

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

张迪^{1,2}, 赵琳^{1,3}, 刘奥博¹, 温鹏^{1*}

¹清华大学机械工程系, 北京 100084;

²中冶建筑研究总院有限公司, 北京 100088;

³钢铁研究总院焊接所, 北京 100081

摘要 对高质量、高效率、高柔性和绿色环保连接技术的需求, 以及不断涌现的各种新材料的连接需求, 促进了激光焊接技术的研究和进步。得益于激光器及其配套设备的快速发展, 以及对激光与材料相互作用机理认识的深入, 激光焊接技术在过去 30 年实现了由实验室研究走向规模化工业应用的转变。激光能量能够在时空尺度上进行精确调控, 高能量密度和小热输入为激光焊接精确控制接头熔化形状和抑制焊接热循环对母材的不良影响提供了可能。然而, 高的激光能量密度导致金属蒸发形成匙孔, 匙孔坍塌引起的气孔是激光焊接中的常见缺陷。此外, 小的热输入导致了较快的冷却速度, 影响了焊缝和热影响区的微观组织。熔深、气孔和微观组织的调控均与激光能量密切相关。本文依托钢铁材料、镁合金、钛合金和异种材料连接方面的典型案例, 介绍了激光能量对焊接熔深、气孔及微观组织的影响及调控, 指出了激光焊接技术的特点和优势, 对利用激光焊接技术解决新材料和新结构的焊接难题提供了有益借鉴。

关键词 激光技术; 激光焊接; 熔深; 气孔; 微观组织; 能量密度; 热输入

中图分类号 TG4 **文献标志码** A

doi: 10.3788/CJL202148.1502005

1 引 言

激光由大量受激辐射的同态光子组成, 具有单色性好、方向性好、亮度高、相干性好等特性。得益于输出功率和光束质量的提升, 激光经透镜聚焦后的能量密度可超过 10^6 W/cm^2 。在如此高的能量密度作用下, 材料表面会出现大量蒸发, 蒸发反冲力在材料内部形成一个充满蒸气的空腔, 称为小孔或匙孔, 该匙孔犹如一个黑体, 几乎能吸收激光入射的全部能量。高能量密度的激光是一种理想的焊接热源, 激光焊接具有焊缝深宽比大、熔化效率高、焊缝组织细密、热影响区窄、焊接应力和变形小等优点, 焊接质量和效率比传统熔化焊接要高得多。同时, 激光焊接能实现精确定位, 通过光纤可实现远距离传输; 配合工业机器人, 非常适合自动化和智能化

焊接^[1]。

激光焊接的本质是激光能量与材料的相互作用。一方面, 激光功率、光斑直径、脉冲形式和焊接速度等工艺参数决定了作用到材料上的激光能量。另一方面, 不同材料对激光的吸收率不同。根据材料结构和性能的差异, 激光能量对焊接成形质量、微观组织和力学性能的影响存在较大差别。根据材料特性选择合适的激光工艺参数, 提供一种优化的能量输入, 获得良好的成形质量和预期的微观组织, 保障焊接结构的尺寸精度和力学性能满足使用要求, 是激光焊接技术的关键。对高质量、高效率、高柔性和绿色环保连接技术的需求, 以及对不断涌现的各种新材料的连接需求, 共同促进了激光焊接技术的研究和应用。20 世纪末期, 高功率 CO_2 和 Nd:YAG 激光器被广泛用于激光焊接, 但这类激光器存

收稿日期: 2020-12-28; 修回日期: 2021-01-22; 录用日期: 2021-04-09

基金项目: 国家自然科学基金(51771238, 51875310)、能源工程先进连接技术北京市高等学校工程研究中心开放基金

通信作者: *wepeng@tsinghua.edu.cn

在光电转换效率低、维护成本高、光束质量差等问题。进入 21 世纪后,光电转换效率更高、光束质量更好、维护更简单的新型固体激光器得到了快速发展,特别是高功率光纤激光器和碟片激光器,为激光焊接提供了高效可靠的能量源,极大地推动了激光焊接的工业应用^[2]。

激光焊接能量输入通常用能量密度(激光功率除以光斑面积,单位为 W/cm^2)和热输入(激光功率除以焊接速度,单位为 J/cm)表示,前者描述空间范围内激光能量的强度,后者描述时间范围内激光能量的累积。由于激光加热范围精确、能量密度高,因此可以使用较小的热输入获得良好的熔合效果,适用于精密控制焊接接头的熔化形状,减小焊接热量对热影响区和母材的不良影响。匙孔是高能密度激光焊接的重要特征,匙孔的稳定与激光能量密切相关,一旦焊接过程中匙孔发生塌陷卷气,极易形成气孔。气孔是激光焊接最为棘手的问题之一。激光焊接冷却速度快,焊缝金属凝固后会形成细小的晶粒和非平衡组织,显著影响接头的力学性能。本文选取清华大学激光焊接研究的部分成果,以激光能量对焊接熔深、气孔及微观组织的影响及调控为主线,综述激光焊接技术的特点和优势,旨在对利用激光焊接技术解决新材料和新结构的焊接难题提供有益借鉴。

2 激光能量对接头熔化形状的影响和调控

出于减重和美观等考虑,薄壁高强度不锈钢车体在地铁和轻轨等城市通勤列车中得到了广泛应用。不锈钢的热导率低、热膨胀系数大,传统的车体焊接方法为电阻点焊,会不可避免地在车体表面留下电极压痕,如图 1(a)所示。大量点焊接头容易造成外板变形,影响车体美观和性能。通过激光搭接

接头非熔透焊接工艺,可以获得外板表面无焊接痕迹、接头不变形、强度超过电阻点焊接头的不锈钢车体,其工艺核心在于通过调控激光能量获得合适的焊缝熔化形状^[3-4]。温鹏等^[4]针对 301L 奥氏体高强不锈钢内外板(内板厚度和抗拉强度分别为 0.8 mm 和 960 MPa,外板厚度和抗拉强度分布为 1.5 mm 和 820 MPa)进行了非熔透焊接。他们通过不同的光学系统,将光纤激光器的聚焦光斑直径调整至 0.2, 0.3, 0.4 mm。激光照射在内板一侧,对内外板进行搭接焊。他们发现:如果焊接热输入过大,外板表面就会出现烧蚀痕迹;如果焊接热输入过小,则不能焊透内板,无法形成有效连接。在相同的热输入下,激光功率对熔深的影响大于焊接速度的影响。为确保外板外表面无烧蚀痕迹,应精确控制激光功率和焊接速度,使熔深小于某一临界值。在固定的板厚组合下,熔深的临界值主要受由聚焦光斑直径和离焦量决定的激光加热范围的影响。增大聚焦光斑直径或离焦量均可增加激光的加热范围,减小可获得外部表面无烧蚀痕迹的临界熔深。对于聚焦光斑直径为 0.4 mm 的光纤激光器,他们在试验中发现临界熔深不能超过 1.4 mm。

内外板间的结合面熔宽决定了接头的连接强度。为确保激光焊接接头的强度大于电阻焊接头,结合面熔宽应大于 0.8 mm。增大聚焦光斑直径或离焦量均可增加激光的加热范围,有利于获得较大的结合面熔宽,但为了保证获得足够的熔深,应同时适当增加热输入。增大离焦量对结合面熔宽的增大效果不如增大聚焦光斑直径的效果好,如果热输入增加过多,则会导致接头出现较大变形。因此,增大聚焦光斑直径是获得较大结合面熔宽的必要措施。对于试验所用板厚组合,为了保障临界熔深小于 1.4 mm,即外板表面无烧蚀痕迹,且结合面熔宽超过 0.8 mm,亦即接头强度超过电阻焊接头,激光聚

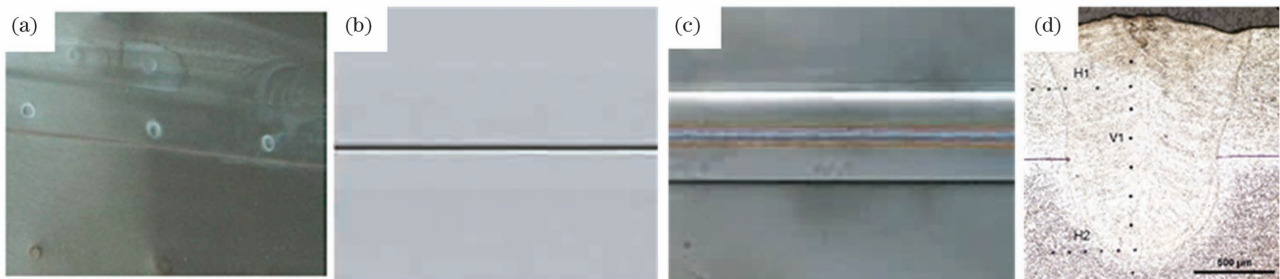


图 1 高强度不锈钢车体的焊接接头。(a)电阻焊;(b)~(d)激光焊外板、内板和焊缝形状^[4]

