

文章编号: 1001-3806(2012)02-0145-06

低合金相变诱发塑性 (TRIP) 钢激光焊接的研究进展

唐代明, 苟淑云, 王军

(攀枝花学院 材料工程学院 攀枝花 617000)

摘要: 系统地总结了低合金相变诱发塑性 (TRIP) 钢激光焊接的最新研究成果。重点介绍了在激光条件下 TRIP 钢焊缝中气孔的形成、熔化区的凝固过程、熔化区和热影响区的组织和性能。还介绍了 TRIP 钢与异种钢板的激光拼焊, TRIP 钢的激光切割、激光钎焊和激光点焊。指出了今后 TRIP 钢激光焊接的研究方向。

关键词: 激光技术; 激光焊接; 低合金相变诱发塑性钢; 焊接性; 接头性能; 激光切割; 研究现状

中图分类号: TN456.7 **文献标识码:** A **doi:** 10.3969/j.issn.1001-3806.2012.02.001

Research progress of laser welding of TRIP-assisted steel

TANG Dai-ming, GOU Shu-yun, WANG Jun

(School of Material Engineering, Panzhihua University, Panzhihua 617000, China)

Abstract: Recent achievements in laser welding of transformation induced plasticity (TRIP)-assisted steel were systematically summarized. In the laser welding process of TRIP-assisted steel, the formation of porosities in the weld bead, solidifying procedure of fusion zone (FZ), microstructure and properties of FZ and heat affected zone (HAZ) were emphatically described. Laser welding tailored blanks of TRIP-assisted steel with dissimilar materials, and laser cutting, laser brazing, laser spot welding of TRIP-assisted steel were also introduced. Future directions in research of laser welding of TRIP-assisted steels were pointed out.

Key words: laser technique; laser welding; transformation induced plasticity-assisted steel; weldability; joint property; laser cutting; research status

引言

汽车工业从节能、环保、安全等方面考虑,加大了对高强度钢板的需求。汽车车身制作过程中复杂的成型加工工艺要求钢板有良好的成型性。低合金相变诱发塑性 (transformation induced plasticity, TRIP) 钢同时具有高强度和优良的成型性,特别适合用做车身结构。这种钢的显微组织通常由铁素体、贝氏体型铁素体和残余奥氏体组成;因残余奥氏体显示出一定的 TRIP 效应,使其具有高强度和高延性的组合^[1]。

为了获得上述组织,这种钢通常含有较多的合金元素,且绝大多数为 C-Mn-Si 系和 C-Mn-Al 系^[1]。车身制作过程中的另一个重要加工工艺是焊接。这种钢中较多的合金元素导致其焊接性较差,限制了其应用。

激光焊接与传统的焊接方法相比具有一系列独特的优点^[2-4]。最近 20 多年来,在汽车工业中的应用正逐

步加大。为了扩大 TRIP 钢的应用,本文中对近几年 TRIP 钢激光焊接和切割方面的研究作了全面的评述。

1 焊缝的成形和气孔的形成

国内外学者对低合金 TRIP 钢激光焊接进行了大量的研究^[5-18]。在这些研究中,试验钢的具体成分各不相同,强度级别为 600MPa ~ 1000MPa,大多数为用作汽车车身的 1.1mm 或 1.2mm 厚的冷轧板。多数使用 CO₂ 激光器^[5-10]和 YAG 激光器^[11-15],而使用二极管激光器的似乎只有 XIA 等人^[16-18]。激光的功率在 4kW ~ 6kW 之间,个别为 3.5kW^[11-12]和 3.8kW^[14],只有 XIONG 等人^[8]使用的是异常低的 1kW 的 CO₂ 激光,且板厚为 2mm。试验的焊接速率在 1m/min ~ 12m/min 之间。当使用 CO₂ 激光时,采用的保护气体有氩气、氦气,或体积分数为 0.50 氩气 + 体积分数为 0.50 氦气的混合气体,气体流速为 20L/min^[5-6,9]。若使用 YAG 激光,通常无惰性气体保护^[12-14],但也有用氮气保护的^[15]。对二极管激光,则用流速为 30L/min 的氩气保护^[16-18]。采用不同的焊接工艺参量试验,主要是为了寻求获得全熔透焊缝,同时尽可能减少气孔和避免产生飞溅的条件。对一定的板厚,采用较大功

作者简介: 唐代明 (1962-) 男,副教授,主要从事低合金 TRIP 钢、TWIP 钢、非调质钢和焊接材料用钢开支及焊接冶金等方面的研究。

E-mail: tdmtdm@sina.com

收稿日期: 2011-07-26; 收到修改稿日期: 2011-09-01

率的激光,形成全熔透焊缝的最大焊接速率上升^[5-6,12-13]。在相同功率时,用氩气的最大焊接速率比用氦气的高^[5]。这是因为氩的离解电压低,容易离解,促进激光等离子体形成,使激光不稳定,降低其能量,最终降低焊透深度。而氦的离解电压高,离解困难,增大焊透深度^[5]。

焊缝中存在的气孔将降低焊接接头的塑性和成型性^[5]以及疲劳极限^[19]。激光焊焊缝中气孔的形成与钢板的镀锌层有很大的关系^[2-4],除此之外,还受焊接工艺参量和钢中合金元素蒸发的影响。

