

基于熔透模式的 30Cr3 超高强钢激光焊接头组织和性能研究

刘招¹, 潘丽华², 李晓强², 高健², 张轲^{1*}

¹上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240;

²上海航天动力技术研究所, 上海 201100

摘要 为优化制造工艺和提高生产效率, 针对航天固体火箭发动机壳体用 30Cr3 超高强度钢进行激光焊接特性研究。在焊接过程中通过对匙孔和熔池的高速摄影进行实时观察, 发现在所选激光功率范围内存在三种不同的焊接熔透模式, 包括匙孔未穿透型熔透模式、匙孔临界穿透型熔透模式和匙孔稳定穿透型熔透模式。采用激光测振仪对熔池表面的波动幅度进行了定量测量, 并讨论了不同熔透模式下焊接过程的动态稳定性。基于熔透模式的划分, 分析了匙孔动态行为与焊接接头组织和力学性能之间的关系。结果表明, 在匙孔临界穿透型熔透模式下焊缝组织晶粒大小不均且接头塑、韧性较差。比较三种焊接熔透模式, 发现匙孔稳定穿透型熔透模式有助于获得致密、均匀且杂质少的焊缝组织, 焊接接头具备最高的断后伸长率(22.8%)和最大的冲击吸收功(14.36 J)。

关键词 激光技术; 焊接熔透模式; 超高强度钢; 激光焊接; 焊接过程稳定性; 晶粒结构; 力学性能

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL221499

1 引言

30Cr3 钢是我国自主研发的中碳低合金超高强度钢, 热处理后通过马氏体相变和回火析出 ϵ -碳化物达到超高强度^[1-3], 由于良好的加工性能和使用工艺性能, 被用于制造航天产品的重要受力件, 如固体火箭动力舱段壳体^[4]。为了获得较高的强度和良好的塑韧性, 人们在 30Cr3 钢中添加了多种合金元素以增加其淬透性和马氏体回火稳定性^[5], 因此其碳当量较高^[6], 在焊接过程中易形成淬硬的马氏体组织^[7-9]。目前针对 30Cr3 航天用超高强度钢, 国内外焊接试验报道较少, 生产中普遍采用的焊接方法是电子束焊接和钨极氩弧焊接。电子束焊接具有能量密度高、焊缝深宽比大的优势, 且在真空环境下施焊, 焊缝金属保护效果好^[10]。潘丽华等^[11]对 30Cr3 超高强度钢的电子束焊接工艺进行了试验研究, 针对 30Cr3 钢焊接易产生冷裂纹、热影响区软化和脆化等问题, 提出了一系列有效的工艺措施, 包括提高真空度和电压及焊前预热、焊后回火处理, 并选择合适的焊接速度。试验结果表明: 焊缝表面均未发现微裂纹, 接头的抗拉强度达到 1780 MPa。然而, 随着发动机尺寸的增大, 焊件的形状和尺寸会受到真空室大小的限制, 且设备复杂, 维护成本高, 不利于焊接设备更新, 生产周期延长, 难以满足航天领域的

高速发展对大型结构件的高效优质焊接需求。樊兆宝等^[12]采用自动钨极氩弧焊工艺对 30Cr3 钢的焊接性能进行了试验研究, 焊接工艺流程为焊前 250 °C 预热-焊接-焊后 150 °C 保温-焊后去应力退火。接头的力学性能与母材相当, 拉伸试样全部断裂于母材位置, 抗拉强度最高可达 1820 MPa。然而, 按照该焊接工艺流程得到的动力舱段壳体存在变形量超标的问题。30Cr3 超高强度钢的钨极氩弧焊接工艺流程复杂, 还存在着电弧能量发散、热影响区宽的缺点^[13], 并且由于钨电极承载的电流能力有限, 因此焊接速度较小, 生产效率较低。随着发动机壳体需求量的日益提高, 钨极氩弧焊接方法在生产效率和生产质量方面的局限性已经越来越明显。

动力舱段壳体在工作时不但要承受很大的纵向和横向过载, 而且要承受高速气流的冲击和火药燃烧时的高温高压^[14], 这就对焊缝的质量、力学性能和尺寸精度提出了很高的要求。因此开发高质量、高效率的 30Cr3 航天用超高强度钢焊接方法具有十分重要的意义。激光焊接具有能量密度高、焊接速度快、深宽比大、焊接变形小等诸多优点^[15-17], 且易于实现自动化、工程化应用。将激光焊接用于制造火箭发动机壳体, 能够显著降低成本、提高生产效率, 然而目前仍缺乏针对 30Cr3 超高强度钢激光焊接的系

收稿日期: 2022-12-06; 修回日期: 2023-01-07; 录用日期: 2023-02-02; 网络首发日期: 2023-02-07

基金项目: 国家自然科学基金(51875354, 51875353, 51775338)、上海市科委“科技创新行动计划”(19511105100)

通信作者: *zhangke@sjtu.edu.cn

统性研究。

本文对 2.5 mm 厚的 30Cr3 超高强度钢板进行了光纤激光焊接研究,借助高速摄影系统分别对匙孔和熔池的动态行为进行了实时观察,并利用激光测振仪采集了熔池表面的微米级振动信号。在所选激光功率范围内,根据匙孔穿透性的差异将焊接过程分为三种不同的熔透模式。重点分析了不同熔透模式下匙孔和熔池的动态稳定性和波动特征,并分析了其与焊缝组织晶粒结构和接头力学性能之间的关系。研究结论为 30Cr3 航天用超高强度钢的高效优质焊接提供了试验参考,并为揭示激光焊接参数与焊接效果之间的内在

联系提供了理论依据。

2 试验材料及方法

试验所用母材为 30Cr3 超高强度钢板,尺寸为 150 mm×75 mm×2.5 mm,主要元素含量如表 1 所示,其中 CE 为碳当量。30Cr3 母材为调质态,室温组织为回火索氏体,由条状铁素体和粒状碳化物组成,如图 1 所示,其中,SEM 为扫描电子显微镜,IPF 为反极图,EDS 为能谱仪。焊接接头采用对接形式,根据前期工艺探索,选用的激光功率范围为 3.4~3.7 kW,焊接速度为 1.2 m/min,离焦量为 0。

表 1 30Cr3 超高强度钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 30Cr3 ultra-high strength steel

Chemical composition	C	Cr	Si	Ni	Mo	V	Mn	Fe	CE
Mass fraction /%	0.295	2.982	1.081	1.051	0.940	0.103	0.702	Bal.	1.32

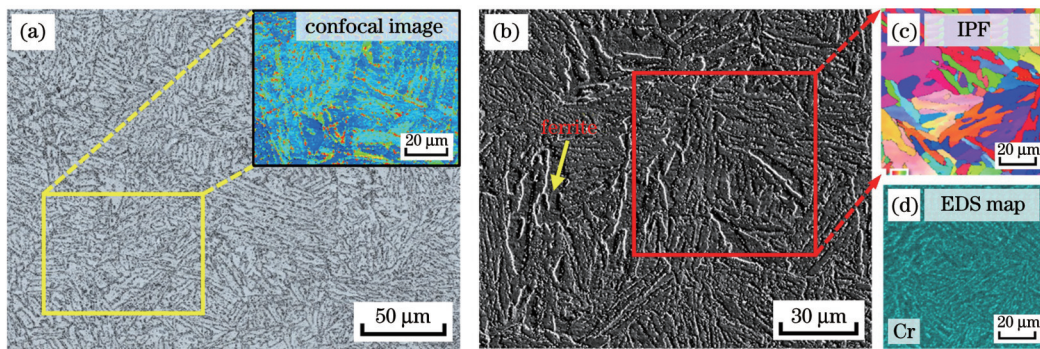


图 1 30Cr3 母材显微组织。(a)光学及共聚焦图像;(b)SEM 图像;(c) IPF 图;(d) Cr 元素的 EDS 面分布图

Fig. 1 Microstructures of 30Cr3 base metal. (a) Optical and confocal images; (b) SEM image; (c) IPF; (d) EDS plane distribution of Cr element

在焊接过程中采用高速摄影系统获取焊接熔池图像,并通过耐高温石英玻璃对激光匙孔的动态行为进行直接观察,拍摄速度为 5000 frame/s。激光照明系统作为辅助光源照亮待拍摄区域,光源功率为 400 W。在焊接过程中利用激光测振仪对熔池表面微米级振动信号进行实时采集。基于激光多普勒效应,测振仪射出的测量光束聚焦在熔池表面,并接收携带振动信息的反射光束,信号采集频率为 78000 Hz。

图 2 为焊接过程中观察装置的示意图。焊接结束后垂直于焊缝方向切取金相试样,经研磨和抛光后采用光学显微镜(OM)和扫描电子显微镜进行观察,并对焊缝区域进行电子背散射衍射(EBSD)和 X 射线衍射(XRD)分析。在室温下对焊接接头的拉伸力学性能和冲击韧性进行测试。采用显微硬度仪对焊缝的硬度分布进行测试,试验载荷为 4.9 N,保压时间为 15 s。

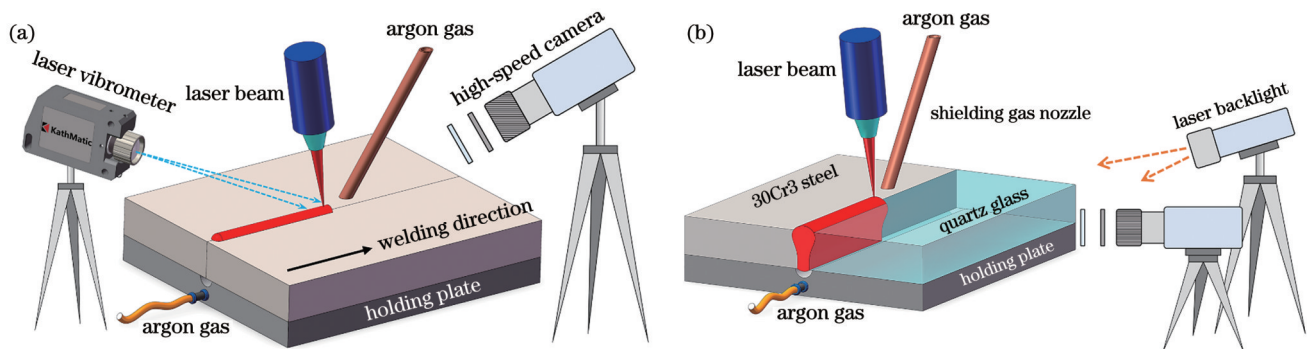


图 2 试验装置示意图。(a)观察熔池动态行为;(b)观察匙孔动态行为

Fig. 2 Schematics of test devices. (a) Observing dynamic behavior of molten pool; (b) observing dynamic behavior of keyhole