Fig. 1 Welded joints of high-strength stainless steel car bodies. (a) Resistance spot welding; (b)–(d) laser welded external and internal plates and weld shape^[4]

激光斑直径应不小于 0.4 mm, 并使焦点位置略低于工件表面; 同时, 应采用较高的激光功率和较快的焊接速度, 这样有利于获得高的焊接效率和小的焊接变形, 此时激光焊接接头的外观、焊接效率和连接强度均优于电阻焊接头。如图 1 所示, 通过调控激光能量输入, 满足了不锈钢地铁车辆的外观和性能要求, 该技术近年来已经在我国轨道车辆生产中得到实际应用^[4-5]。

人们通常希望高强度不锈钢薄壁结构采用更高的速度进行焊接, 以提升效率。进行激光焊接时, 金属表面的自由电子吸收光子能量, 并将能量传导给晶格, 从而引起金属表面温度的上升, 致使金属熔化甚至蒸发, 这一加热过程的时间非常短, 约为 $10^{-10} \sim 10^{-12}$ s。然而, 激光焊接是一个连续的熔化和凝固过程, 当焊接速度增加时, 液体金属的冷却速度也增加, 液体金属凝固加速, 难以铺展, 会形成驼

峰缺陷, 如图 2(a) 所示。驼峰倾向于随着焊接速度的提高而增加, 从而限制了激光焊接的速度^[6]。裴莹蕾等^[7]采用不同聚焦光斑直径的光纤激光对板厚为 1 mm 的奥氏体不锈钢薄板进行了焊接, 通过高速摄像机观测了激光高速焊接时的熔池行为, 得出如下结果: 具有较小光斑直径的激光能够缩短激光热源与液态金属流动汇聚点的距离, 有利于液体金属铺展并抑制驼峰的发生。裴莹蕾等^[8]还采用一前一后的双光束激光方法对厚度为 1 mm 的奥氏体不锈钢板进行了焊接试验, 并发现不产生驼峰的最高焊接速度可达 27 m/min, 比单束激光提升了 35%。在双光束激光方法中, 主光束在前且功率较高, 用于形成焊接熔深, 而副光束的后热作用使匙孔后方液态金属的冷却速率降低, 减小了匙孔后方液态金属的表面张力, 增加了液态金属的铺展能力, 从而抑制了驼峰的发生, 如图 2 所示。

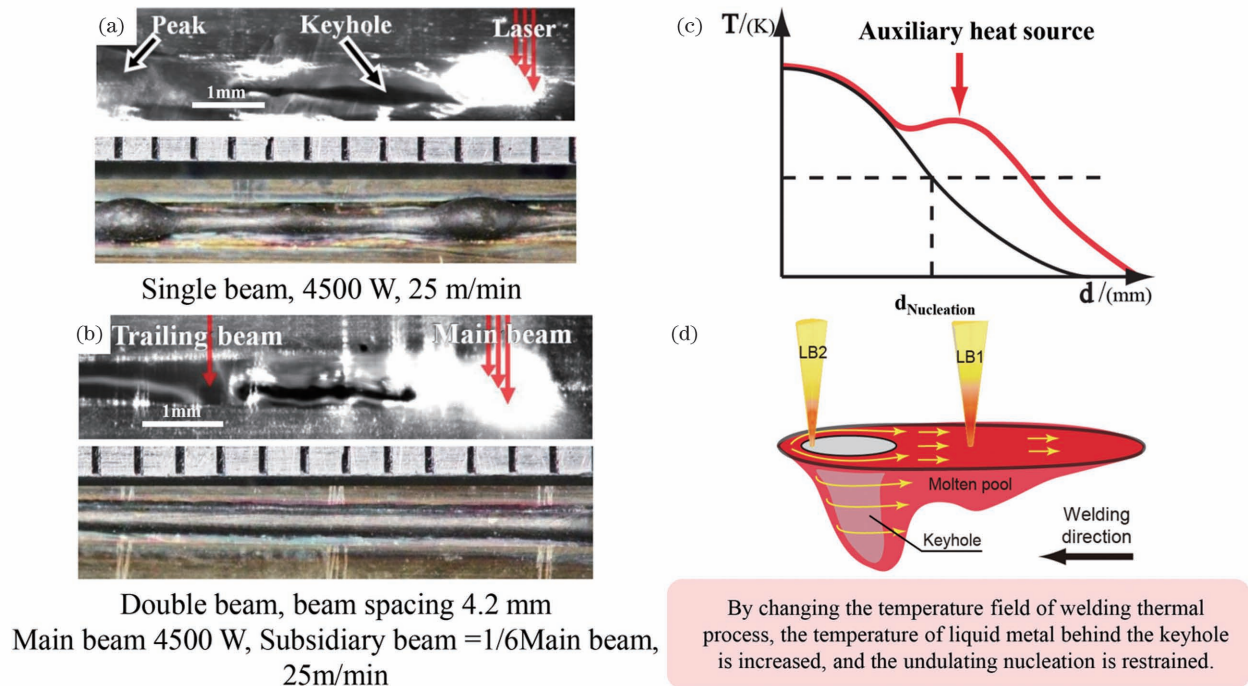


图 2 双光束消除激光高速焊驼峰缺陷的机理和效果。(a)(b)熔池的流动行为和焊缝表面照片;(c)(d)双光束抑制驼峰发生的示意图^[8]

Fig. 2 Elimination mechanism and effect of hump defect during high-speed laser welding with double beams. (a)(b) Flow behavior of molten pool and photo of weld surface; (c)(d) schematic for double beams suppressing hump^[8]

激光焊接的温度梯度大, 当焊接速度较快时, 凝固组织呈现明显的定向生长倾向, 柱状晶在焊缝中央汇合, 最后凝固的焊缝中心处容易因偏析发生凝固热裂纹^[9,10]。采用高速摄像机和光学显微镜构成的摄像装置对激光焊接熔池后端的凝固行为进行高速高倍摄像, 可以详细记录柱状晶从液态熔池后部析出的过程, 以及残留在已析出柱状晶周围的液体

金属的凝固行为和凝固热裂纹情况^[11-12]。在相同的焊接工艺下, 不同金属激光焊接熔池凝固前沿呈现不同的形貌, 柱状枝晶间的残余液体金属越多, 凝固热裂纹倾向越大^[13]。对于奥氏体不锈钢 S347 与高温镍基合金 Inconel600 两种材料构成的焊接接头, 当两种材料在熔化区的熔合比在某个范围时, 凝固热裂纹倾向最高。由图 3 可以看出, 不锈钢 S347 柱

状枝晶间的残余液体金属较多,热裂纹倾向较大,而镍基合金 Inconel600 的残余液体金属较少,热裂纹倾向较小,与可变拘束热裂纹敏感性测试结果相符。适当降低焊接速度,会使冷却速度减缓,柱状晶的定向生长倾向减弱,有利于减小激光焊接 S347 厚板的热裂纹倾向^[14]。随着激光光束和焊缝中心线

相对距离的变化,两种材料在焊缝金属中的熔化比例会发生改变,从而会影响激光焊接接头的热裂纹倾向。当焊缝金属中 Inconel600 的熔化比例为 36% 时,如图 3(c) 所示,熔池凝固前沿的柱状晶最粗大,残余液体金属区域最宽,凝固热裂纹倾向最大^[13]。

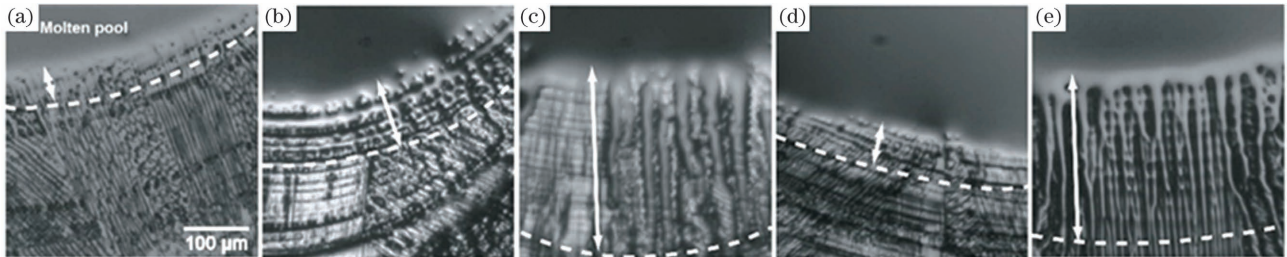


图 3 镍基合金 Inconel600 与不锈钢 S347 的激光焊接接头中 Inconel600 在焊缝金属中的熔化比例^[13]。(a) 100%; (b) 16%; (c) 36%; (d) 55%; (e) 0