HAN 等人^[5]和 WANG 等人^[6]用 CO₂ 激光在给定厚度钢板上进行的平板焊道试验表明:在低的焊接速率下,焊道中的气孔分数较高,随着焊接速率的提高,气孔分数迅速下降,直至为 0。这种影响与高能量密度的激光深熔焊形成的匙孔以及熔池的流动有关。在较低的焊接速率下,熔融金属沿凝固壁长距离迁移,这时,匙孔随着熔融金属的流动而迁移,气孔就形成于匙孔的底部。因此,气孔容易在凝固过程中被截留,导致气孔分数上升。在较高的焊接速率下,熔融金属直接向上迁移,蒸发物被直接向上排出。蒸气压防止外部气体进入,使气孔形成困难,最终导致气孔分数减少^[20]。随着功率的下降,气孔分数也会降低到极低的水平^[5]。在同样的焊接速率和功率条件下,用氦气作保护气体时的气孔分数低于氩气的^[5-6]。气孔主要分布在焊道的上部^[5-6],大的直径为 250 μm^[5]。用体积分数为 0.5 的氦气+体积分数为 0.5 的氩气的混合气体作保护气体,形成的气孔分布与用氩气的基本相同^[5-6]。这样在确保形成优质焊缝的条件下可以降低成本。焊接速率过高时,将出现飞溅^[6]。

WANG 等人^[6]用电子探针对气孔内壁的微区成分分析证实,其锰的质量分数为 0.032,高于母材的质量分数 0.022。并认为锰的熔点较低,在熔池中最先蒸发形成气泡,在冷却过程中转变为固态,造成微区成分偏析^[6]。但是,对 TRIP 钢中的主要合金元素锰、硅和铝等对气孔形成的影响还缺乏详细的研究报道。而且,对这种影响不应该简单地与各元素的熔点相联系,而应该是与它们在激光焊接条件下的蒸气压有关。

WANG 等人^[12-13]用 Nd:YAG 激光器在惰性气体保护的条件下焊接,研究了焊缝成形、气孔率、飞溅与焊接速率的关系,其规律与用 CO₂ 激光器焊接^[5-6]的一致。

2 熔化区的凝固过程

XIA 等人^[17]用 4kW 的二极管激光器,以 1.6m/min 的速率对化学成分(质量分数)为 0.0015C-

0.0213Mn-0.0173Al 的 1.2mm 厚的 TRIP 钢板进行焊接试验,焊缝为对接自熔焊缝。根据观察到的熔化区(fusion zone, FZ)显微组织,并借助于 Thermo-Calc 软件计算的伪二元相图进行分析。得出的结论是:FZ 在快速、非平衡的凝固过程中 δ 铁素体的树枝晶是最先形成的固体,碳和锰偏析进入 δ 铁素体枝晶间的液相,这种富含碳和锰的液相最后凝固成奥氏体。其凝固顺序为 L→δ+L 和 L+δ→δ+γ(包晶反应)。

RIZZI 等人^[14]用功率为 3.8kW、焦斑为 0.64mm 的 Nd:YAG 激光器对化学成分(质量分数)为 0.00213C-0.0164Mn-0.0176Si 的 1.5mm 厚的两块 TRIP 钢板以 1.2m/min 的速率进行焊接试验。采用与 XIA 等人^[16]相同的分析方法,认为 FZ 的液态金属在快速冷却条件下,直接凝固成奥氏体。这种凝固过程避免了首先凝固出 δ 铁素体再转变为奥氏体而产生热裂纹的风险。在 FZ 的组织中存在着最初晶粒的鬼线,在转变为马氏体后仍然清晰可见,如图 1 所示。说明在热影响区(heat affected zone, HAZ)晶粒的基底上外延生长的奥氏体是按照温度梯度的走向朝着液态熔池中心的。

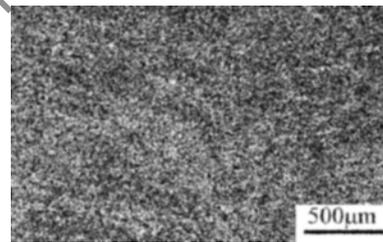


图 1 FZ 初始奥氏体晶粒的鬼线^[14]

以上两种不同的凝固过程是合金成分不同造成的。C-Mn-Al 系 TRIP 钢的 FZ 凝固过程中的包晶反应有造成热裂纹的可能。而 C-Mn-Si 系的是直接凝固成奥氏体,可降低产生热裂纹的敏感性。

3 熔化区和热影响区的组织与硬度

低合金 TRIP 钢激光焊 FZ 和 HAZ 的组织与硬度的研究相当多^[5-8,21]。

对于 C-Mn-Si 系 TRIP 钢^[5-8,10-15,21]绝大多数情况下,FZ 的组织由大量的马氏体组成^[6-8,12-14],有的甚至为全马氏体^[5,10,16,21]。而 HAN 等人^[11]用 3.5kW 的 Nd:YAG 激光器,以 2.1m/min 和 6m/min 的速率对 600MPa 级 TRIP 钢板焊接的 FZ,经扫描电子显微镜检验,发现主要为贝氏体;用原子力显微镜分析证实,FZ 含有贝氏体、铁素体以及少量的马氏体。在靠近 FZ 的 HAZ,其组织与 FZ 的基本相同;从 FZ 穿越 HAZ 到母材,HAZ 中马氏体或贝氏体的量减少,铁素体的量逐渐增多。

