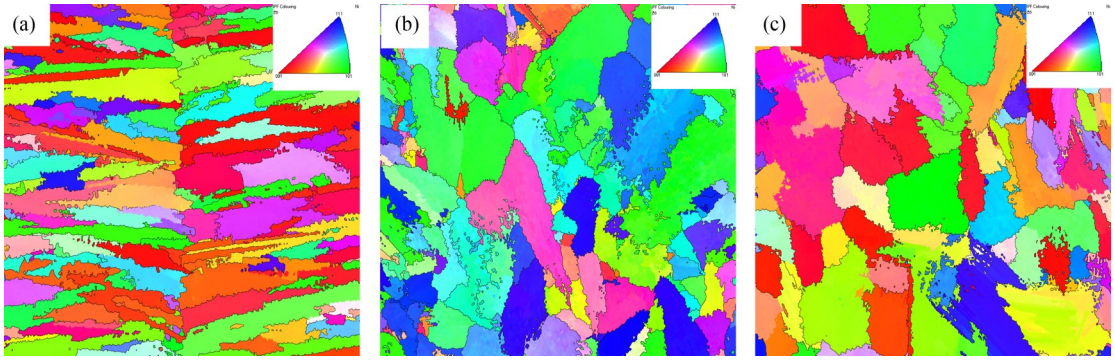


图 17　不同加载模式下的 Inconel 625 焊缝中心区域晶粒取向分布：(a)GHS-LW；(b)CPM-LW；(c)FDPM-LW

Fig. 17　Grain orientation distribution in the center region of Inconel 625 weld under different imposition modes: (a)GHS-LW; (b)CPM-LW; (c) FDPM-LW

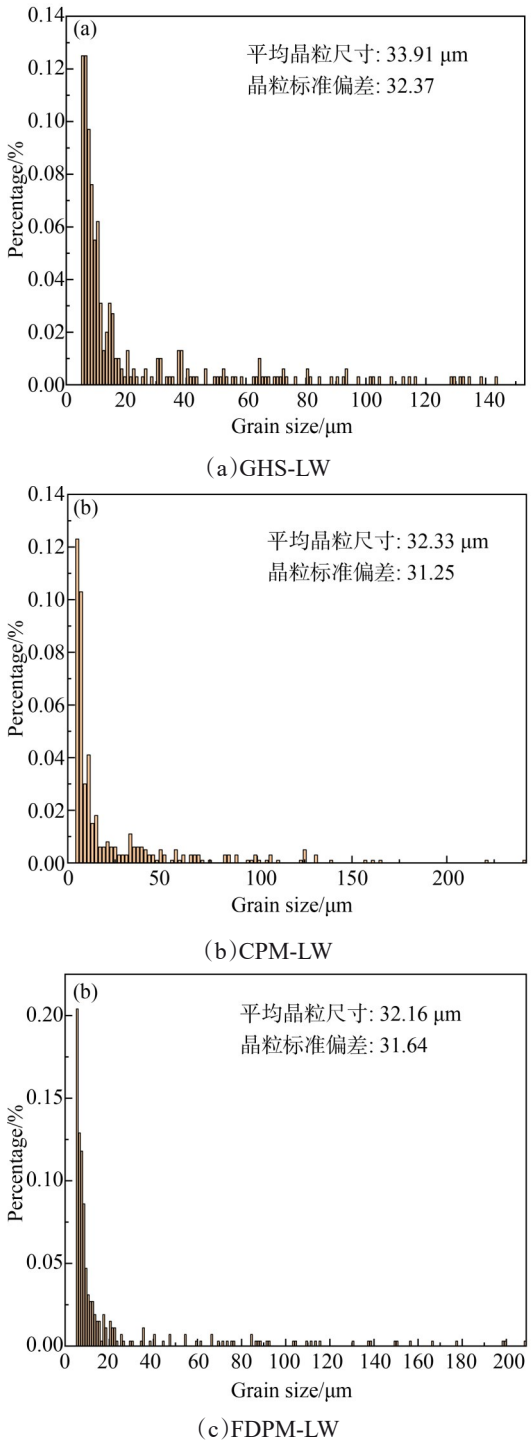
大，造成晶粒的生长空间受限，只有少数的生长方向较优的晶粒可以继续生长成为柱状晶。其中大部分的晶粒在一定的取向变化内平行于(001)和(101)方向。这是由于GHS–LW的熔池凝固过程中的定向传热造成的，即热量从熔池垂直于基板传播。图17c为FDPM–LW模式下焊缝中心区域的IPF，其晶粒类型为等轴晶且晶粒生长没有明显的取向性。