Fig. 3 Fusion ratio of Inconel600 in dissimilar laser weld metal between nickel based alloy Inconel600 and stainless steel S347^[13]. (a) 100%; (b) 16%; (c) 36%; (d) 55%; (e) 0

目前,碳纤维增强树脂基复合材料(CFRP)与钢或铝合金的连接多采用粘接和机械连接的方式,但该方式存在效率低、性能差和密封性不足等问题。激光连接 CFRP 与金属是一个可行的解决方案。如图 4 所示,激光直接作用在金属一层,激光能量通过热传导将 CFRP 加热到熔融,在压力作用下,CFRP 与金属表面形成键合。激光能量决定了 CFRP 的加热温度和熔融情况。当激光热输入较大时,CFRP 的熔融量增加,CFRP 热解产生的 CO₂、

NH₃、H₂O 等气体和碳氢化合物会引起气孔,而且这些气孔内壁光滑,聚集在结合界面靠近 CFRP 一侧,显著降低了接头的强度。通过调整激光能量可以避免由 CFRP 过度熔融产生的气孔。然而,在距界面一定距离的地方,存在形状不规则、内壁粗糙的密集小气孔,即使减小激光热输入,这些小气孔仍然存在。通过热分析可知,第二类气孔位于最后冷却部位,是由 CFRP 收缩引起的,难以避免^[15]。借助高能量密度的短脉冲激光使金属表面产生微凸起的

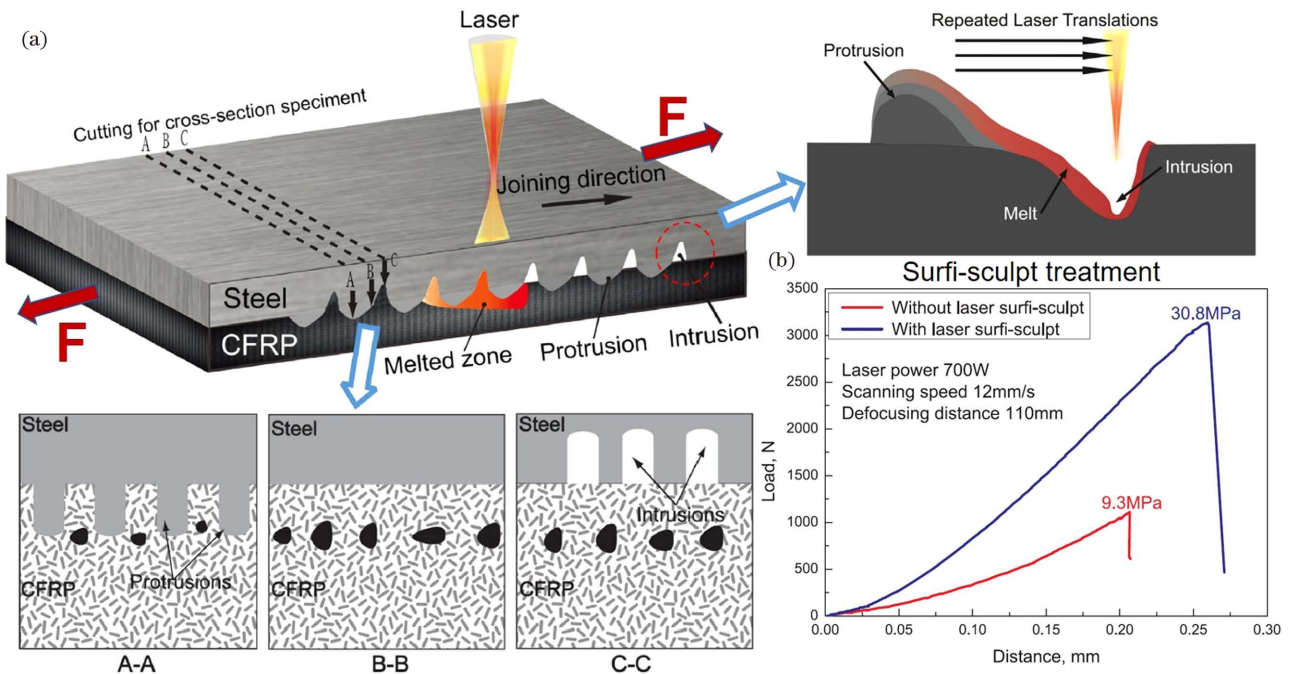


图 4 激光毛化后的低碳钢与 CFRP 的激光连接^[16-17]。(a) 示意图; (b) 拉伸曲线

Fig. 4 Laser joining of laser textured low-carbon steel and CFRP^[16-17]. (a) Schematic; (b) tensile curves

工艺被称为激光毛化。焊前采用激光毛化在金属表面预置钉状微凸起,这些微凸起在压力作用下可以嵌入到 CFRP 内。微凸起会使接触面积变大,一方面增大了摩擦力,提高了机械结合力,另一方面增强了 CFRP 的导热能力,显著抑制了收缩型气孔的产生。对于 CFRP/低碳钢接头,对低碳钢一侧进行毛化后,气孔率可由 7.13% 降低到 1.26%,结合强度可由 9.3 MPa 增大到 30.8 MPa^[16-17]。对于 CFRP/7050 铝合金接头,对铝合金一侧进行毛化后,结合强度可由 8.5 MPa 增大到 39.0 MPa^[18]。

3 激光能量对气孔的影响和调控

激光焊接气孔主要包括冶金型气孔和工艺型气孔两大类^[1]。若焊接工件表面或内部含有氢等气体来源,在金属凝固过程中,气相成分溶解量急剧下降,来不及从熔池中逸出的气体就会滞留在焊缝中形成冶金型气孔。钛合金在焊接前普遍采用酸洗(硝酸和氢氟酸的混合液)工艺去除其表面的氧化膜和油污,以减小冶金型气孔倾向。然而,酸洗会对环境造成严重污染,大型构件的酸洗本身存在诸多困难,难以确保清洗效果。在良好的氩气保护下,人们通常会在焊前先用激光扫描试样表面,然后再进行激光焊接。若焊前激光扫描的热输入太小,则试样表面无明显变化;若焊前激光扫描的热输入太大,则会引起工件表面熔化,形成光滑的镜面,不利于工件对激光焊接能量的吸收,匙孔稳定性变差,导致气孔率增加;如果激光扫描热输入合适,则既能去除工件表面的氧化层,大幅降低试样表面的杂质含量,获得良好的表面清洗效果,又能够保证基体不被熔化,显著减少激光焊接气孔。不采用激光清洗的钛合金激光焊接接头的气孔率超过了 9%,而进行激光清洗后采用同样的焊接参数进行激光焊接,气孔率降低为 2%~4%,达到了中国航天行业标准中的 I 级焊缝要求^[18]。

压铸镁合金内部含有大量气体,且主要以过饱和和固溶原子氢的方式存在,如果气体在焊接熔池中被释放且来不及逸出,就会在焊缝中形成大量气孔。这类气孔通过表面清理等措施无法消除,需要在焊前对母材进行高温加热除气处理,但效率低,不适用于复杂结构件^[19-20]。板厚 2.54 mm 的压铸镁合金 AM50 的激光焊接气孔率随热输入的变化在低功率密度和高功率密度下呈现出不同的规律,如图 5 所示。在低激光功率密度下焊接时,随着热输入的升高,气孔率持续增大;在高激光功率密度下焊接时,气孔率在一定的热输入下存在极小值。研究人员对

压铸镁合金激光焊接接头中的气孔来源进行了分析,结果表明,母材中高压分子态气体产生的气泡绝大部分可以在焊接过程中达到逸出临界尺寸而从熔池中逸出,而原子氢在凝固过程中的析出和逸出量是影响气孔产生的决定性因素。影响原子氢析出量的最重要因素是凝固时间,凝固时间越长,原子氢的析出量越大;而当凝固时间不变时,熔池停留时间越长,熔池温度就越高,原子氢的析出量就越大。因此,采用高的激光功率密度及小的热输入获得短的熔池停留时间和凝固时间,可使原子氢以固溶形式滞留在焊缝中,而不形成气孔。基于上述激光能量优化原则可以获得表面成形良好、探伤等级为 I 级的低气孔率(5%)且熔透的焊缝,接头的抗拉强度和延伸率均与母材相当。图 5 中 C 点接头的焊缝气孔率为 0.4%,接头的抗拉强度和延伸率分别为 165 MPa 和 3.8%,断裂位置在母材处^[21-23]。