对 C-Mn-Al 系 TRIP 钢的研究报道相对较少^[9, 16-18]。AHMED^[9]用功率为 4.5kW、焦斑直径约为 0.3mm 的 CO₂ 激光,对化学成分(质量分数)为 0.00182C-0.0156Mn-0.0104Al-0.00368Si-0.000706P 的 1.2mm 厚的 TRIP 700 钢板进行焊接试验,接头为对接接头,焊接速率分别为 2.1m/min、3.0m/min 和 3.9m/min。FZ 中含有大量的马氏体和极少量的铁素体。

XIA 等人研究的前述 C-Mn-Al 系 TRIP 钢^[17],激光焊接后 FZ 的显微组织由两种组元组成,即:大约 30% 的骨架状铁素体和几乎全为板条状形貌的奥氏体分解产物组成(大约 65%),如图 2 所示^[16-17]。这种骨架状铁素体对延性有利,其形成也有详细说明^[16-17]。用透射电子显微镜分析并经定点纳米压痕技术确认,板条状形貌的奥氏体分解产物主要由板条间的富碳残余奥氏体分隔的板条铁素体相组成,残余奥氏体的存在有助于均匀伸长率的提高^[18]。

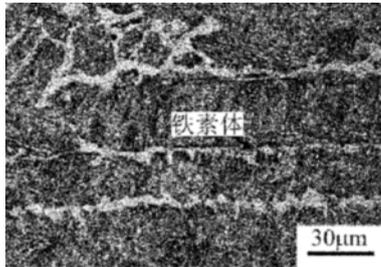


图2 C-Mn-Al 系 TRIP 钢 FZ 的显微组织^[16]

不论在何种激光焊接参量条件下,C-Mn-Si 系和 C-Mn-Al 系 TRIP 钢焊接接头中显微硬度分布的总体规律是相同的,即最高硬度不仅出现在 FZ,也出现在靠近 FZ 的 HAZ 处,在 HAZ 中沿母材方向,硬度逐渐降低至母材的水平。这种硬度分布规律与焊接接头中显微组织的变化是对应的^[5, 7, 12]。在 XIA 等人^[16-17]用二极管激光焊接的 C-Mn-Si 系和 C-Mn-Al 系 TRIP 钢接头在远离 FZ 中心的 HAZ 出现了软化区,如图 3 所示,但是未见他们对软化区的形成原因及其对性能影响的分析报道。而其他试验的焊接接头中没有出现软化区,包括 AHMED^[9]用 CO₂ 激光焊接的 C-Mn-Al 系 TRIP 钢。二极管激光的能量密度低于 Nd:YAG 激光或 CO₂ 激光的能量密度,软化区的形成是否与此有

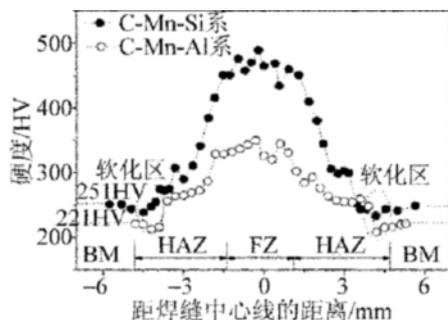


图3 C-Mn-Si 系和 C-Mn-Al 系 TRIP 钢焊缝的硬度分布^[16]

关,尚需进一步研究。

上述众多对 C-Mn-Si 系 TRIP 钢的焊接试验表明^[5, 7-8, 10-16],其 FZ 的组织中出现了马氏体,硬度约为母材的 2 倍。对 C-Mn-Al 系 TRIP 钢,XIA 等人^[16-17]试验的 FZ 组织中没有马氏体,其硬度约为母材的 1.5 倍^[16],而 AHMED^[9]研究的 FZ 组织中出现了大量的马氏体,其硬度达到接近母材的 2 倍。XIA 等人^[16-17]和 AHMED^[9]的试验钢,按 YURIOKA^[22]提出的计算公式计算的碳质量分数 w_c 分别为 0.0047 和 0.0045,FZ 组织和硬度的差异可能与试验钢的磷的质量分数有关,因为 AHMED 的试验钢磷的质量分数较高(0.000706)^[9]。

4 焊接接头的性能

4.1 拉伸试验

HAN 等人^[5]将焊接后的试样在垂直于焊缝轴方向进行拉伸试验,在最佳条件下制备的接头断裂于母材处,拉伸性能与母材的基本一致。在平行方向拉伸试验时,接头的强度比母材的高,但是,断后伸长率低于原金属,因为裂纹开始于焊道处,并垂直于拉伸方向扩展。

XIA 等人^[17]用焊缝金属(weld metal,WM)和母材(base metal,BM)的亚尺寸试样,以 $10^{-3} s^{-1}$ 和 $1.5 \times 10^3 s^{-1}$ 的应变速率进行准静态和动态拉伸试验,在相同的应变速率下,两种合金系的 TRIP 钢 WM 的抗拉强度比各自 BM 的高得多,而延伸率明显低于各自 BM 的。WM 的抗拉强度随应变速率的上升而提高,而延伸率几乎不变。