3 试验结果与分析

3.1 熔透模式划分及对焊接过程稳定性的影响

匙孔是激光深熔焊接的典型特征,其稳定性与焊接质量之间存在紧密联系^[18-19]。图 3 为不同激光功率下由高速摄像机透过耐高温石英玻璃拍摄到的焊接过程中不同时刻的匙孔纵截面轮廓形貌,其中 t_0 表示拍摄初始时刻。由于匙孔内部力和能量平衡的复杂性,不同参数下匙孔轮廓均存在一定程度的波动现象。由高速摄影结果可知,当得到全熔透焊缝时,匙孔并不一定穿透工件。随着激光功率(P)的增加,熔池的熔透模式发生了变化。根据匙孔在工件厚度方向上的穿透情况,本文将不同激光功率下的焊接熔透模式分为三种类型:匙孔未穿透型熔透模式($P=3.4$ kW)、匙孔临界穿透型熔透模式($P=3.5$ kW)和匙孔稳定穿透型熔透模式($P=3.6$ kW, 3.7 kW)。在不同熔透模式下,匙孔的动态行为存在显著差异,影响了焊接过程的稳定性。

在匙孔未穿透型熔透模式下,焊接过程中匙孔未穿透工件,而是靠热传导作用在匙孔下方产生一定厚度的液态金属。由图 3(a1)~(a5)可知,随着焊接过程的进行,匙孔的轮廓波动较大,并在底部出现闭合和坍塌现象,匙孔一直处于形成-坍塌-再形成的动态变化中,其中虚线勾勒出了匙孔发生坍塌前的轮廓形貌。在 5.6 ms 内匙孔发生了两次以上的坍塌现象,振荡频率较高。此外,匙孔上表面开口处喷射出的金属液滴尺寸较大,并主要回落于后部熔池,未形成明显飞溅。分析匙孔动态行为需要从匙孔内部的受力平衡条件出发。在激光焊接过程中,匙孔内部维持匙孔张开的蒸汽反冲压力(P_r)、金属蒸气压力(P_v)和激光束流压力(P_b)以及试图使匙孔闭合的流体静压力(P_h)和匙孔内壁表面张力(P_s)共同维持着匙孔壁的受力平衡^[20],匙孔稳定时有

$$P_b + P_v + P_r = P_h + P_s \quad (1)$$

其中,式(1)左侧为维持匙孔存在的力学因素,右侧为阻碍匙孔存在的力学因素。当激光功率较低时,蒸汽反冲压力 P_r 和激光束流压力 P_b 较小,不利于维持匙孔的受力平衡状态。在匙孔未穿透型熔透模式下,激光焊接产生的等离子体仅能从匙孔的上表面开口逸出。孔口附近的等离子体密度较高且摆动剧烈,对激光束产生明显的屏蔽和折射作用,导致匙孔内部激光能量衰减和密度分布不均匀,进而引起匙孔内不同部位蒸汽反冲压力 P_r 和激光束流压力 P_b 的剧烈波动,因此匙孔具有本质的不稳定性。当维持匙孔存在的力学因素无法克服流体静压力 P_h 和表面张力 P_s 的联合作用时,匙孔发生坍塌闭合。在匙孔坍塌的同时,等离子体的作用开始减弱,熔池吸收的激光能量开始增加,并在极短的时间内再次形成匙孔,重新建立起匙孔内部的力学平衡体系。新形成的匙孔在向深度方向扩展时会

周围液态金属挤出,导致金属液滴沿孔壁向外喷射。

在匙孔未穿透型熔透模式和匙孔稳定穿透型熔透模式之间存在一个过渡状态,即匙孔临界穿透型熔透模式。如图 3(b1)~(b5)所示,当激光功率增大至 3.5 kW 时,匙孔的穿透性有所增强,在焊接过程中匙孔底部交替呈现为通孔和盲孔,处于临界穿透状态。当匙孔底部由未穿透状态向穿透状态跳变时,其下方的液态金属薄层破碎,使焊缝背面产生大量飞溅,造成熔池金属的损耗。临界穿透型匙孔的不稳定性主要表现在轮廓形貌的波动较大,在匙孔的中下部频繁出现颈缩和坍塌现象。当匙孔底部形成通孔时,匙孔内部分等离子体下陷,然而由于在该模式下穿透型匙孔不能稳定存在,因此等离子体在匙孔下部发生一定程度的聚集。匙孔内等离子体分布的变化使匙孔中部侧壁受到的金属蒸气压力 P_v 减小,平衡体系遭到破坏,导致两侧液态熔池向匙孔内侧挤压形成匙孔颈缩。当匙孔底部的穿透状态发生跳变时,会给匙孔侧壁带来附加振荡效应,匙孔的颈缩出现失稳中断并最终导致匙孔的坍塌闭合。临界穿透型匙孔的不稳定性还表现在匙孔侧壁的凹凸不平。在匙孔底部跳变产生的振荡效应和内部金属蒸气压力波动的综合作用下,匙孔侧壁在厚度方向上局部向后突起,局部向前收缩,形成波浪状形貌,增大了匙孔受力的复杂性和形态的不稳定性。由匙孔向外喷射的金属液滴在附加振荡效应的作用下分解为尺寸细小的飞溅^[21]。

当激光功率继续增大,熔透模式由匙孔临界穿透型向匙孔稳定穿透型转变,焊接过程中匙孔底部孔口保持张开状态。如图 3(c1)~(c5)所示,当激光功率为 3.6 kW 时,匙孔行进平稳、挺直性较好,整体轮廓没有出现大幅度波动。由于形成了穿透型匙孔,焊接过程中产生的等离子体可从匙孔的正面、背面开口处逸出。与匙孔未穿透型熔透模式相比,匙孔上方的等离子体密度降低,等离子体对激光束的屏蔽和扰动作用减小,匙孔内部激光能量分布更为均匀,作用在匙孔侧壁上维持匙孔存在的力波动较小。此外,在匙孔底部由于界面弯曲方向的变化,匙孔内壁表面张力 P_s 具有将熔化金属拉向周围母材的作用,转变为维持匙孔存在的力学因素。得益于受力平衡条件的改善,稳定穿透型匙孔的内壁光滑、连续且坍塌闭合现象明显减少,其动态行为主要表现在底部的瞬时小幅度收缩,未造成匙孔整体轮廓的明显波动。同时由于匙孔动态稳定性的增强,匙孔与周围液态熔池易形成动态平衡状态,因此在匙孔稳定穿透型熔透模式下由匙孔向外喷射的金属液滴数目显著减少,提高了焊接过程稳定性。

焊接过程中熔池的动态行为是影响焊接质量的重要因素。激光功率对液态熔池尺寸有显著影响,在图 4 中用虚线勾勒出了熔池边缘轮廓。测量了不同激光功率下由匙孔中心到熔池尾部的距离,并定义其为