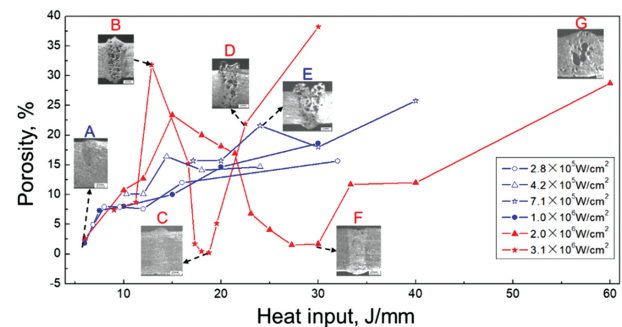


图 5 不同激光功率密度下压铸镁合金激光焊接气孔形成倾向与热输入之间的关系^[23]

Fig. 5 Relationship between porosity tendency and heat input during laser welding of die cast magnesium alloy with different laser power density values^[23]

激光焊接时匙孔的动态平衡靠蒸气反作用力(促进匙孔形成)、表面张力(阻碍匙孔形成)以及重力等共同维持^[24]。这种动态平衡一旦被打破,就容易形成由匙孔坍塌卷气导致的工艺型气孔(尤其是在未熔透的情况下),成为激光焊接的棘手问题。激光能量决定着金属的熔化和蒸发,对匙孔稳定性具有重要影响,因此,调控激光能量成为抑制工艺型气孔的主要措施。随着激光功率的增大,蒸发变得剧烈,匙孔尺寸的变化更加激烈,有利于增大气孔倾向。当激光束前倾时,匙孔坍塌形成的卷气更易于返回到新的匙孔中,有利于降低气孔倾向。通过选择合适的激光脉冲频率,可以抑制匙孔坍塌的周期行为,获得相对稳定的匙孔,有利于降低气孔倾向^[1]。除此以外,采用光束扫描、双光束焊接、激光电弧复合焊等方法对激光能量进行更大范围的调

控,也可以降低气孔倾向^[2]。采用数值模拟的方法可以深入分析激光能量对匙孔和熔池行为的影响,是研究气孔产生机理和抑制措施的有力手段^[24-25]。图 6 为不同焊接位姿对 3 mm 厚钛合金薄板激光焊接飞溅和气孔的影响,其中 F 为平焊,H 为横焊,VU 为立向上焊,VD 为立向下焊,每种焊接工艺下钛合金焊缝均被熔透。研究人员通过数值模拟分析

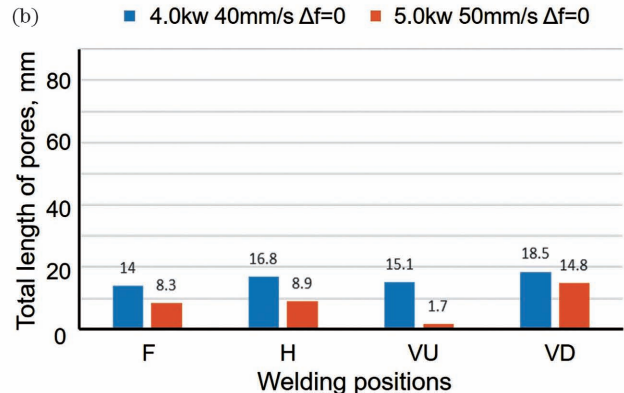
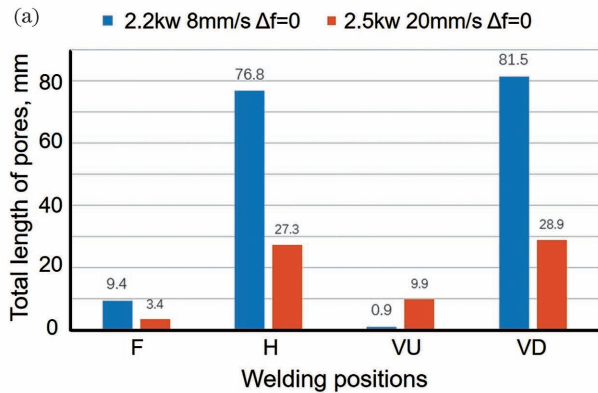


图 6 焊接位姿对气孔的影响^[27-28]。(a)低功率低速度下的气孔倾向;(b)高功率高速度下的气孔倾向

Fig. 6 Effect of welding position on porosity^[27-28]. (a) Porosity with low power and low speed; (b) porosity with high power and high speed

4 激光能量对微观组织的影响和调控

超细晶粒钢是指通过特殊的冶炼和轧制方法得到的晶粒尺寸在微米级或亚微米级的超强结构钢,通过调控微观组织,该钢的强度与相同化学成分的普通钢材相比至少高出一倍。在焊接热循环作用下,焊接接头微观组织会不可避免地发生变化,特别是热影响区(HAZ)易出现晶粒长大、非平衡组织和软化等问题,因此 HAZ 成为焊接接头的薄弱区域,导致接头的整体性能下降,限制了超细晶粒钢焊接结构的应用。400 MPa 级 SS400 钢的母材组织为铁素体、珠光体和少量贝氏体,铁素体的平均晶粒尺寸为 $9 \mu\text{m}$;800 MPa 级超低碳贝氏体钢采用超低碳、微合金化设计,通过特殊的“控轧控冷+弛豫-析出-控制相变(TMCP+RPC)”技术得到超细组织,母材组织为板条贝氏体和粒状贝氏体,贝氏体板条束宽度为 $8 \mu\text{m}$ ^[31]。

研究人员通过有限元数值模拟和 Gleeble 热模拟试验分析了焊接热输入对 SS400 钢 HAZ 冷却速度和晶粒尺寸的影响,结果发现,热输入越小,冷却速度就越快,HAZ 宽度就越小,晶粒尺寸也就越细小,然而过小的热输入会导致熔合不良缺陷。通过优化激光焊接工艺,在保证良好熔合质量的前提下,可以获得较小的 HAZ 宽度,并抑制晶粒长大和组

了重力对不同位姿下激光焊接匙孔和熔池流动行为的影响。尽管在低功率低速度条件下平焊的气孔率较低,但在横焊和立向下焊接时,匙孔塌陷卷进熔池的气体难以逸出,气孔率明显增大;采用高功率高速度在 4 种焊接位姿下都得到了较低的气孔率。对于不同的焊接位姿,为了得到最佳的焊接质量,可能需要采用不同的焊接工艺^[26-30]。

织软化。SS400 钢激光焊接接头组织主要包括低碳马氏体、贝氏体、类珠光体、珠光体及铁素体等。由奥氏体基于相界面沉淀生成的铁素体基体以及均匀弥散分布的碳化物组成的两相组织被称为类珠光体,它具有良好的韧性,可以改善接头的性能,其成分比例与母材的洁净度和焊接冷却速度有密切关系。在相当宽的激光焊接规范范围内,尽管焊缝和 HAZ 的晶粒尺寸相比母材有一定长大,但接头的强度和冲击韧性仍高于母材。研究人员对普通钢和 SS400 钢的成分、组织和断口形貌进行分析后发现:普通钢晶界上杂质较多且含有大量先共析铁素体,断口表现为沿晶断裂;SS400 钢晶界上的杂质少,先共析铁素体也少,断口表现为穿晶断裂^[32-36]。

对于 800 MPa 级超低碳贝氏体钢,焊接热影响区粗晶区(CGHAZ)微观组织是影响焊接接头力学性能的重要因素^[37-38]。图 7 为超低碳贝氏体钢 CGHAZ 的组织 and 性能。CGHAZ 由单一粒状贝氏体组成,粒状贝氏体包括贝氏体板条以及板条间的马氏体-奥氏体(M-A)组元。M-A 组元由孪晶马氏体和残余奥氏体组成。通常用焊接热循环中温度从 $800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 降到 $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的时间 $t_{8/5}$ 表示激光焊接热输入,热输入越小, $t_{8/5}$ 值越小。由图 7 可知:CGHAZ 的抗拉强度高于母材,并随 $t_{8/5}$ 的增加而降低;CGHAZ 冲击吸收功随 $t_{8/5}$ 增加而先增大后减小,最高值为 98 J/cm^2 ,