REISGEN 和 AHMED 等人^[23]在垂直于焊缝轴方向进行拉伸试验的特征与 HAN 等人^[5]的一致,用亚尺寸试样测量的 WM 拉伸性能的特征与 XIA 等人^[16]的一致。他们^[23]还用有限元分析的 ABAQUS/CAE v6.9-1 软件包建立了一个 3-D 数字模型,以模拟激光焊 TRIP 700 钢在垂直于焊缝方向拉伸试验时的弹塑性行为,认为 BM 和 WM 的塑性行为都不符合 Hollomon 模型、Ludwick 模型和 Swift 模型,开发出了描述从最高硬度到 BM 硬度的过渡区塑性行为的模型,其结果与试验结果相当的匹配。

NAGASAKA^[15]将对接头试样在垂直于焊缝方向进行的拉伸试验证明,如果焊接速率和激光功率能够使全熔透焊缝的厚度与钢板的厚度之比大于 0.7,则断裂发生在母材,这时断后伸长率与母材的基本相等;反之,则在焊道处断裂,其断后伸长率低于母材的。

4.2 疲劳性能

GALTIER 等人^[24]在频率为 30Hz, $R=0.1$ 的载荷

下测定了激光焊接的 TRIP 800 钢在 5×10^6 周次的疲劳极限。与母材相比,对接接头的仅低至不足 50MPa,但疲劳裂纹出现在焊缝区。但是,对单边焊缝的搭接接头拉剪试样的疲劳强度,用激光焊的与电弧焊的相比没有改善,疲劳裂纹都是开始于焊根处。

MAGGIL 等人^[19]在 $R = 0.05$ 的脉动拉应力下测定了镀锌的 TRIP 800 钢焊接后在 2×10^6 周次的疲劳极限。试验的焊接方法有 MAG 焊、电阻点焊、MIG 钎焊和激光焊。激光焊接采用 3.5kW 的 CO_2 激光器,焊接速率为 2m/min。经这几种方法焊接后,疲劳极限依次下降,且低于 FeP 05 钢(一种低碳软钢)、双相(dual phase, DP) 600 钢。这是因为在焊接热循环的作用下,TRIP 800 钢中的残余奥氏体转变为马氏体,使接头脆化。同时,证实了激光焊接镀锌钢板时气孔的形成对板疲劳性能的危害。

4.3 防撞性

FURUSAKO 等人^[25]用 TRIP 钢制作汽车前侧梁,对这种单帽型空腔构件的凸缘,分别用激光连续焊和传统点焊焊接。用 110kg 的重物从 10m 高处自由落下,对前侧梁进行轴向压扁试验,用 150mm 位移的吸收能量表示防撞性。结果用激光连续焊制作的比用传统点焊的高 15%。经压扁变形后,用激光焊接连接两块钢板形成的凸缘没有相互分离,而用点焊连接的则除焊点外都分离开了。如果将 TRIP 钢的抗拉强度提高,吸收能量线性上升。

4.4 成型性

HAN 等人^[5]用 Erichsen 试验测量了激光焊接后 TRIP 钢的成型高度及其与母材的比率,即成型性比,结果如图 4 所示。与上述气孔分数随焊接条件变化的结果一样,用低功率或混合气体与高功率或氦气相比,可进一步改善成型性。

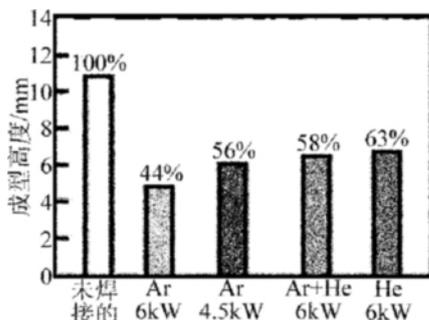


图4 保护气体和激光功率对 Erichsen 试验的成型高度及其与母材的比率的影响^[5]

AHMED^[9]用 Erichsen 试验测量了不同焊接速率下的成型性比,结果为随焊接速率的提高,成型性比增大。HAN 等人^[5]和 AHMED^[9]的结果都表明,降低焊接热输入可改善成型性。NAGSAKA^[15]将对接头试

样进行了冲压成型性试验。通过优化焊接参量,激光焊接接头可以获得较低的最小弯曲半径,即弯曲性能良好,且激光照射面处于外侧时优于处于内侧的。但是,用最大拉伸高度表示的伸展成型性和用极限深冲比表示的深冲性较低。因为 FZ 的硬度比母材的高 1 倍,伸展成型时的表层区域的伸展变形受到拘束,深拉时凸缘的收缩受到拘束使阻力增大。