图17对应的晶粒尺寸统计如图18所示，GHS–LW焊缝中心区域的平均晶粒尺寸为33.91 μm，晶粒的标准偏差为32.37；CPM–LW焊缝中心区域的平均晶粒尺寸为32.33 μm，晶粒的标准偏差为31.25；FDPM–LW焊缝中心区域的平均晶粒尺寸为32.16 μm，晶粒的标准偏差为31.64。相比之下，可以看出CPM–LW和FDPM–LW焊缝中心区域的等轴晶晶粒尺寸较小，其晶粒的标准偏差也较小，说明相比于柱状晶来说，等轴晶晶粒均匀性较好。

2.3 力学性能分析

不同激光加载模式下的焊接接头拉伸应力应变曲线如图19所示，表4为其力学性能的具体数值。相对于传统的GHS–LW来说，CPM–LW和FDPM–LW焊接接头的抗拉强度和延伸率有了明显提高。

上述力学性能差异主要源于焊缝区晶粒尺寸与第二相分布的不同。研究表明，晶粒细化产生的晶粒强化效应可有效提高材料的极限抗拉强度[19–20]。等轴晶较柱状晶具有更小的晶粒尺寸，可产生更大的旋转和变形，有利于接头强度的提升[21]。Laves相为富含Nb的低熔点脆性相，具有拓扑密排(TCP)结构。拉伸过程中，γ基体与Laves相的变形不一致，Laves相更易断裂或脱落从而导致其周围形成孔洞和微裂纹，这些孔洞和微裂纹在拉应力的作用下被撕裂，成为开裂时的裂纹源；其次Laves相的析出会消耗基体中大量的Nb、Mo固溶强化元素，降低了焊接接头的韧性。Laves相尺寸越大，在拉伸过程中形成裂纹的概率就越高[22–23]。GHS–LW焊缝中Laves相粗大且数量较多，成为主要的性能薄弱环节；而CPM–LW和FDPM–LW焊缝中Laves相细小弥散，对力学性能的不利影响相应减弱。FDPM–LW的延伸率优于CPM–LW，主要归因于其焊缝中心等轴晶数量更多、组织更为均匀。



(a)GHS-LW

(b)CPM-LW

(c)FDPM-LW

图18 不同加载模式的Inconel 625焊缝中心区域晶粒统计

Fig. 18 Grain statistics of Inconel 625 weld center region in different imposition modes

不同加载模式下Inconel 625拉伸试件断口形貌如图20所示。三种加载模式下的焊接接头断口处的韧窝周围都分布着明显的撕裂脊，属于韧性断

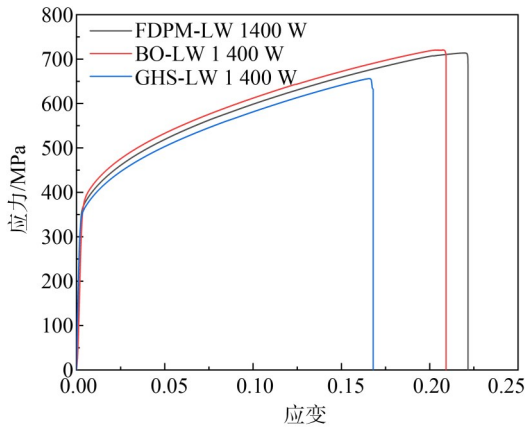


图 19　不同加载模式下 Inconel 625 焊接接头应力–应变曲线

Fig. 19　Stress-strain curves of Inconel 625 welded joints under different loading modes

表 4　不同加载模式下焊接接头力学性能

Table 4　Mechanical properties of welded joints in different imposition modes

焊接模式	R_m/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
GHS-LW	656.04	371.05	16.70
CPM-LW	720.69	373.59	20.91
FDPM-LW	713.30	371.05	22.14