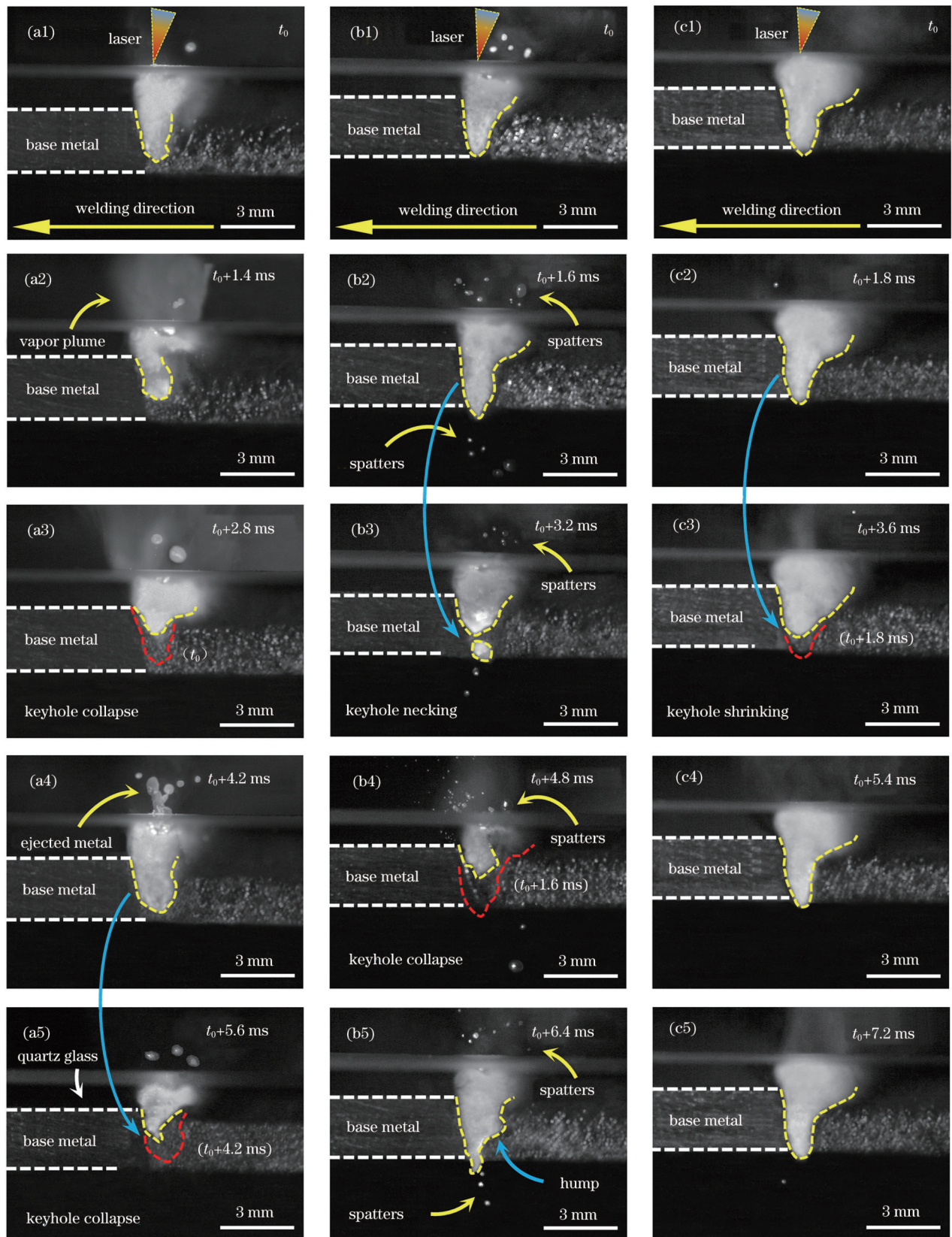


图3 不同熔透模式下的匙孔动态行为。(a1)~(a5)匙孔未穿透型熔透模式;(b1)~(b5)匙孔临界穿透型熔透模式;(c1)~(c5)匙孔稳定穿透型熔透模式

Fig. 3 Dynamic behaviors of keyholes under different weld penetration modes. (a1)~(a5) Keyhole unpenetrated fusion mode; (b1)~(b5) keyhole critical penetration fusion mode; (c1)~(c5) keyhole stably penetrated fusion mode

熔池凝固长度。由测量结果可知,随着激光功率的增大,熔池凝固长度由 6.79 mm 增大至 10.06 mm。焊接

熔透模式对熔池凝固长度即熔池冷却速度的变化有显著影响。当激光功率由 3.4 kW 增大至 3.5 kW 时,熔

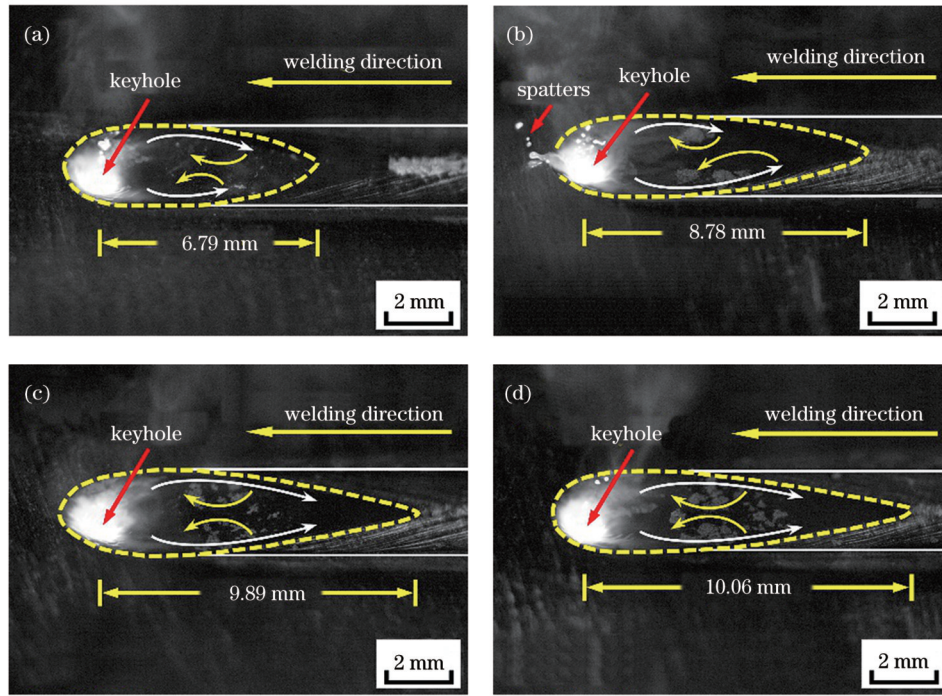


图 4 不同激光功率下焊接过程中熔池的高速摄影图像。(a) 3.4 kW; (b) 3.5 kW; (c) 3.6 kW; (d) 3.7 kW

Fig. 4 High speed photographic images of molten pool during welding process under different laser powers. (a) 3.4 kW; (b) 3.5 kW; (c) 3.6 kW; (d) 3.7 kW

池凝固长度由 6.79 mm 增大至 8.78 mm, 增长幅度为 29.3%, 此时为匙孔临界穿透型熔透模式。当激光功率由 3.6 kW 增大至 3.7 kW, 熔池凝固长度由 9.89 mm 增大至 10.06 mm, 增长幅度仅为 1.7%, 此时为匙孔稳定穿透型熔透模式。上述熔池凝固长度增长幅度的差异表明, 在匙孔底部形成通孔前, 激光功率的提高会显著降低熔池的冷却速度, 即液态金属的凝固结晶过程对热输入的变化十分敏感。而当匙孔底部形成通孔后, 激光功率的提高对熔池冷却速度的影响有所减弱, 即液态金属的凝固结晶过程对热输入变化的敏感性降低。匙孔穿透试件后改变了熔池内部的散热条件, 缓解了匙孔内部及周围液态金属的热量集中, 熔池的吸热过程与散热过程处于一种更有利于维持焊接过程稳定的平衡状态。

在焊接过程中, 熔池中的液态金属始终处于运动状态, 其流动情况对焊接稳定性有重要影响。在熔池上表面液态金属的流动主要受到表面张力的作用, 形成 Marangoni 对流。如图 4 所示, 熔池内不同区域熔体对流方向的差异使得熔池中部的两侧形成了涡流, 增强了物质和热量的传输。然而, 在匙孔未穿透型熔透模式和匙孔临界穿透型熔透模式下, 熔池两侧的涡流分布具有不对称性, 且随焊接过程的进行, 涡流的形状和尺寸不断发生变化, 如图 4(a)、(b) 所示。从匙孔喷射出的大尺寸液滴回落到后方熔池中, 干扰了液态金属的表面张力分布, 因此出现了涡流分布不对称现象。此外, 在匙孔临界穿透型熔透模式下, 匙孔底部开口情况的交替变化也会引起熔池的振荡, 加剧了熔池流动

的无序性。熔池两侧液态金属流动的不对称性会给熔池内部的传热传质过程带来不利影响, 进而危害焊接过程的稳定性及焊缝成形的均匀性。

为定量研究匙孔周围液态熔池的动态稳定性, 基于激光的多普勒效应, 在焊接过程中利用激光测振仪以非接触的方式采集熔池上表面的振动信号。图 5 为不同激光功率下熔池表面振动位移的统计分析结果, 其中, 振幅平均值反映了熔池表面振动的强弱, 而标准方差则反映了熔池振动的稳定性。在匙孔未穿透型熔透模式下 ($P=3.4$ kW), 熔池表面的振幅平均值为 $9.4 \mu\text{m}$, 标准方差为 $4.6 \mu\text{m}$, 熔池表面的振荡较为明显。在匙孔临界穿透型熔透模式下 ($P=3.5$ kW), 熔池表面振荡剧烈, 振幅平均值增大至 $34.1 \mu\text{m}$ 。此时,

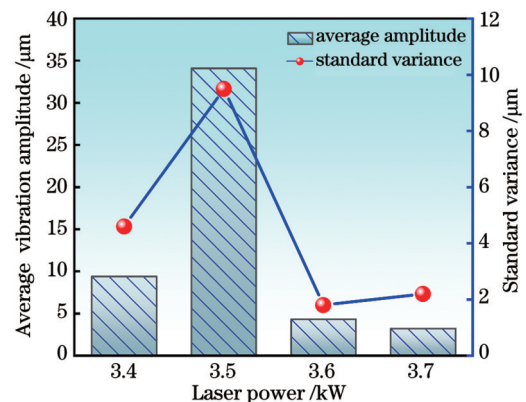


图 5 不同激光功率下熔池表面振动的平均振幅及标准方差
Fig. 5 Average amplitudes and standard variances of molten pool surface vibrations under different laser powers

熔池表面处于失稳振荡状态, 振动位移的标准方差增大至最高值(9.5 μm)。随着激光功率的进一步增大, 穿透型匙孔能够稳定存在, 熔池表面的振幅平均值和对应的标准方差均出现了明显下降, 熔池表面的振荡趋于稳定。在激光功率为 3.6 kW 时得到了标准方差的最小值(1.8 μm), 而在 3.7 kW 时得到了振幅均值的最小值(3.2 μm)。由上述讨论可知, 匙孔的动态行为

与熔池稳定性之间存在紧密联系, 进而对焊接过程的稳定性产生深刻影响。在匙孔稳定穿透型熔透模式下, 匙孔及熔池均表现出良好的动态稳定性, 因此匙孔稳定穿透型熔透模式是 30Cr3 超高强度钢薄板激光焊接的首选熔透模式。