MOHRBACHER^[21]在与标准的拼焊工艺相一致、热输入相当于 60J/mm 的条件下,对化学成分(质量分数)为 0.002C-0.017Mn-0.017Si 的冷轧 TRIP 800 钢,0.0023C-0.012Mn-0.0025Si 的热轧 TRIP 800 钢,0.0039C-0.016Mn-0.016Si 的冷轧 TRIP 1000 钢进行激光焊接;用 Erichsen 试验测量其焊接接头的成型性,并求出与各自母材相比的成型性比,如图 5 所示。母材的碳含量越高,经激光焊接后成型性下降越明显。FZ 相当高的硬度与其在焊接过程中捕获的氢一道使焊缝额外脆化,从而导致图 5 中显示的相当差的成型性。放置 72h 后,氢从焊缝区逸出,在一定程度上改善了成型性,硬度仍保持在原来的高水平。为了使 FZ 中的马氏体回火和加速氢的逃逸,开发了将焊件感应加热到 600℃,保持 2s 的焊后热处理工艺。处理后硬度降低多达 200HV,成型性改善到可以接受的水平,但未加宽 HAZ。但是,这种焊后热处理工艺需要增加设备投资,消耗更多的能量,延长工时。

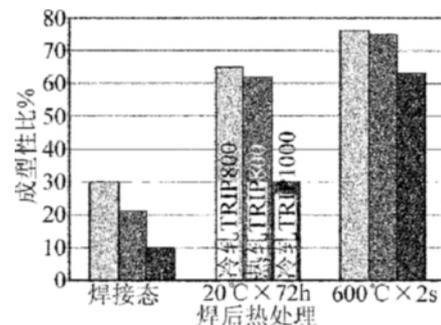


图5 激光焊接头的成型性指数与母材的比率以及焊后热处理对成型性的影响^[21]

5 激光拼焊

激光拼焊工艺在现代汽车工业中的应用正日益增多,它可以满足不同部位的不同要求^[3],这就要求低合金 TRIP 钢板对激光拼焊工艺有良好的适应性。当 w_c 较高的钢与 w_c 较低的钢拼焊时,通过稀释可以降低熔合区的 w_c 。

SHI 等人^[26]用 YAG 激光将 1.5mm 的 TRIP 700 钢与其它汽车用钢板进行拼焊,焊缝为对接自熔焊缝,研究了激光参量对焊接速率、焊缝形状和接头性能的影响。在激光功率为 4kW、光斑直径为 0.6mm、焊接速率为 5m/min 的条件下,TRIP 700 钢分别与 1.2mm

的 Usibor 钢(一种含硼热冲压钢,热冲压后强度高达 1500MPa^[7])、1.0mm 的 DP 800 钢拼焊,形成的焊缝形状良好,没有裂纹和气孔,这种不同钢种、不同规格钢板之间的焊缝过渡光滑。TRIP 700 钢分别与 1.5mm 的低碳钢、1.0mm 的 DP 800 钢拼焊,用 Erichsen 试验测量了焊接接头的成型性。这两种拼焊钢板的成型性都优于 TRIP 700 钢与自身焊接的,与低碳钢拼焊的比与 DP 800 钢拼焊的略好一些。

ZHENG 等人^[27]在研究孪生诱发塑性(twinning induced plasticity, TWIP)钢时,用 CO₂ 激光将 2.3mm 的 TWIP 980 钢与 SAPH 440 钢(一种低碳钢)拼焊,熔合区硬度高达 600HV,且出现龟裂。用 TRIP 780 钢代替 SAPH 440 钢,与 TWIP 980 钢拼焊,熔合区的硬度降低到 370HV 左右,未出现龟裂。

SHARMA 等人^[28]用 2kW 的 Yb:YAG 激光将 1mm 厚的 TRIP 780 钢分别与 1.5mm 的 DP 980 钢和 1mm 厚的低碳软钢连接,焊缝的缺陷降到极低的程度,表现出了优良的强度和硬度。

MUJICA 等人^[29]用 Nd:YAG 激光将 1mm 厚的 C-Mn-Si 系 TRIP 800 钢与化学成分(质量分数)为 0.00506C-0.2394Mn-0.00862Cr 的 1.5mm 的 TWIP 钢焊接,研究了焊接参量对显微组织、相变、化学成分、硬度、强度和残余应力等的影响。由于 TRIP 钢 HAZ 的复杂性而给予了特别的关注。发现接头的弹性状态更接近于 TWIP 钢的行为,而 TRIP 钢主导其塑性状态;在熔合区中的马氏体起着裂纹开始位置的作用;将激光斑点移向 TWIP 钢一侧,由于降低了稀释率,TRIP 钢一侧的热输入也降低,可以优化接头的性能。

AHMED^[9]还用 4kW 的 CO₂ 激光将前述的 TRIP 700 钢与 2.5mm 厚的 DP 600 钢焊接,在 2.4m/min ~ 4.2m/min 的焊接速率范围都获得了全熔透焊缝。这种异钢种焊接接头与 TRIP 钢母材相比的成型性比,随着焊接速率的上升而增大。用 CO₂ 激光焊工艺对接拼焊 DP 钢和 TRIP 钢是非常成功的,因为它产生的 HAZ 十分窄,可以达到相当高的焊接速率。

6 其它激光加工工艺

6.1 激光钎焊

用激光钎焊焊接 TRIP 钢时有可能保持其初始组织,而不像熔化焊因 FZ 和 HAZ 出现马氏体而使接头的塑性下降。最近 JANSSEN^[30]等人用 Nd:YAG 激光对 1.25mm 厚的镀锌 TRIP 700 钢进行了钎焊试验。钎料为 1mm 直径的 CuAl8 焊丝。研究了激光钎焊的对接接头的疲劳行为,发现裂纹在焊趾处萌生,在较高的最大应力下,裂纹将穿过母材而断裂,若最大应力较