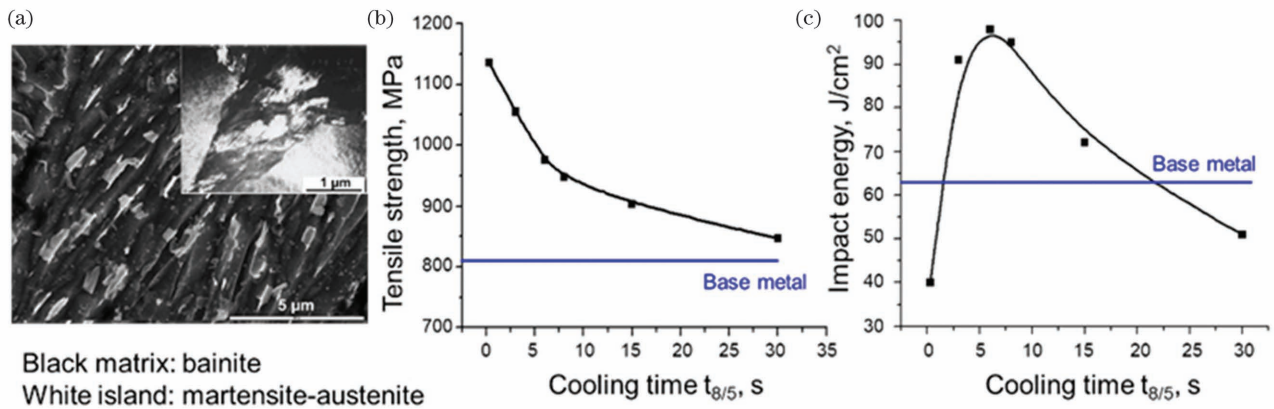


图 7 超细晶粒超低碳贝氏体钢的激光焊接接头^[39]。(a)CGHAZ 的组织;(b)室温抗拉强度;(c)-40 °C 下的冲击韧性
Fig. 7 Laser welded joint of ultra low carbon bainitic steel^[39]. (a) Microstructure of CGHAZ; (b) tensile strength at room-temperature; (c) impact toughness at -40 °C

约为母材的 1.5 倍; $t_{8/5}$ 在 3~15 s 范围内时, CGHAZ 在 -40 °C 下的冲击吸收功高于母材; 当 $t_{8/5}$ 继续增大或减小时, CGHAZ 的冲击功低于母材。通过组织分析可以发现, M-A 组元的形态特征是影响 800 MPa 级超低碳贝氏体钢 CGHAZ 韧性的关键, 可通过定量分析 M-A 组元形态特征来评价和预测激光焊接接头的冲击韧性^[37-40]。

通过微观组织调控, 马氏体时效超高强度钢能够同时达到良好的强度和韧性。1700 MPa 级超高强度低合金钢的母材组织为冷淬低碳马氏体; 采用电弧焊接后, 其焊缝金属组织变为铁素体、珠光体和残余奥氏体, 焊缝强度降低到母材的 60% 以下, 焊接接头无法满足强度要求。激光焊接接头的焊缝金属为马氏体组织, HAZ 软化区较窄, 焊接接头抗拉强度可以达到母材的 94% 以上。焊接接头 HAZ 存在两种软化机制: 在临界 HAZ 出现铁素体, 随着铁素体含量增加, 显微硬度急剧下降; 亚临界 HAZ 组织为回火马氏体, 随着回火温度升高, 硬度下降明显。焊接接头的组织和硬度分布不均匀, 因此弯曲试验中的塑性变形主要集中在软化区, 只能获得约 40° 的最大弯角^[41]。可以采用激光表面热处理对激光焊接接头的弯曲性能进行改善, 研究发现: 随着激光功率和扫描次数的增加以及扫描速度的降低, 接头背面的温度逐渐升高, 当温度达到 700 °C 时, 激光表面处理后接头的弯角可由 40° 提高到 90° 以上, 但接头的抗拉强度由母材强度的 94% 降低为 76%; 原始焊缝区由细小的板条状马氏体构成, HAZ 由板条状马氏体、铁素体和回火马氏体构成, 激光表面热处理后的焊缝区和 HAZ 均由回火马氏体组成; 未处理前焊缝金属的硬度为 48 HRC, HAZ 内软化区的硬度为 41 HRC, 激光表面热处理后, 焊缝金属和

HAZ 的硬度均下降到 34 HRC 左右。影响激光热处理组织和硬度变化的主要因素是峰值温度, 而不是加热时间。随着峰值温度升高, 焊缝硬度逐渐降低, 当温度超过 600 °C 时, 焊缝硬度小于 35 HRC。焊缝硬度与接头的弯曲性能密切相关, 当硬度小于 35 HRC 时, 可获得 90° 以上的弯角^[42]。

FV520B 是一种马氏体析出硬化不锈钢, 其抗拉强度和室温冲击韧性分别可达到 1114 MPa 和 101 J/cm², 可采用同质焊丝对其进行激光堆焊表面修复。对焊丝进行电流加热, 可以减少熔化焊丝所需的激光能量, 在较小的热输入下获得高的熔覆效率和稳定的堆焊质量^[43-44]。如图 8 所示, 堆焊层由重熔区、回火区和焊态区三部分组成, 其组织分别为细小的淬火马氏体、粗大的淬火马氏体和细小的回火马氏体。粗大的淬火马氏体会导致堆焊层的力学性能恶化, 焊态堆焊层的抗拉强度和冲击韧性分别降为 996 MPa 和 90 J/cm²。在每一层堆焊完成后, 对堆焊层进行激光扫描回火热处理, 通过调整激光能量输入, 可使整个堆焊层的组织转变为均匀细小的回火马氏体, 如图 8(f) 所示, 回火处理后的抗拉强度和冲击韧性分别恢复至 959 MPa 和 117 J/cm², 显著提升了冲击韧性^[45]。图 8(g) 为焊态组织的冲击断口形貌, 可观察到裂纹以及较浅的韧窝; 图 8(h) 为激光处理后回火态组织的冲击断口形貌, 韧窝变深且尺寸均匀, 没有观察到裂纹。

将奥氏体和铁素体体积比控制为 1:1 得到的双相不锈钢同时具有良好的力学性能和耐蚀性, 而且镍含量大大减少, 降低了材料成本, 是一种非常有前途的耐蚀结构材料。激光焊接过程中的冷却速度快, 高温铁素体来不及向奥氏体转变, 激光焊接接头焊缝金属和 HAZ 中的双相比比例失衡, 严重影响了

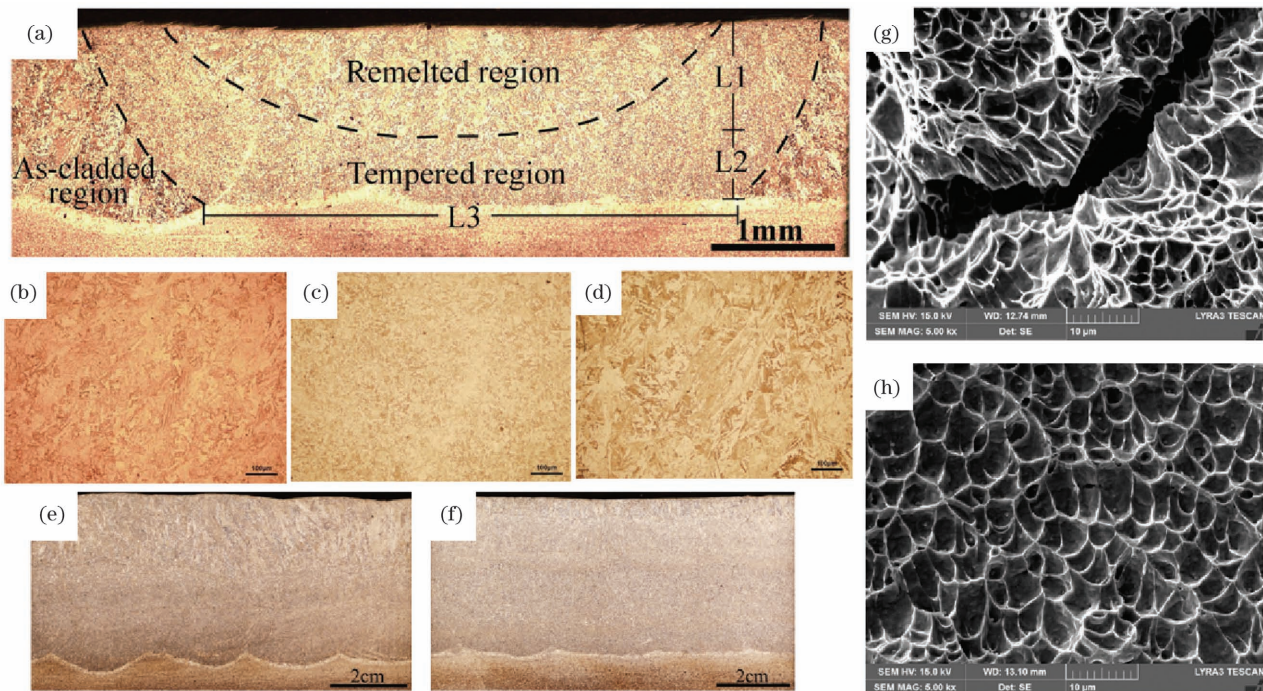


图 8 FV520B 不锈钢激光堆焊表面修复^[45]。(a)~(d)堆焊层、重熔区、回火区和淬火区的微观组织形貌；(e)(f)激光热处理前后熔覆层的宏观形貌；(g)(h)激光热处理前后的冲击断口形貌表征