裂特征。与 GHS–LW 相比，CPM–LW 和 FDPM–LW 断口韧窝更密集、更深，撕裂脊更突出。这一差异与 Laves 相的影响一致，GHS–LW 焊缝中粗大的 Laves 相在韧窝底部充当裂纹源，加速了韧窝的早期破坏；而两种振镜模式下 Laves 相更少更小，韧窝得以更充分地发展。

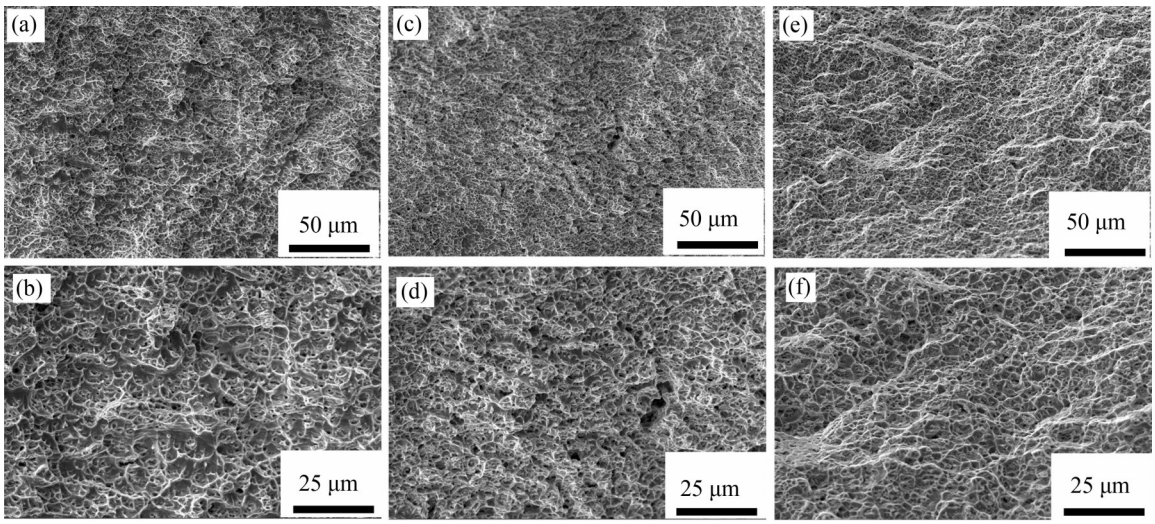


图 20　不同加载模式下 Inconel 625 拉伸试件断口 SEM：(a、b)GHS-LW；(c、d)CPM-LW；(e、f)FDPM-LW

Fig. 20　SEM image of fracture of Inconel 625 tensile specimen under different imposition modes: (a、b)GHS-LW; (c、d)CPM-LW; (e、f)FDPM-LW

不同加载模式下焊接接头的硬度测试结果如图 21 所示。由于 GHS–LW 激光束没有振荡，其焊缝宽度与激光斑点的直径有关，激光光斑直径为 0.4 mm，所以形成的焊缝宽度相对较窄；而 CPM–LW 和 FDPM–LW 由于激光束的振荡轨迹为圆形，具有一定的振荡幅度，所以形成的焊缝相对较宽。由之前的金相分析可知，GHS–LW 焊接接头组织以柱状晶和胞状晶为主，平均晶粒尺寸较大，因此，焊接接头的平均显微硬度较低。而 CPM–LW 和 FDPM–LW 焊接接头在焊缝中心区域形成了细小的等轴晶组织，由于晶粒尺寸较小，导致等轴晶区域的显微硬度较高。而 FDPM–LW 形成的等轴晶相较于 CPM–LW 来说数量更多，分布更广，因此在 FDPM–LW 的焊缝中心区域的硬度值较高的点分布较多。

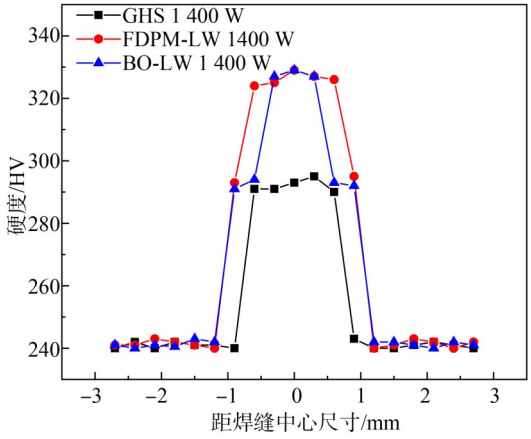


图 21　三种激光模式焊接接头硬度分布

Fig. 21　Hardness distribution of welded joints in three laser modes

3 结论

（1）使用三种激光加载模式对Inconel 625薄板进行了焊接，CPM–LW和FDPM–LW两种加载模式由于加入了光束振荡，避免了等离子体反冲压力在熔池的某一个位置集中，从而改善了焊缝表面成形，减少了焊接过程中飞溅的产生。