低则沿钎焊金属与母材之间的界面扩展。

WIRTH 等人^[31]用不同的钎料,在不同的温度下试验研究了 TRIP 800 钢激光钎焊的焊接性,还探讨了 TRIP 800 钢与镀锌和未镀锌的 DC 50 钢(一种汽车用超深冲低碳钢)钎焊的可能性。

6.2 激光点焊

TRIP 钢经电阻点焊后,焊接区因形成马氏体而脆化^[32]。尽管在降低这种钢的电阻点焊接头脆性方面已经进行了大量的研究,但并没有找到有效的解决方案^[33]。

DANESHPOUR 等人^[33]用化学成分(质量分数)为 0.0019C-0.0164Mn-0.0160Si 的 1mm 厚的电镀锌 TRIP 800 钢板进行了激光点焊试验。用 1.3kW 的 Nd:YAG 激光,以氩气作保护气体,以 2.4m/min 的焊接速率,在搭接钢板上产生外径为 7mm 的圆环形点焊焊缝,底部钢板未完全熔透。用折边剥离试样在静载荷下进行试验,接头的断裂模式为塞子型,且表现出较大的变形能力,接头显微组织的高硬度特性和焊缝中存在的缺陷并未导致其在低应变下断裂。他们还用 3 维有限元分析法对折边剥离试样进行等塑性应变模拟求解。结果表明,塑性应变局限在下侧钢板点焊焊缝的前缘,这种数字模拟还预测了断裂路径,试验结果验证了这种模拟分析。

6.3 激光切割

LAMIKIZ 等人^[34]研究了激光切割工艺参量对包括 TRIP 钢在内的几种汽车用钢板切割质量的影响。用 CO₂ 激光器和氧气作切割辅助气体,变化的工艺参量有激光束的功率、焦点位置、切割速率和氧气压力。证实用激光切割 TRIP 钢是完全可行的,为了获得最佳的切割质量,可以采用适用于低碳软钢的参量,但切割镀锌钢板时会出现一些毛刺。

NAGASAKA 等人^[35-36]研究了 YAG 激光切割对 C-Mn-Si 系 TRIP 钢拉缘成型性的影响。激光切割的条件是平均输出功率为 25W ~ 100W,切割速率为 0.1m/min,切割辅助气体氧气的压力为 0.5MPa。试验钢的碳的质量分数为 0.0010 ~ 0.0061,有不同组织类型的 TRIP 钢,厚 1.2mm。用直径为 50mm 的盘状试样,经激光切割或冲压加工出一个 5mm 直径的初始孔,然后放入平头冲压机中进行成型性试验。与冲压加工初始孔的相比,激光切割改善了碳的质量分数为 0.001 ~ 0.004 的 TRIP 钢板钢的拉缘成型性。对退火马氏体型和贝氏体型铁素体型的超高抗拉强度 TRIP 钢,激光切割可以有效地改善其拉缘成型性。提高碳含量会产生硬化层并增大其厚度,导致早期产生裂纹,因此碳质量分数为 0.0061 时,难以用激光切割来改善其拉缘

成型性。

7 展望与建议

对低合金 TRIP 钢激光焊接开展全面深入的研究,必将推动这种钢的产业化应用。现有的试验研究绝大多数是针对 C-Mn-Si 系 TRIP 钢的,而针对 C-Mn-Al 系的研究十分有限。今后还需在以下几方面进行研究:(1)在激光焊接条件下,TRIP 钢焊接熔池中主要合金元素锰、硅、铝等的蒸气压等方面的基础热力学参数的研究,弄清楚它们对气孔形成的影响。(2)继续开展对 C-Mn-Al 系 TRIP 钢激光焊接的研究,尤其是合金元素铝在 FZ 和 HAZ 组织演变过程中的作用。(3)应用双光束激光焊、激光-电弧复合焊,对焊接接头进行在线预热或后热,控制组织转变,降低其硬度,提高焊接接头的 TRIP 钢成型性,继续研究针对 TRIP 钢的激光点焊、激光钎焊工艺。(4)在 TRIP 钢激光焊接研究中更多地引入数字模拟技术。