Fig. 8 Repair of FV520B stainless steel by laser cladding^[45]. (a)–(d) Microstructures of cladding layer, remelted region, tempered region, and quenched region; (e)(f) macrographs of cladding layer before and after laser heat treatment; (g)(h) fracture morphologies before and after laser heat treatment

激光焊接接头的耐蚀性。常用的三种双相不锈钢 2304、2205 和 2507 的组织分别如图 9(a)~(c) 所示,其中母材、激光焊接热影响区和激光热处理区分别由数字 1、2 和 3 表示,激光焊接热影响区的组织通过热模拟试验获得。母材中的奥氏体比例均超过 40%(体积分数);激光焊接热影响区的冷速快,三种双相不锈钢的奥氏体比例和临界点蚀温度均大幅下降。通过图 9(d)所示的激光表面热处理后,三种双相不锈钢的奥氏体比例和临界点蚀温度均大幅提升,但没有达到母材水平^[46-47]。激光热处理的效果与其能量输入有关,能量输入可通过激光功率、扫描速度和光斑直径进行调控。激光表面热处理不仅增加了激光焊接接头中的奥氏体含量,恢复了材料的耐蚀性,而且避免了传统热处理耗能费时以及可能导致的应力和变形等问题。

5 结束语

激光焊接的本质是激光能量与材料的相互作用,作为一种具有高能量密度且能在空间和时间上进行精确调控的能量源,激光适应了不同材料的连接需求。

激光焊接不仅可以减小热输入,获得较大的深

宽比,提高焊接效率和精度,而且能够精确控制母材的温度,获得期望的焊接接头熔化形状和温度分布。不锈钢车体激光半熔透焊接避免了外板烧损痕迹,同时保障了接头强度;采用双光束进行焊接,消除了薄壁不锈钢激光焊接过程中的驼峰缺陷,使焊接速度大幅提升;通过调节激光的入射位置和热输入,控制了异种材料焊接的熔合比例或加热温度,消除了不良组织和成形缺陷。

激光焊接接头中的冶金型气孔主要受气体来源的影响,焊前进行激光表面清洗不仅清除了工件表面的杂质,还抑制了激光焊接气孔的产生,同时提升了焊接效率和焊接柔性,减小了对环境的污染。对于压铸镁合金等含气量高的材料,采用高的能量密度和合适的热输入进行激光焊接可以抑制固溶气体的逸出,降低气孔率。激光焊接接头中的工艺型气孔主要受匙孔稳定性的影响,合适的激光能量有利于提升匙孔的稳定性,降低气孔倾向。受重力影响,不同焊接位姿下的气孔倾向有较大差别,需要根据具体的位姿选择合适的激光能量。

焊接接头经历了加热、冷却以及熔化和凝固,导致结构和组织发生变化,进而导致性能恶化。激光焊接的热输入小、冷却速度快,对接头的整体影响较

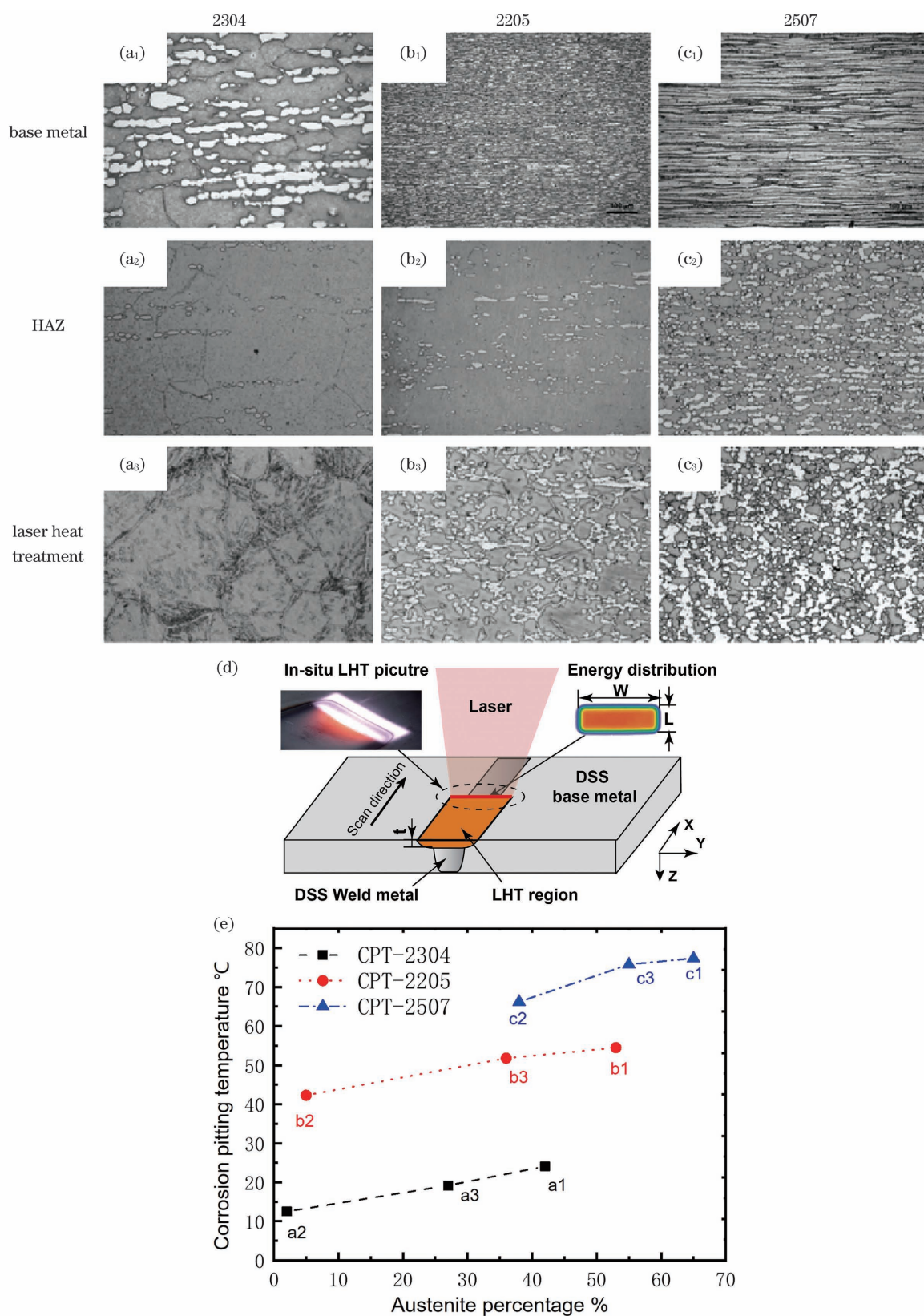


图 9 激光表面处理双相不锈钢^[47]。(a)~(c)双相不锈钢 2304、2205 和 2507 的微观组织；(d)激光表面热处理示意图；(e)奥氏体比例和点蚀温度的关系

Fig. 9 Laser surface heat treatment of duplex stainless steel^[47]. (a)–(c) Microstructures of duplex stainless steels 2304, 2205, and 2507; (d) schematic of laser surface heat treatment; (e) relationship between austenite ratio and corrosion pitting temperature

小,焊缝和热影响区的晶粒细小,有效抑制了焊接热循环对性能的不良影响,而焊后激光表面热处理为利用激光能量调控焊接微观组织提供了更多可能。

随着新技术和新产业的发展,未来激光焊接技术将在以下几个方面迎来快速发展:

1)微纳结构和器件带动了微纳连接的蓬勃发展,激光脉冲可短至飞秒甚至阿秒,在高能量脉冲下可实现双光子或多光子非线性吸收,因此超快激光用于微纳连接是激光焊接未来发展的重要方向。

2)双光束激光焊接、激光电弧复合焊接、激光热丝焊接等复合热源方式增加了新的能量源,激光摆动焊接提供了与焊接方向交错的快速移动,因此复合热源和优化扫描策略为激光焊接的能量调控带来了更多可能,是激光焊接技术未来发展的重要方向。

3)新材料在信息、能源和生物等领域的快速发展和应用对其连接技术提出了挑战,除了力学性能,还需要关注电、磁、声、光、热和生物等性能。激光波长可从紫外调制到红外,可根据材料选择合适的波长和能量输入。定制化的激光源为解决新材料连接的结构和功能一体化难题提供了可能。

4)激光能量除了可作为焊接热源外,还可作为增材制造、切割、表面热处理、表面清洗、表面强化、打标等加工方法的能量源。将这些激光加工方法与激光焊接前处理或后处理结合在一起,将会进一步提高激光焊接的质量和效率,拓展激光焊接的应用。

5)大数据、数字孪生和机器学习等人工智能技术将会更多地被应用于激光焊接工艺的生成、激光焊接质量的在线检测和控制以及激光焊接质量的预测和分析等激光焊接的各个环节,大幅提升激光焊接质量和效率。