3.2 熔透模式对焊接成形的影响

图 6 所示为不同熔透模式下焊接接头的典型横截

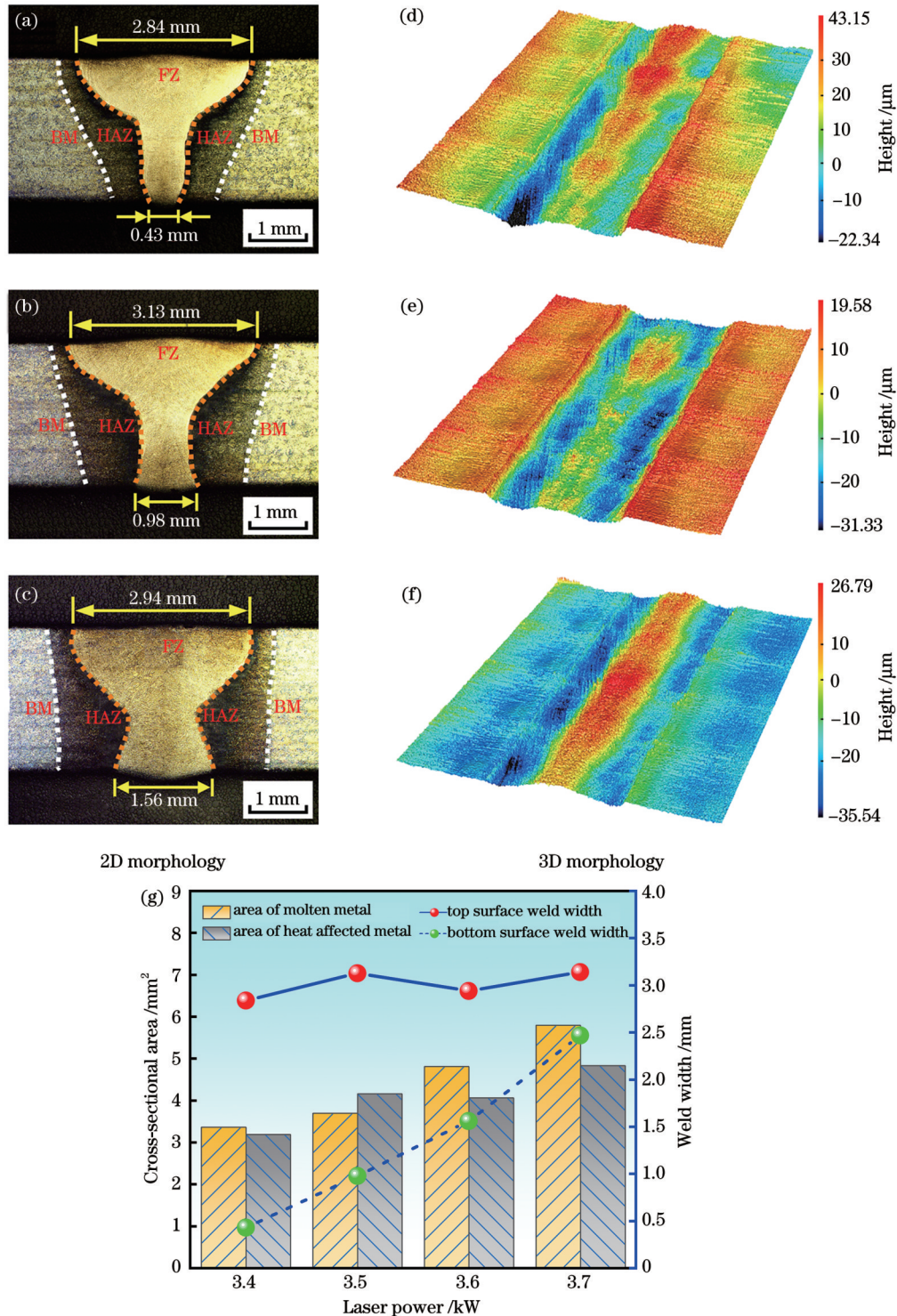


图 6 不同激光功率下焊接接头的横截面形貌及尺寸。(a)(d)3.4 kW, 形貌;(b)(e)3.5 kW, 形貌;(c)(f)3.6 kW, 形貌;(g)尺寸
Fig. 6 Cross section morphologies and sizes of welded joints under different laser powers. (a)(d) 3.4 kW, morphology; (b)(e) 3.5 kW, morphology; (c)(f) 3.6 kW, morphology; (g) size

面形貌及尺寸,其中,FZ为焊缝区,HAZ为热影响区,BM为母材。在匙孔未穿透型熔透模式下($P=3.4\text{ kW}$),焊缝轮廓呈“酒杯状”。随着激光功率的增大,焊缝轮廓形状逐渐转变为带束腰的“沙漏状”。在匙孔稳定穿透型熔透模式下($P=3.6\text{ kW}$),激光焊接匙孔穿透整个焊缝,一部分激光等离子体从匙孔下表面开口处喷出,焊缝背面金属吸收的热量增多,背面熔宽明显增加,因此焊缝轮廓呈“沙漏状”。由焊缝表面三维形貌图可知,在匙孔未穿透型熔透模式和匙孔临界穿透型熔透模式下,焊缝表面的成形均匀性较差。此外,在匙孔临界穿透型熔透模式下,焊缝呈一定程度的下凹形貌,这主要是焊接过程中的飞溅造成了液态金属损失。在匙孔稳定穿透型熔透模式下,焊缝表面成形均匀性好。

在试验所选激光功率范围内,焊缝正面宽度在一定范围内波动,而焊缝背面宽度随激光功率的增大而不断增大。当激光功率由 3.5 kW 提高至 3.6 kW ,焊缝正面宽度减小。匙孔在焊缝背面的开口促进了激光能量沿焊缝厚度方向的传输,缓解了焊缝上部的能量集中,因此焊缝正面熔宽有所减小。此外,在匙孔临界穿透型熔透模式下($P=3.5\text{ kW}$),热影响区面积大于熔化区面积,而在其他熔透模式下热影响区面积均小于熔化区面积。这是由于此时激光焊匙孔处于临界穿透状态,匙孔内壁吸收的热量在两侧金属中的累积效应最为显著,因此热作用区域的面积较大。

图 7 所示为背面焊缝的形貌图。不同熔透模式下背面焊缝与母材之间的过渡均是平滑的,宽度均匀并有一定凸出。随着激光功率的增大,背面焊缝宽度和

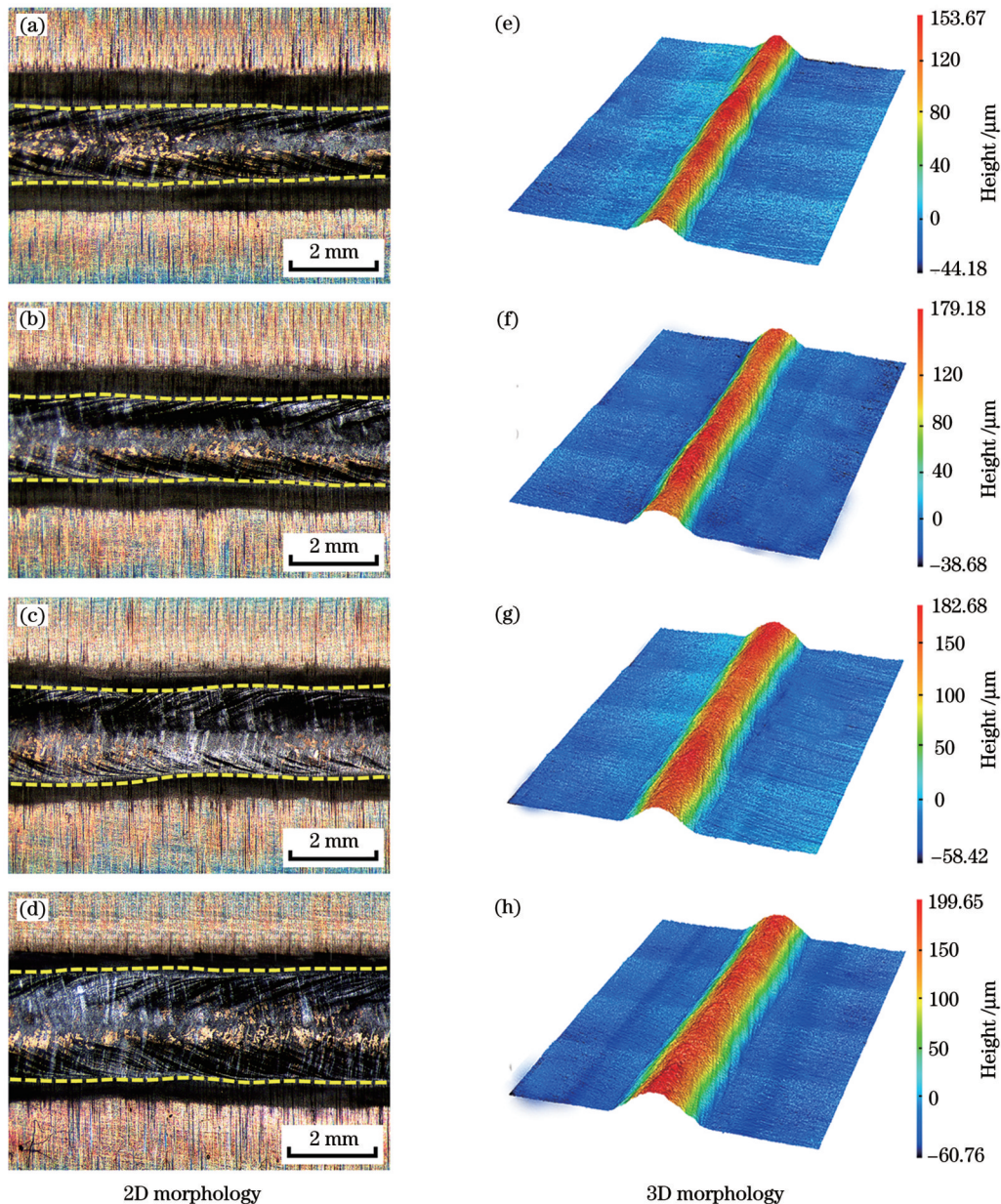


图 7 不同激光功率下的背面焊缝形貌图。(a)(e) 3.4 kW ; (b)(f) 3.5 kW ; (c)(g) 3.6 kW ; (d)(h) 3.7 kW

Fig. 7 Morphologies of rear welds under different laser powers. (a)(e) 3.4 kW ; (b)(f) 3.5 kW ; (c)(g) 3.6 kW ; (d)(h) 3.7 kW

余高逐渐增加,其中余高由 3.4 kW 时的 150 μm 增大至 3.7 kW 时的 195 μm 。更高的热输入使熔化金属量增多,且更强的蒸汽反冲压力促进了液态金属的向下流动。

3.3 熔透模式对焊缝组织的影响

焊缝的形成要经历熔池非平衡凝固和固态相变过程,因此与母材相比组织特征发生了较大变化。如图 8 所示,不同熔透模式下的焊缝均形成了致密的板条马氏体组织。对于 30Cr3 超高强度钢,由于合金元素含量较高,淬硬倾向大,在激光焊接极快的冷却过程中极易形成马氏体组织,提高了焊缝的强度和硬度^[22]。