参考文献

- [1] LI L. Transformation induced plasticity: principle, performance, design, and application [M]. Beijing: Science Press, 2009: 1-7 (in Chinese).
- [2] CHEN Y B. Modern laser welding technology [M]. Beijing: Science Press 2005: 1-87 (in Chinese).
- [3] DAVIES G. Materials for automobile bodies [M]. Oxford, UK: Elsevier, 2003: 170-182.
- [4] HAVRILLA D. Laser welding design and process fundamentals and troubleshooting guideline [M]. Plymouth, USA: Rofin-Sinar, 2000: 5-49.
- [5] HAN T, PARK S S, KIM K, *et al.* CO₂ laser welding characteristics of 800MPa class TRIP steel [J]. ISIJ International, 2005, 45(1): 60-65.
- [6] WANG W Q, SUN D Q, KANG Ch Y. Macrostructural and microstructural features of 1000MPa grade TRIP steel joint by CO₂ laser welding [J]. China Welding, 2008, 17(2): 1-6 (in Chinese).
- [7] KIM C H, CHOI J K, KANG M J, *et al.* A study on the CO₂ laser welding characteristics of high strength steel up to 1500MPa for automotive application [J]. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2010, 39(1): 79-86.
- [8] XIONG R G, FU R Y, ZHANG M, *et al.* Study on structure and property of TRIP steel after laser welding [J]. Hot Working Technology, 2006, 35(15): 14-16 (in Chinese).
- [9] AHMED E A A. Laser welding of advanced high strength steels [D]. Aachen, Germany: RWTH Aachen University, 2011: 1-129.
- [10] LÓPEZ C V H, PÉREZ M G Y, REYES V F A, *et al.* Effects of the heat input in the mechanical integrity of the welding joints welded by GMAW and LBW process in transformation induced plasticity steel (TRIP) used in the automotive industry [J]. Soldagem & Inspe (Impresso), 2010, 15(3): 234-241.
- [11] KYO H T, HUN J B, LEE B, *et al.* Microstructure and hardness of Nd:YAG laser welded 600MPa TRIP steel [J]. Preprints of the National Meeting of JWS, 2005(77): 248-249.
- [12] WANG W Q, MA K, SUN D Q, *et al.* Characteristics of Nd:YAG laser welded 600MPa grade TRIP steel [J]. China Welding, 2010, 19(3): 11-15 (in Chinese).
- [13] WANG W Q, MA K, SUN D Q, *et al.* Microstructures and properties of Nd:YAG laser welded 800MPa TRIP steel [J]. Transactions of The China Welding Institution, 2010, 31(6): 29-32 (in Chinese).
- [14] RIZZI P, BELLINGERI S, MASSIMINO F, *et al.* Microstructures in laser welded high strength steels [J]. Journal of Physics: Conference Series, 2009, 144(1): 1-5.
- [15] NAGASAKA A. Press formability of YAG laser welded TRIP steel sheets [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2002, 15(1): 21-25.
- [16] XIA M Sh, TIAN Zh L, ZHAO L, *et al.* Metallurgical and mechanical properties of fusion zones of TRIP steels in laser welding [J]. ISIJ International, 2008, 48(4): 483-488.
- [17] XIA M Sh, TIAN Zh L, ZHAO L, *et al.* Fusion zone microstructure evolution of Al-alloyed TRIP steel in diode laser welding [J]. Materials Transactions, 2008, 49(4): 746-753.
- [18] CHEN J, SAND K, XIA M Sh, *et al.* Transmission electron microscopy and nanoindentation study of the weld zone microstructure of diode-laser-joined automotive transformation-induced plasticity steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2008, A39(3): 593-603.
- [19] MAGGIL S, SCAVINO G. Fatigue characterization of automotive steel sheets [CD]. Turin, Italy: International Congress on Fracture, 2005.
- [20] KATAYAMA S. Formation mechanism and prevention technique of laser welding imperfection [J]. Quarterly Journal of the Japan Welding Society 2001, 19(1): 213-218 (in Japanese).
- [21] MOHRBACHER H. Laser welding of modern automotive high strength steels [CD]. Sanya, China: The Chinese Society for Metals 2005.
- [22] YURIOKA N. Physical metallurgy of steel weldability [J]. ISIJ International, 2001, 41(6): 566-570.
- [23] REISGEN U, SCHLESER M, MOKROV O, *et al.* Numerical and experimental investigation of tensile behavior of laser beam welded TRIP 700 steel [J]. ISIJ International, 2011, 51(3): 429-434.
- [24] GALTIER A, DUCHET M. Fatigue behavior of high strength steel thin sheet assemblies [R]. Metz, France: International Institute of Welding Commission III 2006: 1-12.
- [25] SEJFI F, AKIHIRO U, YASUNOBU M. Improvement of crashworthiness by application of high-strength steel [J]. Nippon Steel Technical Report, 2007(95): 35-38.
- [26] SHI S, WESTGATE S. Laser welding of ultra high strength steels for automotive applications [CD]. Beijing: Laser Institute of America, 2008.
- [27] JEONG B Y, HAN T K. CO₂ laser welding of high Mn steel and low carbon steel [J]. Preprints of the National Meeting of JWS, 2008(83): 329-330.
- [28] SHARMA R S, MOLIAN P. Yb:YAG laser welding of TRIP780 steel with dual phase and mild steels for use in tailor welded blanks [J]. Materials & Design, 2009, 30(10): 4146-4155.
- [29] MUJICA L, WEBER S, PINTO H, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels [J]. Materials Science and Engineering 2010, A527(7/8): 2071-2078.
- [30] JANSSEN M H E, HERMANS M J M, JANSSEN M, *et al.* Fatigue performance of laser brazes in advanced high strength steels [J]. Materials Science Forum 2010, 638/642(4): 3254-3259.