致谢 本文综述了清华大学机械工程系陈武柱、单际国、都东、吴爱萍、赵海燕、张旭东、常保华等教师以及他们的研究生已发表的与新材料激光焊接相关的研究工作,在此一并表示感谢。

参 考 文 献

- [1] Chen W Z. Quality control of laser welding and cutting[M]. Beijing: China Machine Press, 2010.
陈武柱. 激光焊接工艺激光切割质量控制[M]. 北京: 机械工业出版社, 2010.
- [2] Katayama S. Handbook of laser welding technologies [M]. Oxford: Woodhead Publishing Limited, 2013.
- [3] Oikawa M. Study of laser welding quality control in manufacturing process of stainless steel car body shell of railroad vehicle[J]. Journal of the Japan Welding Society, 2011, 80(3): 240-243.
- [4] Wen P, Wu R F, Wang X Y, et al. Laser welding parameters and tensile properties of partial penetration lap joint for stainless train body [J]. China Mechanical Engineering, 2017, 28(11): 1355-1361.
温鹏, 郭瑞峰, 王秀义, 等. 不锈钢车体搭接接头激光非熔透焊接工艺及其拉剪性能[J]. 中国机械工程, 2017, 28(11): 1355-1361.
- [5] Liu Y J, Liu W, Xia H T, et al. Fracture behavior and performance of overlap and butt laser welding joints of austenitic stainless steel car body sheets[J]. Journal of the China Railway Society, 2014, 36(1): 28-33.
刘亚姣, 刘伟, 夏海涛, 等. 不锈钢车体板材搭接与对接激光焊接接头的拉伸断裂行为研究[J]. 铁道学报, 2014, 36(1): 28-33.
- [6] Pei Y L, Shan J G, Ren J L. Effect of welding speed on melt flow behavior in high speed laser welding process[J]. Chinese Journal of Lasers, 2013, 40(5): 0503001.
裴莹蕾, 单际国, 任家烈. 焊接速度对高速激光焊熔池流动行为的影响[J]. 中国激光, 2013, 40(5): 0503001.
- [7] Pei Y L, Wu A P, Shan J G, et al. Investigation of humping formation based on melt flow analysis in high-speed laser welding process [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(6): 725-730.
裴莹蕾, 吴爱萍, 单际国, 等. 基于熔池流动分析的高速激光焊驼峰焊道形成过程研究[J]. 金属学报, 2013, 49(6): 725-730.
- [8] Pei Y L, Shan J G, Ren J L. Study of humping tendency and affecting factors in high speed laser welding of stainless steel sheet[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(12): 1431-1436.
裴莹蕾, 单际国, 任家烈. 不锈钢薄板高速激光焊驼峰焊道形成倾向及其影响因素[J]. 金属学报, 2012, 48(12): 1431-1436.
- [9] Wen P, Shinozaki K, Yamamoto M, et al. *In-situ* observation of solidification cracking of laser dissimilar welded joints[J]. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 2009, 27(2): 134s-138s.
- [10] Wen P, Shinozaki K, Yamamoto M. High speed and high magnification *in situ* observation of residual liquid metal during laser welding process [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47(3): 305-310.
温鹏, 荻崎贤二, 山本元道. 激光焊接过程中残留液体金属的高速高倍在线观察[J]. 金属学报, 2011, 47(3): 305-310.
- [11] Wen P, Shinozaki K, Yamamoto M. Evaluation of

- solidification cracking susceptibility during laser welding by *in situ* observation method[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(6): 0603005.
- 温鹏, 获崎贤二, 山本元道. 基于在线观察的激光焊接凝固热裂纹敏感性研究[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0603005.
- [12] Wen P, Shinozaki K, Yamamoto M. *In-situ* observation of residual liquid metal during laser welding of austenite stainless steels[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(3): 53-56, 115.
- 温鹏, 获崎贤二, 山本元道. 奥氏体不锈钢激光焊接过程中残留液体金属的在线观察[J]. 焊接学报, 2012, 33(3): 53-56, 115.
- [13] Wen P, Yamamoto M, Senda Y, et al. Study on solidification cracking of laser dissimilar welded joints by using *in situ* observation and numerical simulation [J]. Welding in the World, 2010, 54(9/10): R257-R266.
- [14] Wen P, Shinozaki K, Yamamoto M. Experimental research and numerical simulation of solidification crack during laser welding of ring structure[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47(10): 1241-1245.
- 温鹏, 获崎贤二, 山本元道. 环形结构激光焊接凝固热裂纹的实验研究和数值模拟[J]. 金属学报, 2011, 47(10): 1241-1245.
- [15] Tan X H, Zhang J, Shan J G, et al. Characteristics and formation mechanism of porosities in CFRP during laser joining of CFRP and steel [J]. Composites Part B: Engineering, 2015, 70: 35-43.
- [16] Tan X H, Shan J G, Tang L, et al. Study on laser surf-sculpt of GMW2 autobody sheet steel for carbon fiber reinforced polymer/steel dissimilar joint [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(3): 0303002.
- 谭向虎, 单际国, 唐磊, 等. 面向碳纤维增强树脂基复合材料/钢异质结构连接的汽车钢板高速激光毛化工艺研究[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0303002.
- [17] Zhang Z, Tan X H, Zhang J, et al. Suppression of shrinkage porosity in laser-joining of CFRP and steel using a laser surface modification process "surf-sculpt" [J]. International Journal of Adhesion and Adhesives, 2018, 85: 184-192.
- [18] Zhang Z, Shan J G, Tan X H, et al. Improvement of the laser joining of CFRP and aluminum via laser pre-treatment[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 90(9/10/11/12): 3465-3472.
- [19] Shan J G, Zhang J. Research status and prospect on porosity during laser welding of magnesium alloy[J]. Welding & Joining, 2009(7): 34-41, 74.
- 单际国, 张婧. 镁合金激光焊气孔问题研究现状与展望[J]. 焊接, 2009(7): 34-41, 74.
- [20] Shan J G, Zhang J, Zheng S Q, et al. Experimental study on the reason of pore formation in laser welding of die-cast magnesium alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(8): 1006-1012.
- 单际国, 张婧, 郑世卿, 等. 压铸镁合金激光焊气孔形成原因的实验研究[J]. 金属学报, 2009, 45(8): 1006-1012.
- [21] Shan J G, Zhang J, Zheng S Q, et al. Experimental study on pores in laser welding of magnesium alloys [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(S3): 234-239.
- 单际国, 张婧, 郑世卿, 等. 镁合金激光焊接气孔问题的实验研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(S3): 234-239.
- [22] Zhang J, Shan J G, Wen P, et al. Effects of welding parameters on weld porosity during CO₂ laser welding of die-cast magnesium alloys[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(5): 17-20, 24, 113-114.
- 张婧, 单际国, 温鹏, 等. 焊接工艺对压铸镁合金 CO₂ 激光焊缝气孔率的影响[J]. 焊接学报, 2011, 32(5): 17-20, 24, 113-114.
- [23] Zhang J, Shan J G, Ren J L, et al. Reducing the porosity in die-cast magnesium alloys during laser welding [J]. Welding Journal, 2013, 92(4): 101-109.
- [24] Zhao H Y, Niu W C, Zhang B, et al. Modelling of keyhole dynamics and porosity formation considering the adaptive keyhole shape and three-phase coupling during deep-penetration laser welding [J]. Journal of Physics D, 2011, 44(48): 485302.
- [25] Chang B H, Allen C, Blackburn J, et al. Fluid flow characteristics and porosity behavior in full penetration laser welding of a titanium alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2015, 46(2): 906-918.
- [26] Wen P, Yelkenci D, Chen J H, et al. Numerical analysis of the effect of welding positions on formation quality during laser welding of TC4 titanium alloy parts in aerospace industry[J]. Journal of Laser Applications, 2019, 31(2): 022401.
- [27] Chang B H, Yuan Z, Pu H T, et al. Study of gravity effects on titanium laser welding in the vertical position[J]. Materials, 2017, 10(9): 1031.
- [28] Chang B H, Yuan Z, Cheng H, et al. A study on the influences of welding position on the keyhole and molten pool behavior in laser welding of a titanium alloy[J]. Metals, 2019, 9(10): 1082.
- [29] Chang B H, Yuan Z, Pu H T, et al. A comparative study on the laser welding of Ti6Al4V alloy sheets in