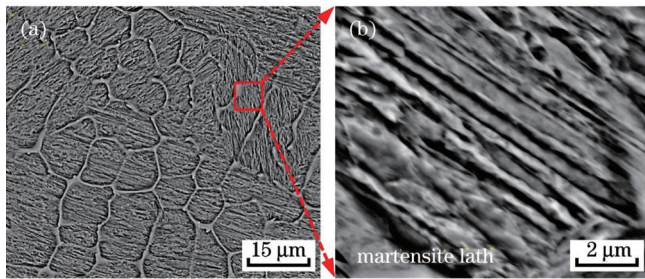


图 8 焊缝微观组织。(a) 焊缝组织的 SEM 图像;(b) 图 8(a) 的局部放大图

Fig. 8 Microstructure of weld. (a) SEM image of weld microstructure; (b) partial magnification view of Fig. 8(a)

为进一步探究熔透模式对焊缝组织的影响规律,对不同激光功率下的焊缝中心区域进行 EBSD 分析。图 9 为焊缝马氏体组织的晶体取向图、KAM 分布图和晶粒尺寸分布图,其中晶体取向图显示了板条束的形态和分布特征。焊接熔透模式与马氏体相变产物形态之间存在一定的关系。如图 9(a)、(b)、(e)、(f)、(i)、(j) 所示,当激光功率为 3.4 kW 和 3.5 kW 时,板条束形态较为扭曲,界面的连续性较差。当激光功率增大至 3.6 kW 以上时,板条束形态较为平直,界面连续性较好。KAM 是指 EBSD 测试点与其周围所有相邻点的平均取向差,可以用来反映微观应变的分布情况^[23]。由 KAM 分布图可知,不同激光功率下板条束界面处均存在一定的残余应变,然而随着熔透模式的变化,残余应变的大小和分布特征也发生明显变化。在匙孔临界穿透型熔透模式下($P=3.5$ kW),焊缝组织的残余应变水平最高,KAM 平均值达到了最大(1.58°)。残余应变除分布在板条束界面处外,在板条束内部也有明显分布,表明晶粒存在一定程度的畸变。在匙孔临界穿透型熔透模式下,匙孔底部跳变带来的附加振荡效应使晶粒获得大量应变能,在随后的固态相变过程中未释放完毕的应变能会以残余应变的形式存在于晶界上及晶粒内部。晶粒内部的残余应变导致晶格发生畸变,而在晶界残余应变集中处易萌生微缺陷,对焊缝的力学性能带来不利影响。如图 9(c)、(d)、(g)、(h)、(k)、(l) 所示,当激光功率为 3.6 kW 和 3.7 kW 时,焊缝

组织的残余应变水平明显降低,KAM 平均值达到了最小(0.64°)。残余应变主要分布在板条束界面处,晶粒内部的畸变程度较小。这是由于在匙孔稳定穿透型熔透模式下,匙孔及熔池的动态稳定性较好,在凝固结晶过程中晶粒获得的应变能较少,因此相变产物的残余应变水平较低。

晶粒尺寸统计结果表明,熔透模式的变化会影响晶粒尺寸的均匀性。如图 9(a)、(e)、(i) 所示,在匙孔未穿透型熔透模式下,晶粒尺寸的分布曲线存在一定的波动,平均晶粒尺寸(面积)为 $3.28 \mu\text{m}^2$ 。由图 9(b)、(f)、(j) 可知,在匙孔临界穿透型熔透模式下,晶粒尺寸的分布曲线波动剧烈,平均晶粒尺寸达到了最大值($4.16 \mu\text{m}^2$)。此时匙孔及熔池的动态稳定性较差,匙孔高频的坍塌闭合干扰了熔池金属通过菲涅耳吸收机制对激光能量的耦合吸收,使熔池内部热量分布紊乱,因此晶粒尺寸的分布较为分散,焊缝组织的均匀性较差。如图 9(c)、(d)、(g)、(h)、(k)、(l) 所示,在匙孔稳定穿透型熔透模式下,绝大部分晶粒的尺寸在 $3 \mu\text{m}^2$ 以内,平均晶粒尺寸达到了最小值($2.35 \mu\text{m}^2$)。在该熔透模式下,由于匙孔及熔池动态稳定性的提高,熔池内部的热量分布得到了改善,焊缝组织的均匀性得到了提高。由上述讨论可知,在匙孔临界穿透激光功率附近,熔透模式的转变对晶粒尺寸和焊缝组织均匀性具有显著影响,采用匙孔稳定穿透型熔透模式有利于获得均匀细化的焊缝组织。

为揭示焊接熔透模式对 30Cr3 超高强钢薄板激光焊接接头物相组成的影响规律,对不同激光功率下的焊缝区域进行 XRD 分析。如图 10 所示,各参数下焊缝区域主要为马氏体,未检测到奥氏体相的存在,说明在激光焊接极快的冷却过程中原奥氏体晶粒全部参与了固态相变。物相分析结果表明,不同熔透模式下焊缝物相组成存在一定差异。在匙孔未穿透型熔透模式($P=3.4$ kW)下,焊缝区域的 XRD 谱图中出现金属氧化物 Fe_2O_3 和 Fe_3O_4 的衍射峰。这是由于在焊接过程中匙孔的坍塌闭合以及喷射的金属液滴干扰了熔池的保护效果,环境中的氧卷入了熔池内部并与金属元素结合形成金属氧化物。在匙孔临界穿透型熔透模式($P=3.5$ kW)下,焊缝 XRD 谱图中除出现 Fe_2O_3 金属氧化物杂峰外,还出现金属间化合物 CrC 和 $\text{Fe}_3\text{Ni}_7\text{Si}_{20}$ 的衍射峰。由图 9 的 KAM 分布图可知,激光功率为 3.5 kW 时焊缝组织内部存在明显的微观残余应变,造成晶粒发生挤压变形。处于亚稳态的过饱和 α 相晶格产生了显微畸变,固溶于其中的 C 原子及合金原子发生了一定程度的脱溶,导致了金属间化合物的生成。脆硬的金属间化合物在提高焊缝强度和耐磨性的同时会造成塑性和韧性的显著降低,使焊缝易于产生低温脆性。在外部载荷的作用下,焊缝中弥散分布的金属氧化物和金属间化合物可以作为微裂纹源,增加了焊缝产生裂纹的倾向。在匙孔稳定穿透型熔透模式

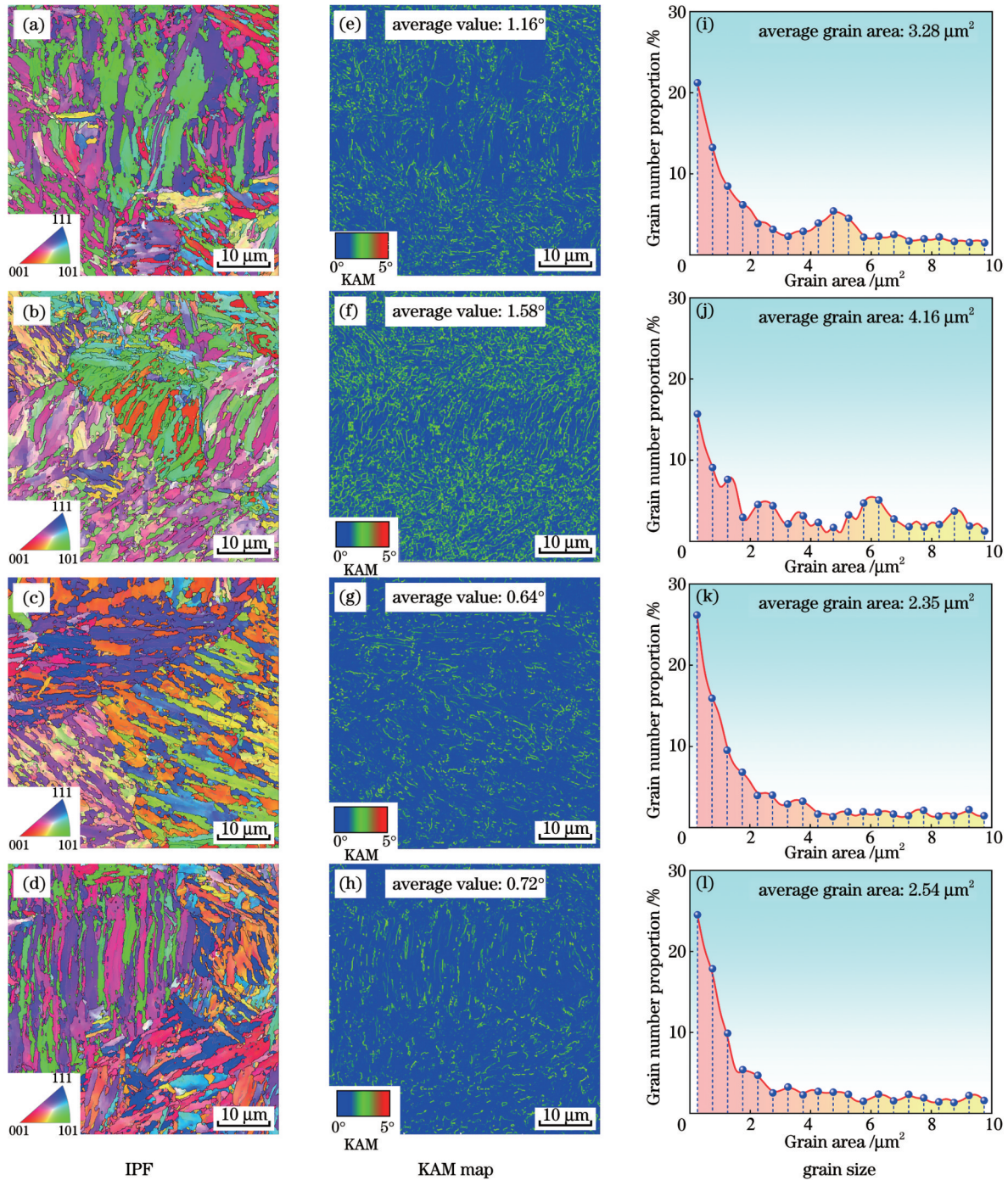


图9 不同激光功率下的焊缝组织EBSD分析结果。(a)(e)(i) 3.4 kW; (b)(f)(j) 3.5 kW; (c)(g)(k) 3.6 kW; (d)(h)(l) 3.7 kW
 Fig. 9 EBSD analysis results of weld microstructures under different laser powers. (a)(e)(i) 3.4 kW; (b)(f)(j) 3.5 kW; (c)(g)(k) 3.6 kW; (d)(h)(l) 3.7 kW