（2）激光束搅拌效应降低了熔池凝固过程的温度梯度、加快了冷却速率，促使焊缝组织由柱状晶为主转变为等轴晶为主，且Laves相析出受到显著抑制，尺寸更细小、分布更弥散，EBSD分析证实等轴晶无明显择优取向。

（3）CPM–LW和FDPM–LW焊接接头的抗拉强度和延伸率均优于GHS–LW，显微硬度亦相应提高。力学性能的提升归因于等轴晶细化效应和Laves相粗化抑制的协同作用。FDPM–LW通过梯度功率输入产生了更强烈的熔池搅拌，等轴晶细化效果更优，延伸率达到最高值。

参考文献：

[1] 孙佳伟，陈明和，梁养民，等. 超薄Inconel 625激光焊接接头组织与性能[J]. 电焊机，2016，46（2）：48–52.
SUN J W，CHEN M H，LIANG Y M，et al. Organization and properties of ultra–thin Inconel 625 laser welded joints[J]. Electric Welding Machine，2016，46（2）：48–52.

[2] 王泽明，陶海燕，唐彬，等. Inconel 625合金TIG焊接头组织及力学性能[J]. 焊接技术，2014，43（6）：20–22.
WANG Z M，TAO H Y，TANG B，et al. Organization and mechanical properties of Inconel 625 alloy TIG weld join[J].Welding Technology，2014，43（6）：20–22.

[3] Duan M，Wang Y，Ran H，et al. Study on Inconel 625 hollow structure manufactured by explosive welding [J]. Materials and Manufacturing Processes，2014，29（8）：1011–1016.

[4] Song K H，Nakata K. Effect of precipitation on post–heat–treated Inconel 625 alloy after friction stir welding [J]. Materials & Design，2010，31（6）：2942–2947.

[5] Fetzer F，Sommer M，Weber R，et al. Reduction of pores by means of laser beam oscillation during remote welding of AlMgSi[J]. Optics and Lasers in Engineering，2018，108：68–77.

[6] Hagenlocher C，Sommer M，Fetzer F，et al. Optimization of the solidification conditions by means of beam oscillation during laser beam welding of aluminum[J]. Materials & Design，2018，160：1178–1185.

[7] Li S，Mi G，Wang C. A study on laser beam oscillating welding characteristics for the 5083 aluminum alloy：Morphology，microstructure and mechanical properties [J]. Journal of Manufacturing Processes，2020，53：12–20.

[8] Wang L，Gao M，Zhang C，et al. Effect of beam oscillating pattern on weld characterization of laser welding of AA6061–T6 aluminum alloy[J]. Materials & Design，2016，108：707–717.

[9] Pang S，Chen L，Zhou J，et al. A three–dimensional sharp interface model for self–consistent keyhole and weld pool dynamics in deep penetration laser welding [J]. Journal of Physics D：Applied Physics，2011，44（2）：025301.

[10] Chang B，Allen C，Blackburn J，et al. Thermal and fluid flow characteristics and their relationships with porosity in laser welding of AA5083[J]. Physics Procedia，2013，41：478–487.

[11] 王军超. C–276/C–276和C–276/304不锈钢脉冲激光焊接头组织与力学性能研究[D]. 长春：吉林大学，2019.
WANG J C. Research on the organization and mechanical properties of pulsed laser welded joint of C–276/C–276 and C–276/304 stainless steel[D]. Changchun：Jilin University，2019.

[12] Li J，Sun Q，Liu Y，et al. Melt flow and microstructural characteristics in beam oscillation superimposed laser welding of 304 stainless steel[J]. Journal of Manufacturing Processes，2020，50：629–637.

[13] Chen C，Zhou H，Wang C，et al. Laser welding of ultra–high strength steel with different oscillating modes[J]. Journal of Manufacturing Processes，2021，68：761–769.