- flat and horizontal positions [J]. Applied Sciences, 2017, 7(4): 376.
- [30] Chang B H, Xiao H, Zeng J L, et al. Fluid flow characteristics and weld formation quality in gas tungsten arc welding of a thick-sheet aluminum alloy structure by varying welding position [J]. Applied Sciences, 2018, 8(8): 1215.
- [31] Peng Y, Wang C, Chen W Z, et al. Laser welding of two super fine grain steels [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2001, 22(1): 3, 31-35. 彭云, 王成, 陈武柱, 等. 两种规格超细晶粒钢的激光焊接 [J]. 焊接学报, 2001, 22(1): 3, 31-35.
- [32] Wang C, Chen W Z, Peng Y, et al. Effect of laser welding parameters on the figuration and microstructure properties of micron-grained steel welding joint [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2001, 38(9): 33-34. 王成, 陈武柱, 彭云, 等. 激光焊接参数对微米晶粒钢焊接接头成形组织性能的影响 [J]. 激光与光电子学进展, 2001, 38(9): 33-34.
- [33] Peng Y, Tian Z L, Chen W Z, et al. Laser welding of ultra-fine grained steel SS400 [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2003, 10(3): 32-36.
- [34] Zhang X D, Chen W Z, Wang C, et al. Microstructures and toughness of weld metal of ultrafine grained ferritic steel by laser welding [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2004, 20(6): 755-759.
- [35] Peng Y, Tian Z L, Wang C, et al. Study of welding ultra-fine grained ferrite steel by CO₂ laser [J]. Steel Research, 2002, 73(11): 508-512.
- [36] Wang C, Zhang X D, Chen W Z, et al. Modeling and experimental study on HAZ grain growth in laser welding of ultra-fine grained steel [J]. Applied Laser, 2002, 22(2): 181-184. 王成, 张旭东, 陈武柱, 等. 超细晶粒钢激光焊接 HAZ 晶粒长大的数学模型及实验研究 [J]. 应用激光, 2002, 22(2): 181-184.
- [37] Zhao L, Chen W Z, Zhang X D. Microstructure and mechanical properties of laser welded heat-affected zone in new ultra-low carbon bainitic steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2006, 33(3): 408-412. 赵琳, 陈武柱, 张旭东. 新一代超低碳贝氏体钢激光焊接热影响区的组织和性能 [J]. 中国激光, 2006, 33(3): 408-412.
- [38] Zhao L, Zhang X D, Chen W Z. Toughness of heat-affected zone of 800 MPa grade low alloy steel [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(4): 392-396. 赵琳, 张旭东, 陈武柱. 800 MPa 级低合金钢焊接热影响区韧性的研究 [J]. 金属学报, 2005, 41(4): 392-396.
- [39] Zhao L, Zhang X D, Chen W Z, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded CGHAZ of RPC steel [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2005, 26(6): 5-8, 12. 赵琳, 张旭东, 陈武柱, 等. RPC 钢激光焊接 CGHAZ 的组织与性能 [J]. 焊接学报, 2005, 26(6): 5-8, 12.
- [40] Lin Z, Chen W Z, Zhang X D, et al. Structure character of M-A constituent in CGHAZ of new ultra-low carbon bainitic steel under laser welding conditions [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2006, 22(3): 382-386.
- [41] Luo C, Cao Y, Zhao Y, et al. Fiber laser welding of 1700-MPa, ultrahigh-strength steel [J]. Welding Journal, 2018, 97(7): 214-228.
- [42] Luo C, Zhao Y, Cao Y, et al. Effect of laser heat treatment on bending property of laser welded joints of low-alloy ultra-high strength steel [J]. Journal of Laser Applications, 2019, 31(3): 032011.
- [43] Wen P, Shan J G, Zheng S Q, et al. Control of wire transfer behaviors in hot wire laser welding [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 83(9/10/11/12): 2091-2100.
- [44] Wen P, Feng Z H, Zheng S Q. Formation quality optimization of laser hot wire cladding for repairing martensite precipitation hardening stainless steel [J]. Optics & Laser Technology, 2015, 65: 180-188.
- [45] Wen P, Cai Z P, Feng Z H, et al. Microstructure and mechanical properties of hot wire laser clad layers for repairing precipitation hardening martensitic stainless steel [J]. Optics & Laser Technology, 2015, 75: 207-213.
- [46] Peng W, Yang S. Numerical simulation and process optimization of laser surface treatment on duplex stainless steel [J]. Journal of Laser Applications, 2018, 30(3): 032504.
- [47] Zhang D, Wen P, Yin B Z, et al. Temperature evolution, phase ratio and corrosion resistance of duplex stainless steels treated by laser surface heat treatment [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 62: 99-107.

Understanding and Controlling the Influence of Laser Energy on Penetration, Porosity, and Microstructure during Laser Welding

Zhang Di^{1,2}, Zhao Lin^{1,3}, Liu Aobo¹, Wen Peng^{1*}

¹Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

²Central Research Institute of Building and Construction Co., Ltd, MCC, Beijing 100088, China;

³Welding Group, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China

Abstract

Significance The sustained demand for the joining techniques with high quality, high efficiency, high flexibility, and environmental protection, as well as the emerging demand for joining various novel materials, jointly promote the research and applications of laser-welding techniques. Benefited from the rapid development of laser components and supporting equipment, as well as the understanding of the interaction mechanism between the laser and materials, laser welding has achieved the transformation from laboratory development to large-scale industrial applications in the past 30 years. The laser energy can be precisely controlled in time and space. High energy density and low heat input enable laser welding to control the weld shape accurately and restrain the adverse effect of the welding thermal cycle on the base metal. On the one hand, high energy density causes metal evaporation, thereby forming keyhole, which is a common defect in laser welding. On the other hand, low heat input leads to a fast cooling rate, affecting the microstructure of the weld and heat-affected zone. The control of penetration, porosity, and microstructure is closely related to the laser energy. By analyzing four typical cases, welding of steel, magnesium alloy, titanium alloy, and dissimilar material, this study introduces the influence of laser energy on the welding penetration, porosity, and microstructure and its control methods. Moreover, it reflects the characteristics and advantages of laser welding and provides a useful reference for solving the welding problems of new materials and structures using laser-welding techniques.

Progress Laser welding can reduce the heat input, obtain a high aspect ratio, and improve the welding efficiency and accuracy. It can also accurately control the temperature change of the base metal and obtain the desired melting shape and temperature distribution. The semi penetration laser welding of stainless-steel car body can avoid the burning traces of the outer plate and ensure joint strength (Fig. 1). Using double beams, the hump of thin-walled stainless-steel welded by laser can be avoided, and the welding speed can be greatly improved (Fig. 2). By adjusting the laser incidence position and heat input, the fusion ratio or heating temperature of dissimilar materials can be controlled, and the bad microstructure, holes, and cracks can be avoided (Fig. 3).

The metallurgical pores of laser welding are mainly affected by the gas source. The impurity on the surface of a workpiece is removed using the method of laser surface cleaning before welding. This suppresses the pores of laser welding, improves welding efficiency and flexibility, and reduces environmental pollution. For materials with high gas content in the base metal, such as die-casting magnesium alloy, with high energy density and appropriate heat input, the precipitation of solid solution gas can be avoided, reducing the porosity (Fig. 5). The porosity process of laser welding is affected by the stability of the keyhole. Appropriate laser energy is essential to improve the stability of the keyhole and reduce the tendency of porosity. Due to the influence of gravity, the influence of the laser energy on the pore tendency under different welding positions differs; thus, it is necessary to select appropriate laser energy according to specific welding positions (Fig. 6).

Laser welded joints undergo heating, cooling, melting, and solidification processes, which lead to changes in structures, deteriorating performance. Laser welding is the ideal-welding method for ultrafine grain steel due to the low heat input, which has little influence on the entire welded joint. The rapid cooling rate of laser-welding results in a great difference between the microstructure of the welded joint and base metal. The laser surface heat treatment after welding can control the microstructure of the weld and heat-affected zone properly, providing more possibility for controlling the microstructure of the joints by adjusting the laser energy (Fig. 9).

Conclusions and Prospect The essence of laser welding is the interaction between laser energy and material. Penetration, porosity, and microstructure are key factors affecting the properties of laser welded joints. In this study, typical examples of laser welding of steel, magnesium alloy, titanium alloy, and dissimilar materials are

selected. The influence of laser energy on the welding penetration, porosity, and microstructure and their control methods are summarized. For future development, the laser energy modulated by wavelength, pulse, and compound heat source, and other laser-processing methods combined with the pretreatment or posttreatment of welding provide more possibilities for controlling the melting shape, porosity, and microstructure of laser welded joints, improving the quality and efficiency of laser welding and expanding the applications of laser welding. From the application perspective, laser-welding techniques may have great development and breakthrough in microjoining, nanojoining, and joining materials with special properties or functions. Moreover, due to the rapid development of artificial intelligence, more techniques, such as big data and machine learning, will be used in laser welding in the future.

Key words laser technique; laser welding; penetration; porosity; microstructure; energy density; heat input

OCIS codes 140.3390; 160.3900