($P=3.6\text{ kW}, 3.7\text{ kW}$)下, XRD 谱图的杂峰较少, 焊缝中基本不存在金属氧化物及金属间化合物, 焊缝的杂质较少。

放大观察马氏体(110)晶面的衍射峰特征, 发现随着激光功率的增大, 衍射峰的峰位和峰形发生了变化。当激光功率由 3.4 kW 增大至 3.5 kW 时, 衍射峰明显宽化。由前文的讨论可知, 在匙孔临界穿透型熔透模式下, 焊缝组织内部存在明显的微观残余应变, 造成了晶格的显微畸变。在 X 射线辐照区域内, 参与衍射的

晶格有的受到拉力作用, 有的受到压力作用, 造成同族晶面具有一系列不同的间距, 因此各晶面的衍射线将叠加成具有一定角度范围的宽化谱峰。由于显微畸变没有明显的方向性, 因此衍射峰仅发生了宽化, 峰值位置并不改变。当激光功率继续增大, 在匙孔稳定穿透型熔透模式($P=3.6\text{ kW}, 3.7\text{ kW}$)下, 衍射峰除了发生明显的宽化外, 衍射峰位置向右发生了移动, 衍射角增大。由布拉格定律可知, 衍射峰出现的位置满足以下条件^[24]:

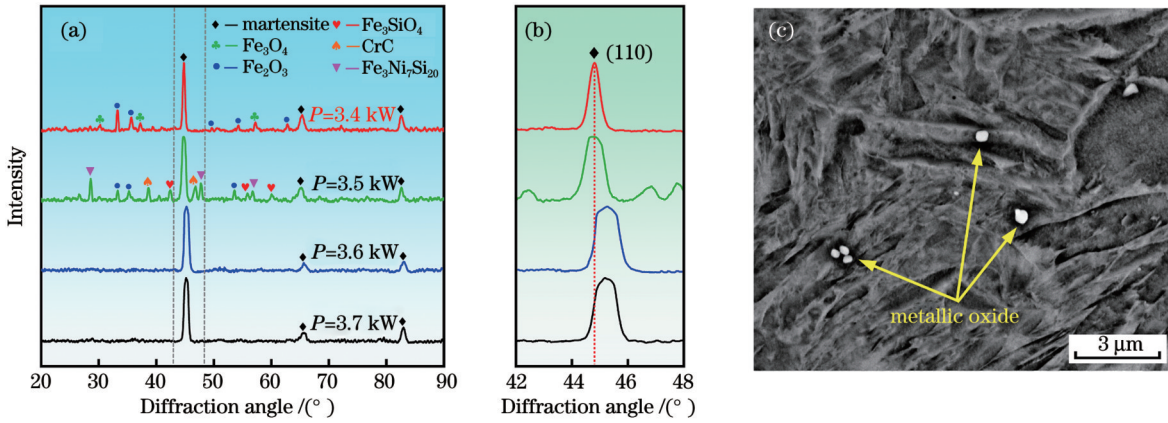


图 10 焊缝组织的 XRD 分析结果。(a) XRD 谱图;(b)图 10(a)的局部放大图;(c)金属氧化物 SEM 图

Fig. 10 XRD analysis results of weld microstructures under different laser powers. (a) XRD patterns; (b) partial magnification view of Fig. 10(a); (c) SEM image of metallic oxide

$$2d\sin\theta = n\lambda, n = 1, 2, 3, \dots, \quad (2)$$

式中: d 为晶面间距; θ 为入射 X 射线与晶面之间的夹角; n 为反射级数; λ 为入射 X 射线的波长。在 XRD 测试过程中, λ 可认为保持不变,因此衍射角 θ 的增大伴随着晶面间距 d 的减小,说明焊缝组织更为致密。与匙孔临界穿透型熔透模式相比,匙孔稳定穿透型熔透模式下衍射峰的宽化机理发生了转变,此时衍射峰的宽化效应可由谢乐公式^[25]解释:

$$D = 0.9\lambda / (\beta \cdot \cos\theta), \quad (3)$$

式中: D 为平均晶粒尺寸; β 为衍射峰的半峰全宽。衍射峰的半峰全宽 β 增大,平均晶粒尺寸 D 减小,表明晶粒发生了细化,这与图 9 的平均晶粒尺寸统计结果相符。由上述讨论可知,对于 30Cr3 超高强钢薄板光纤激光焊接而言,焊接过程中保证匙孔的稳定穿透有助于获得致密、均匀且杂质少的焊缝组织,从而接头具备良好的综合力学性能。

3.4 熔透模式对接头力学性能的影响

为探究焊接熔透模式对 30Cr3 超高强度钢激光焊接接头力学性能的影响,分别对热处理前后的焊接接头进行拉伸力学性能测试。如图 11(a)所示,焊后未经热处理的接头表现出了良好的强度-塑性匹配。不同激光功率下的拉伸试样均断裂在远离焊缝的母材位置处,接头抗拉强度平均值略低于母材并在小范围内波动。拉伸测试结果表明,熔透模式对焊接接头的塑性有一定影响。在匙孔临界穿透型熔透模式($P=3.5$ kW)下,焊接接头的断后伸长率最小,仅为母材的 72%。而在匙孔稳定穿透型熔透模式($P=3.6$ kW, 3.7 kW)下,焊接接头具有最高的断后伸长率(22.8%),达到了母材的 87%,焊接造成的塑性损失更小。有研究^[26-27]表明,焊缝“沙漏状”的横截面轮廓形貌和更均匀的微观组织有利于提高焊接接头的断后伸长率,这与本文的研究结果一致。

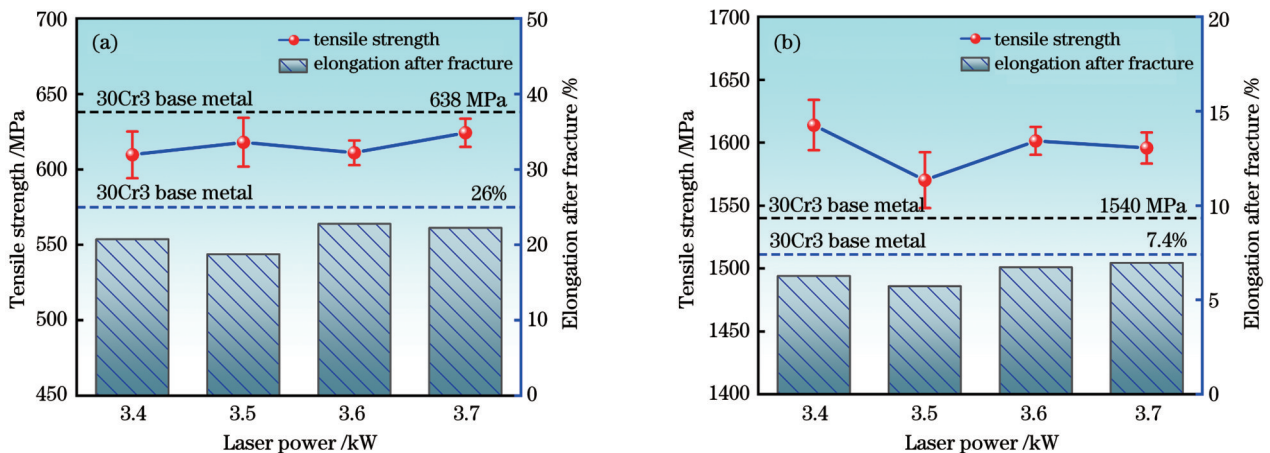


图 11 不同激光功率下焊接接头的拉伸性能。(a)未经热处理;(b)经过焊后热处理

Fig. 11 Tensile properties of welded joints under different laser powers. (a) Without heat treatment; (b) with post-weld heat treatment

焊后热处理是 30Cr3 超高强度钢焊接生产的关键工序。如图 11(b)所示,经过热处理后焊接接头的强度得到了大幅度提高。热处理后不同激光功率下焊接接头的抗拉强度平均值均高于母材,最大可达

1613 MPa。在焊后热处理过程中,接头热影响区与母材经历了相同的固态相变过程,使组织差异减小,同时焊缝马氏体组织由于析出沉淀相而得到了进一步强化,因此在二者的综合作用下接头整体的抗拉强度高

于 30Cr3 母材。

利用扫描电子显微镜分别对热处理前后的拉伸断口表面形貌进行观察。图 12(b) 为焊态下拉伸试样的微观断口形貌, 可见致密分布的等轴状韧窝, 表明接头具有良好的塑性, 断裂类型为韧性断裂。经过淬火和回火的焊后热处理后, 焊接接头的拉伸断裂类型发生

了变化。如图 12(d) 所示, 热处理后拉伸试样的断口表面仍可见韧窝, 但韧窝尺寸有所减小。此外, 在断口表面还存在解理台阶, 表明接头的塑性下降。断口分析结果表明: 经过热处理后焊接接头的拉伸断裂类型转变为韧脆混合型断裂, 是韧性断裂向脆性断裂的过渡。