(下转第 178 页)

光束所在平面的水平度; 选用表面粗糙度好的反射镜或者性能优良的光学多面棱体; 在安装各光学元件的时候 根据分析的要求着重关注其竖直和转动的共轴性; 将系统建立在光学减振平台上以减小大地等振动的影响; 选用性能优良转动平台; 对陀螺数据处理的时候 在整周期脉冲计数基础上进行小数脉冲的计数或者提高倍频数来减小量化误差等。

参 考 文 献

- [1] ZHANG Zh, LI P Sh, QIANG X F, *et al.* The developing situation of angle measurement technique in home and abroad [J]. *Journal of Astronautic Metrology and Measurement*, 1994, 13(4): 4-11 (in Chinese).
- [2] CHEN Q X. High-accuracy dynamic goniometer [J]. *Infrared*, 2006, 27(8): 33-38 (in Chinese).
- [3] LI J Y, WU J T, HAN H Q. Small angle measurement with optical methods and its application [J]. *Applied Science and Technology*, 2006, 33(7): 15-18 (in Chinese).
- [4] PU Zh B, TAO W, ZHANG Zh. Angle measurement with optical methods [J]. *Optical Technique*, 2002, 28(2): 168-171 (in Chinese).
- [5] YANG P G, GONG Zh B. Photoelectric inertial technology [M]. Beijing: Weapon Industry Press, 1999: 12-13 (in Chinese).
- [6] FILATOV Y V, LOUKIANOV D P, PROBST R. Dynamic angle measurement by means of a ring laser [J]. *Metrologia*, 1997, 34(4): 343-351.
- [7] FILATOV Y V, AGAPOV M Y, BOURNACHEV M N, *et al.* Laser goniometer systems for dynamic calibration of optical encoders [J]. *Proceedings of SPIE* 2003 5144: 381-390.
- [8] BOURNACHEV M N, FILATOV Y V, KIRIANOV K E, *et al.* Precision angle measurement in a diffractive spectrometer by means of a ring laser [J]. *Measurement Science and Technology*, 1998, 9(7): 1067-1071.
- [9] BEVESILNAJA E, ZAYTSEV Y. Angle measuring instruments on laser gyro base [R]. Stuttgart, Germany: Symposium Gyro Technology, 1999: 8.1-8.9.
- [10] XU Y, LIAO F Zh, DAI R Sh, *et al.* The ring lasers for the precise measurement of angle [J]. *Acta Metrologica Sinica*, 1981, 2(3): 163-168 (in Chinese).
- [11] XU Y, LIAO F Zh, DAI R Sh, *et al.* The development of angle standard by using the ring laser and its verification [J]. *Acta Metrologica Sinica*, 1985, 6(4): 261-263 (in Chinese).
- [12] PAN Zh E, SU L, TANG Q A. Laser dynamic angle-measuring system [J]. *Laser Technology*, 1999, 23(4): 213-215 (in Chinese).
- [13] ZHENG L D, TANG Q A, MA X Y, *et al.* High-precision static and dynamic angular measurements with a ring laser gyro [J]. *SPIE*, 1996 2899: 50-53.
- [14] GAO B L, LI Sh T. The ring laser gyro [M]. Changsha: National University of Defense Technology Press, 1984: 20-28 (in Chinese).
- [15] ZHANG Zh. The study of the technology of the dynamic angle measurement and the detection of its measurement errors [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 1996: 34-36 (in Chinese).
- [16] FILATOV Y V, LOUKIANOV D P, PAVLOV P A, *et al.* Dynamic ring laser goniometer [C] // *Optical Gyros and their Application (RTO AGARDograph 339)*. Quebec, Canada: RTO/NATO, 1999: 12.1-12.30.
- [17] GUPTA S K, HRADAYNATH R. Angular tolerance on dove prisms [J]. *Applied Optics*, 1983, 22(20): 3146-3147.
- [18] HUANG H L. Research on the high precise null-indicator by using two-beam interference [D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2010: 44-45 (in Chinese).
- [19] MARK J G, TAZARTES D A, EBNER R E, *et al.* Ring laser gyroscope enhanced resolution system: US 5485273 [P]. 1996-01-16.
- [20] XIAO M Y. Error theory and its applications [M]. Beijing: Metrology Publishing House, 1985: 186-187 (in Chinese).
- [31] WIRTH A, THOMY C, LAUKANTH, *et al.* Laser brazing of high strength steels [CD]. Orlando, USA: Laser Institute of America 2007.
- [32] OIKAWA H, MURAYAMA G, HIWATASHI S, *et al.* Resistance spot weldability of high strength steel sheets for automobile and quality assurance of joints [R]. Quebec, Canada: International Institute of Welding Commission III 2006: 1-12.
- [33] DANESHPOUR S, RIEKEHR S, KOCAK M, *et al.* Failure behaviour of laser spot welds of TRIP800 steel sheets under coach-peel loading [J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2007, 12(6): 508-515.
- [34] LAMIKIZ A, DE LACALLE L N L, SAÑCHEZ J A, *et al.* CO₂ laser cutting of advanced high strength steels (AHSS) [J]. *Applied Surface Science* 2005 242(3/4): 362-368.
- [35] NAGASAKA A, SUGIMOTO K I, HOJO T, *et al.* Effect of YAG laser cutting on stretch-flangeability of 0.1 ~ 0.6% C TRIP steels [CD]. Rome, Italy: Associazione Italiana di Metallurgia 2005.
- [36] NAGASAKA A, KUBOTA Y, SUGIMOTO K I, *et al.* Effect of YAG laser cutting on stretch-flangeability of ultra high strength TRIP sheet steel with bainitic ferrite matrix [J]. *ISIJ International*, 2010, 50(10): 1441-1446.

(上接第 150 页)