[14] Zhang C，Li X，Gao M. Effects of circular oscillating beam on heat transfer and melt flow of laser melting pool[J]. Journal of Materials Research and Technology，2020，9（4）：9271–9282.

[15] Lourenço J C，Souza L P，Faria M I S T，et al. Influence of the iron content on the microstructure and electrochemical behavior of as–cast modified Inconel 625[J]. Corrosion Science，2021，193：109892.

[16] 秦兰兰. 激光增材制造IN625镍基高温合金组织及性能研究[D]. 马鞍山：安徽工业大学，2017.
QIN L L. Research on the organization and properties

of laser additive manufacturing IN625 nickel-based high temperature alloy[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2017.

[17] Yan X, Gao S, Chang C, et al. Effect of building directions on the surface roughness, microstructure, and tribological properties of selective laser melted Inconel 625[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 288: 116878.

[18] Wang H, Wang B, Wang L, et al. Impact of laser scanning speed on microstructure and mechanical properties of Inconel 718 alloys by selective laser melting[J]. China Foundry, 2021, 18(3): 170-179.

[19] WANG Y F, CHEN X Z, SU C C. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 fabricated by wire-arc additive manufacturing[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 374: 116-123.

[20] Wang Y, Chen X, Shen Q, et al. Effect of magnetic Field on the microstructure and mechanical properties of inconel 625 superalloy fabricated by wire arc additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 64: 10-19.

[21] CHENG K, ZHANG M B, SONG H, et al. Additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy by hybrid plasma-arc deposition and microrolling: Grain morphology, microstructure, and tensile properties[J]. Science China (Technological Sciences), 2022, 65(4): 849-857.

[22] Li Z, Chen J, Sui S, et al. The microstructure evolution and tensile properties of Inconel 718 fabricated by high-deposition-rate laser directed energy deposition [J]. Additive Manufacturing, 2020, 31: 100941.

[23] Sui S, Tan H, Chen J, et al. The influence of Laves phases on the room temperature tensile properties of Inconel 718 fabricated by powder feeding laser additive manufacturing[J].Acta Materialia, 2019, 164: 413-427.

上接第 18 页

ZHANG W J. The Influence of Microstructure of Titanium Alloy on Crack Tip Mechanical Field and Hydrogen Diffusion[D]. Xi'an: Xi'an University of Science and Technology, 2024.

[6] 杨富强，闫涛. 钛合金裂纹尖端氢扩散影响因素分析[J]. 中国科技论文，2022，17(7)：815-822.
YANG F Q, YAN T. Influencing factors of hydrogen diffusion at crack tips of titanium alloys[J]. CHINA SCIENCEPAPER, 2022, 17(7): 815-822.

[7] ASIRI S, SERTKOL M, GUNER S, et al. Hydrothermal synthesis of CoyZnyMn1-2yFe2O4 nanoferrites: Magneto-optical investigation[J]. Ceramics International, 2018, 44(5): 5751-5759.

[8] Devanathan M A V, Stachurski Z. The adsorption and diffusion of electrolytic hydrogen in palladium[J]. Proc. R. Soc., 2021, 270: 89-102.

[9] Ogunlakin N O, ulhaq Toor I, Sorour A A, et al. A critical review of hydrogen-induced cracking (HIC) of API 5L pipeline steel grades in the oil and gas industry[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2026, 198: 152669.

[10] Gao F Y, Liao Z Q, Li W Y, et al. Effect of hydrogen content on cold cracks in titanium alloy welding[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2026, 170: 150930.

[11] Li Y, Hou J Y, Zheng W J, et al. A Numerical Simulation Method Considering Solid Phase Transformation and the Experimental Verification of Ti6Al4V Titanium Alloy Sheet Welding Processes[J]. Materials, 2022, 15: 2882-2904.

[12] 褚武扬，乔利杰，李金许. 氢脆和应力腐蚀[M]. 北京：科学出版社，2013.

[13] Rooke D P, Gartwright D J. 应力强度因子手册[M]. 中国航空研究院译. 北京：科学出版社，1981.

[14] Meyn D A. Effect of hydrogen on fracture and inert-environment sustained load cracking resistance of α-β titanium alloys[J]. Metallurgical Transactions, 1974, 5(11): 2405-2414.