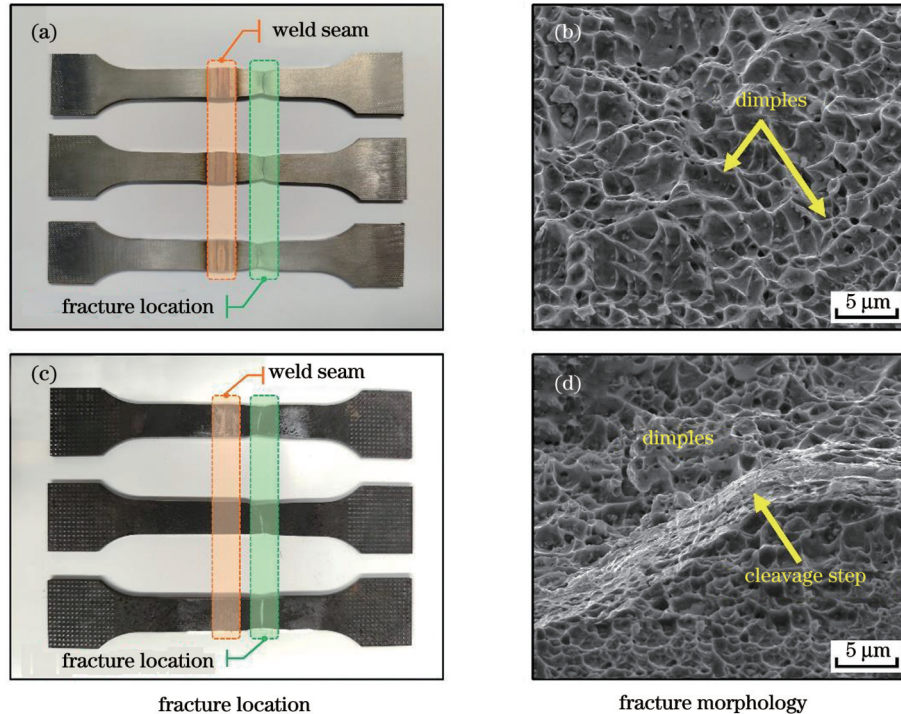


图 12 拉伸试样的断裂位置及断口形貌。(a)(b) 未经热处理; (c)(d) 经过焊后热处理

Fig. 12 Fracture locations and fracture morphologies of tensile samples. (a)(b) Without heat treatment; (c)(d) after post-weld heat treatment

为评价熔透模式对焊接接头冲击韧性的影响, 对不同激光功率下的焊接接头进行室温冲击试验, 冲击试样的缺口均位于焊缝中心。由于受到母材厚度的限制, 本文冲击试验采用的是小尺寸试样(尺寸为 55 mm × 10 mm × 2.5 mm)。为方便与标准冲击试样(尺寸为 55 mm × 10 mm × 10 mm)的结果进行比较, 将冲击试验得到的结果乘以修正因子 4, 得到相应标准冲击试样的冲击吸收功估计值^[28], 如表 2 所示。在匙孔临界穿透型熔透模式($P=3.5$ kW)下, 焊缝的冲击韧性最差, 冲击吸收功为 9.23 J, 仅为母材的 49.3%。此外, 冲击试验结果的标准偏差较大, 数据较为分散, 表明在冲击试样取样方向上焊缝力学性能的稳定较差。由 XRD 物相分析可知, 在匙孔临界穿透型熔透模式下, 焊缝中生成了脆硬的金属间化合物和金属氧化物, 焊缝的冲击韧性下降。在匙孔稳定穿透型熔透模式($P=3.6$ kW, 3.7 kW)下, 焊缝的冲击韧性显著提高, 冲击吸收功达到了最大值(14.36 J), 为母材的 76.8%。冲击试验结果的标准偏差较小, 数据较为集中, 表明焊缝的力学性能稳定性较好。对匙孔及熔池的动态行为进行分析, 结果显示: 在该熔透模式下匙

孔及熔池的波动较小, 焊缝长度方向上的熔透均匀性和组织均匀性有所改善, 因此冲击试验结果的重复性较好, 接头力学性能较为稳定。

表 2 不同激光功率下的冲击试验结果

Table 2 Impact test results under different laser powers

Laser power	Absorbed energy / J	Standard deviation / J	Estimated value for standard impact samples / J
Base material	18.70	-	74.80
3.4 kW	10.41	1.74	41.64
3.5 kW	9.23	2.13	36.92
3.6 kW	14.36	0.86	57.44
3.7 kW	13.92	0.93	55.68

图 13 为不同激光功率下焊缝深度方向上的显微硬度分布情况。熔透模式的转变对焊缝深度方向上的硬度分布均匀性产生显著影响。如图 13(a) 所示, 在匙孔未穿透型熔透模式($P=3.4$ kW)下, 焊缝上部硬度分布较为稳定, 而在焊缝下部硬度出现了明显的波动, 硬度波动的起始深度大约为 1.3 mm。在该熔透模

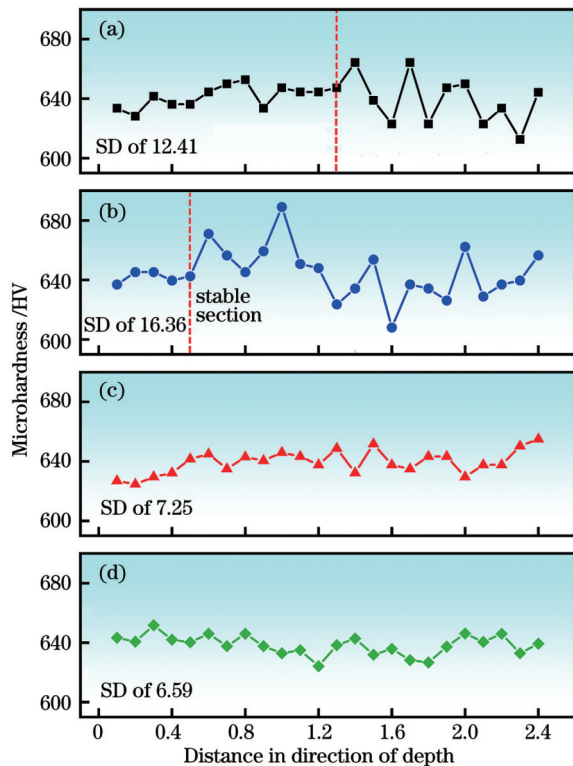


图 13 不同激光功率下焊接接头的纵向硬度分布。(a) 3.4 kW; (b) 3.5 kW; (c) 3.6 kW; (d) 3.7 kW

Fig. 13 Longitudinal microhardness distributions of welded joints under different laser powers. (a) 3.4 kW; (b) 3.5 kW; (c) 3.6 kW; (d) 3.7 kW

式下,匙孔底部较易坍塌闭合,干扰了其周围金属对激光能量的耦合吸收,造成焊缝底部组织的不均匀分布,因此硬度起伏较大。而在该熔透模式下,匙孔上部在焊接过程中仍能维持一定的形状轮廓,因此硬度分布较为稳定。如图 13(b)所示,在匙孔临界穿透型熔透模式($P=3.5$ kW)下,焊缝深度方向上硬度发生明显波动的区域扩大,硬度波动的起始深度上移至 0.5 mm,且波动幅度进一步增大,硬度分布的标准方差(SD)达到了各熔透模式下的最大值(16.36)。在该熔透模式下,匙孔底部在通孔和盲孔之间的交替跳变会恶化匙孔整体的稳定性,造成材料在焊缝深度方向上对激光能量的耦合吸收存在差异,进而导致晶粒尺寸分布不均,因此硬度波动的区域和幅度扩大。在匙孔稳定穿透型熔透模式($P=3.6$ kW, 3.7 kW)下,焊缝深度方向上的硬度分布较为稳定,标准方差达到了最小值(6.59)。这主要是由于在该熔透模式下匙孔的动态稳定性较好,匙孔周围金属对激光能量的耦合吸收条件得到了改善。

4 结 论

对 2.5 mm 厚的航天用 30Cr3 超高强度钢板进行了激光焊接特性研究。在焊接过程中通过对匙孔和熔池进行高速摄影实时观察,发现在所选激光功率范围

内存在三种焊接熔透模式,包括匙孔未穿透型熔透模式、匙孔临界穿透型熔透模式和匙孔稳定穿透型熔透模式。当匙孔未在底部形成稳定开口时,熔池表面的波动幅度较大。当形成贯穿型匙孔后,熔池中的液态金属流动稳定,匙孔与熔池之间达到动态平衡。在匙孔临界穿透型熔透模式下,匙孔颈缩和坍塌闭合现象频繁发生,干扰了液态熔池对激光能量的耦合吸收,导致焊缝组织晶粒尺寸分布不均且接头塑、韧性较差。而在匙孔稳定穿透型熔透模式下,焊接过程的动态稳定性得到显著改善,焊缝组织均匀细化且接头的冲击吸收功达到了最大值(14.36 J),为母材的 76.8%。对于 30Cr3 超高强度钢薄板激光焊接而言,采用匙孔稳定穿透型熔透模式有助于获得致密、均匀且杂质少的焊缝组织,从而使接头具备良好的综合力学性能。

参 考 文 献

- [1] Luo H, Shen G H. Progress and perspective of ultra-high strength steels having high toughness[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 56: 494-512.
- [2] Alkhami S, Björk T, Larkola J. Weldability of cold-formed high strength and ultra-high strength steels[J]. *Journal of Constructional Steel Research*, 2019, 158: 86-98.
- [3] Zhou C, Ye Q, Tian Y, et al. Research and application progress of ultra-high strength structural steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2021, 42(1): 14-23.
- [4] 夏灵, 刘景涛, 潘丽华, 等. 激光清洗对 30Cr3 超高强度钢表面及焊接质量的影响[J]. *焊接*, 2020(5): 48-52, 63. Xia L, Liu J T, Pan L H, et al. Effect of laser cleaning on surface and welding quality of 30Cr3 ultra-high strength steel[J]. *Welding & Joining*, 2020(5): 48-52, 63.
- [5] 张晓蕾, 厉勇, 王春旭, 等. 回火温度对 30Cr3SiNiMoV 钢组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2010, 39(20): 170-172. Zhang X L, Li Y, Wang C X, et al. Influence of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of 30Cr3SiNiMoV steel[J]. *Hot Working Technology*, 2010, 39(20): 170-172.
- [6] Talaş Ş. The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(5): 2649-2653.
- [7] Zhang L, Wang W, Wu J, et al. Progress on the laser welding key techniques for solid rocket motor shell[J]. *Applied Laser*, 2021, 41(3): 511-521.
- [8] Wang G, Yan Y, Li J X, et al. Hydrogen embrittlement assessment of ultra-high strength steel 30CrMnSiNi2[J]. *Corrosion Science*, 2013, 77: 273-280.
- [9] Tong L W, Niu L C, Jing S, et al. Low temperature impact toughness of high strength structural steel[J]. *Thin-Walled Structures*, 2018, 132: 410-420.
- [10] Ferro P, Tiziani A. Metallurgical and mechanical characterization of electron beam welded DP600 steel joints[J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47(1): 199-207.
- [11] 潘丽华, 孙卫东, 陈旻. 30Cr3 钢壳体淬火状态下真空电子束焊接工艺[J]. *推进技术*, 2003, 24(5): 478-480. Pan L H, Sun W D, Chen M. Electron beam welding of quenched 30Cr3 ultrahigh strength steel case[J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2003, 24(5): 478-480.
- [12] 樊兆宝, 任飞宇, 安绍孔, 等. 30Cr3SiNiMoVA 钢动力舱壳体焊接应用研究[J]. *航空精密制造技术*, 2008, 44(5): 36-40, 48. Fan Z B, Ren F Y, An S K, et al. Research on application of welding on steel 30Cr3SiNiMoVA for dynamical cabin shell[J]. *Aviation Precision Manufacturing Technology*, 2008, 44(5): 36-

- 40, 48.
- [13] Sun Q, Di H S, Li J C, et al. A comparative study of the microstructure and properties of 800 MPa microalloyed C-Mn steel welded joints by laser and gas metal arc welding[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 669: 150-158.
- [14] 樊兆宝, 安绍孔, 毛智勇, 等. 动力舱段壳体的电子束焊接技术[J]. *航空制造技术*, 2007, (S1): 356-360.
Fan Z B, An S K, Mao Z Y, et al. Electron beam welding technology for rocket motor case[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2007, (S1): 356-360.
- [15] Dak G, Sirohi S, Pandey C. Study on microstructure and mechanical behavior relationship for laser-welded dissimilar joint of P92 martensitic and 304L austenitic steel[J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2022, 196: 104629.
- [16] Gu Z W, Yu S B, Han L J, et al. Microstructures and properties of ultra-high strength steel by laser welding[J]. *ISIJ International*, 2011, 51(7): 1126-1131.
- [17] Palanivel R, Dinaharan I, Laubscher R F. Microstructure and mechanical behavior of Nd: YAG laser beam welded high strength low alloy steel joints[J]. *Optik*, 2020, 208: 164050.
- [18] 张迪, 赵琳, 刘奥博, 等. 激光能量对激光焊接接头熔化形状、气孔和微观组织的影响及其调控方法[J]. *中国激光*, 2021, 48(15): 1502005.
Zhang D, Zhao L, Liu A B, et al. Understanding and controlling the influence of laser energy on penetration, porosity, and microstructure during laser welding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(15): 1502005.
- [19] 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 for automotive body[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(12): 1202004.
- [20] 彭进, 胡素梦, 王星星, 等. 填材对激光焊接匙孔与熔池三维瞬态行为的影响[J]. *中国激光*, 2018, 45(1): 0102003.
Peng J, Hu S M, Wang X X, et al. Effect of filler metal on three-dimensional transient behavior of keyholes and molten pools in laser welding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(1): 0102003.
- [21] 张高磊, 孔华, 邹江林, 等. 高功率光纤激光深熔焊接飞溅特性以及离焦量对飞溅的影响[J]. *中国激光*, 2021, 48(22): 2202008.
Zhang G L, Kong H, Zou J L, et al. Spatter characteristics of high-power fibre laser deep penetration welding and effect of defocus on spatter[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(22): 2202008.
- [22] 刘海, 陈辉. 激光功率对异种钢激光焊接接头组织与性能的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2021, 58(23): 2314007.
Liu H, Chen H. Effect of laser power on microstructure and properties of dissimilar steel's laser welded joint[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2021, 58(23): 2314007.
- [23] Kattoura M, Telang A, Mannava S R, et al. Effect of ultrasonic nanocrystal surface modification on residual stress, microstructure and fatigue behavior of ATI 718 plus alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 711: 364-377.
- [24] Wang H B, Song G L, Tang G Y. Evolution of surface mechanical properties and microstructure of Ti6Al4V alloy induced by electropulsing-assisted ultrasonic surface rolling process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 681: 146-156.
- [25] Muniz F T L, Miranda M A R, Morilla Dos Santos C, et al. The Scherrer equation and the dynamical theory of X-ray diffraction[J]. *Acta Crystallographica*, 2016, 72(3): 385-390.
- [26] Lu G F, Zhang L J, Pei Y, et al. Study on the size effects of H-shaped fusion zone of fiber laser welded AZ31 joint[J]. *Metals*, 2018, 8(4): 198.
- [27] Liu S, Mi G Y, Yan F, et al. Real weld geometry determining mechanical properties of high power laser welded medium plates[J]. *Optics & Laser Technology*, 2018, 102: 100-110.
- [28] Chao Y J, Ward J D, Sands R G. Charpy impact energy, fracture toughness and ductile-brittle transition temperature of dual-phase 590 steel[J]. *Materials & Design*, 2007, 28(2): 551-557.

Study on Microstructure and Properties of Laser-Welded 30Cr3 Ultra-High-Strength Steel Joints Based on Weld Penetration Mode

Liu Zhao¹, Pan Lihua², Li Xiaoqiang², Gao Jian², Zhang Ke^{1*}

¹*School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;*

²*Shanghai Space Propulsion Technology Research Institute, Shanghai 201100, China*

Abstract

Objective 30Cr3 steel, developed in China, is a new type of ultra-high-strength steel mainly used in the manufacture of aerospace solid rocket engine shells. However, few studies have conducted welding tests on this material. The primary welding methods used in production are tungsten arc welding and electron beam welding; however, tungsten arc welding has disadvantages such as arc energy divergence, a wide heat-affected zone, and large welding deformation. Electron-beam welding must be performed in a vacuum environment. The shape and size of weldment are limited by the size of vacuum chamber as engine size increases. Laser welding has the advantages of high energy density and fast welding speed. The application of laser welding to the manufacture of solid rocket engine shells can significantly reduce costs and improve production efficiency. The present study systematically investigates the laser welding characteristics of 30Cr3 aerospace ultra-high-strength steel, providing an experimental basis and theoretical support for the efficient and high-quality welding of this material.

Methods The base metal used in the test is a 30Cr3 ultra-high-strength steel plate with the dimension of 150 mm × 75 mm × 2.5 mm. The 30Cr3 base metal is in a quenched and tempered state, and the room temperature microstructure is tempered sorbite, composed of strip ferrite and granular carbide. A butt form is used for the welding joint. Based on the previous study, the laser power range selected is 3.4–3.7 kW, the welding speed is 1.2 m/min, and the defocusing amount is 0. During the welding process, a high-speed photographic system is used to obtain images of the welding pool, and the dynamic behavior of the laser keyhole is directly observed through a high-temperature resistant quartz glass. The recording rate is 5000 frame/s. Based on laser Doppler effect, a laser vibrometer is used to collect the micron-level vibration signal of the molten pool surface during the welding process at a sampling

frequency of 78000 Hz. Following welding, metallographic samples are cut perpendicular to the weld. After the samples are ground and polished, the optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) are used for observations, and the weld area is analyzed using electron backscatter diffraction (EBSD) and X-ray diffraction (XRD) methods. The tensile properties and impact toughness of the welded joints are evaluated at room temperature. A microhardness tester is used to determine the hardness distribution of the welds. The test load and pressure holding time are 4.9 N and 15 s, respectively.

Results and Discussions The dynamic behaviors of the keyhole, which affect the stability of the welding process, vary significantly under different weld penetration modes. The instability of the keyhole critical penetration mode is primarily manifested by large fluctuations in the keyhole profile, frequent necking, and collapse in the lower part of the keyhole (Fig. 3). In the keyhole unpenetrated and critical penetration modes, the convection flow on both sides of the molten pool is asymmetrical, and the shape and size of the convection change continuously with the welding process (Fig. 4). In the keyhole critical penetration mode, the surface of the molten pool oscillates considerably, and the average amplitude increases to $34.1\ \mu\text{m}$ (Fig. 5). For 30Cr3 ultra-high strength steel, because of the high alloying element content and high hardening tendency, a martensitic structure easily forms during the very fast cooling process of laser welding (Fig. 8). In the keyhole critical penetration mode, the residual strain level of the weld microstructure is the highest, and the average KAM (kernel average misorientation) value reaches a maximum of 1.58° (Fig. 9). In the keyhole stably penetrated mode, the impact toughness of the weld is significantly improved, and the impact absorption energy reaches a maximum value of 14.36 J, which is 76.8% of that of the 30Cr3 base metal (Table 2). In the keyhole critical penetration mode, the area of obvious hardness fluctuation expands, and the standard deviation of the hardness distribution reaches a maximum value of 16.36 (Fig. 13).

Conclusions The laser welding of a 2.5-mm-thick aerospace 30Cr3 ultra-high strength steel plate is studied. During the welding process, through real-time observation of the keyhole and molten pool by high-speed photography, three weld penetration modes are identified within the selected laser power range: keyhole unpenetrated fusion mode, keyhole critical penetration fusion mode, and keyhole stably penetrated fusion mode. When the keyhole fails to form a stable opening at the bottom, the molten pool surface fluctuates significantly. When a stably penetrated keyhole is formed, the liquid metal flow in the molten pool is stable, and a dynamic balance between the keyhole and molten pool is reached. In the keyhole critical penetration mode, keyhole necking and collapse occur frequently, which interferes with the absorption of laser energy by the molten pool. This in turn leads to an uneven grain size distribution of the weld microstructure and poor joint plasticity and toughness. However, in the keyhole stably penetrated mode, the dynamic stability of the welding process is significantly improved, the weld microstructure is refined, and the impact absorption energy of the joint reaches a maximum value of 14.36 J, which is 76.8% of that of the base metal. For the laser welding of 30Cr3 ultra-high-strength steel, the keyhole stably penetrated mode is helpful in obtaining dense and uniform weld microstructures, resulting in excellent comprehensive mechanical properties of the welded joints.

Key words laser technique; weld penetration modes; ultra-high strength steel; laser welding; welding process stability; grain structure; mechanical properties