

# 800 MPa 级热轧高强钢激光焊接接头的组织和力学性能

环鹏程<sup>1,2</sup>, 王晓南<sup>2\*</sup>, 朱天才<sup>1</sup>, 陈文刚<sup>1</sup>, 胡增荣<sup>3</sup>, 张敏<sup>4</sup>, 陈长军<sup>4</sup>

<sup>1</sup>西南林业大学汽车与交通学院, 云南 昆明 650224;

<sup>2</sup>苏州大学沙钢钢铁学院, 江苏 苏州 215021;

<sup>3</sup>苏州大学轨道交通学院, 江苏 苏州 215021;

<sup>4</sup>苏州大学机电与工程学院, 江苏 苏州 215021

**摘要** 采用光纤激光器对 2.8 mm 厚 800 MPa 级热轧高强钢板进行了激光焊接, 通过调整激光功率获得了全熔透焊接接头, 观察了不同热输入下焊接接头的显微组织, 并测试了焊接接头的显微硬度、拉伸性能和冲击韧性, 研究了焊接接头显微组织与力学性能之间的关系。结果表明: 焊接接头内不存在软化区, 焊接接头的抗拉强度可达到母材水平, 冲击功可达到母材的 85.6%。

**关键词** 激光技术; 激光焊接; 显微组织; 力学性能; 高强钢

中图分类号 TG113

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0102002

## Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded Joint of 800 MPa Grade Hot-Rolled High Strength Steel

Huan Pengcheng<sup>1</sup>, Wang Xiaonan<sup>2\*</sup>, Zhu Tiancai<sup>1</sup>, Chen Wengang<sup>1</sup>,  
Hu Zengrong<sup>3</sup>, Zhang Min<sup>4</sup>, Chen Changjun<sup>4</sup>

<sup>1</sup>School of Automobile and transportation, Southwest Forestry University, Kunming, Yunnan 650224, China;

<sup>2</sup>School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215021, China;

<sup>3</sup>School of Rail Transportation, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215021, China;

<sup>4</sup>School of Mechanical and Electric Engineering, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215021, China

**Abstract** The 2.8 mm thick 800 MPa grade hot-rolled high strength steel plates are welded with fiber laser. The fully-penetration laser welded joints are obtained by adjusting the laser power. The microstructures of laser weld joints are observed, and the microhardness, tensile properties and impact toughness of the laser welded joints are tested. The relationship between microstructure and mechanical properties of laser welded joints is studied. The results show that there was no softening zone in the welded joint, the tensile strength of the welded joint can reach that of the base metal, and the impact energy of the welded joint can reach 85.6% of the base metal.

**Key words** laser technique; laser welding; microstructure; mechanical properties; high strength steel

**OCIS codes** 160.3900; 140.3460

## 1 引 言

截至 2017 年底, 我国汽车保有量达 2.17 亿辆。快速增长的汽车保有量带来了能源紧张及环境污染

等一系列问题, 而汽车车重每减轻 10.0%, 油耗可减少 6.0% 左右<sup>[1-3]</sup>。为了使汽车在满足安全性能的基础上实现节能减排, 高强度和超高强度汽车钢板的开发、应用已成为必然趋势<sup>[4]</sup>。在各类机动车中, 钢

收稿日期: 2018-08-06; 修回日期: 2018-08-24; 录用日期: 2018-09-05

基金项目: 国家自然科学基金(51775102)、中国博士后基金特别资助项目(2018T110542)、东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室开放基金(2016005)

\* E-mail: wxn@suda.edu.cn

板之间的连接会不可避免地用到焊接。与传统焊接方式相比,激光焊接由于具有热输入小、焊接效率高、焊缝成形好等优点而被广泛应用于汽车的生产制造中<sup>[5]</sup>。

强度高达 800 MPa 及以上的高强钢/超高强钢常被用于对材料强度要求较高的汽车结构件和安全件上,如车身横梁、保险杠和座椅横梁等,可在实现汽车轻量化的同时满足汽车的安全性能。目前,车身用高强钢中研究最多的是由铁素体基体加马氏体组成的双相(DP)钢、由奥氏体组成的孪生诱导塑性(TWIP)钢以及由铁素体、贝氏体和残余奥氏体组成的相变诱导塑性(TRIP)钢<sup>[6-9]</sup>。国内外学者已针对 DP 钢激光焊接接头的组织和性能进行了大量研究。Xia 等<sup>[6]</sup>研究发现,DP 钢激光焊接接头靠近母材一侧的热影响区由于马氏体回火效应生成了回火马氏体,从而会不可避免地存在软化现象。Wang 等<sup>[7]</sup>利用 IPG YLS-6000 光纤激光器对 DP780 钢进行激光拼焊后发现,当热输入为 6~66 J/mm 时,焊接接头均出现明显的软化区,且软化区的宽度和显微硬度的降幅随着热输入的增大而增大,进而,焊接试样在拉伸试验和杯突试验中的断裂位置由母材变为软化区,导致焊接接头的力学性能急剧下降。Wang 等<sup>[8]</sup>对 TWIP 钢进行激光拼焊后发现,焊缝在凝固过程中会发生 Mn 偏析,且焊缝的枝晶间出

现了气孔,最终导致拉伸试样在焊缝处断裂。王涛等<sup>[9]</sup>对 TRIP 钢进行激光焊接后发现,接头焊缝的组织由板条马氏体及下贝氏体组成,且热影响区没有明显的软化现象,拉伸断裂在母材处,接头的拉伸性能良好。

车用高强钢激光焊接接头的性能主要受热输入及热影响区软化程度的影响。因此,本课题组利用高功率光纤激光对母材为铁素体基体的 800 MPa 级热轧高强钢进行激光拼焊,研究了焊接接头的显微组织转变规律及力学性能,旨在为进一步优化该钢的激光焊接工艺提供必要的理论依据。

## 2 试验材料及方法

### 2.1 试验材料

试验材料为国内某钢厂生产的 800 MPa 级热轧高强钢,焊接试样的尺寸为 80 mm×60 mm×2.8 mm,其化学成分和力学性能分别见表 1、2。图 1 给出了试验钢(母材)显微组织的低倍和高倍扫描电镜(SEM)图,可知,试验钢的显微组织主要为铁素体(F)和 M-A 组元(martensite austenite constituent)。经统计分析后可知,母材中铁素体的晶粒尺寸为 2.9~4.4 μm,M-A 组元的尺寸为 0.3~1.3 μm,母材的抗拉强度可达 847.0 MPa,延伸率为 17.7%。

表 1 试验钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental steel

Element	C	Si	Mn	Ti	P	Mo	Nb	Al	N	Fe
Mass fraction /%	0.08	0.14	1.80	0.01	0.01	0.10	0.06	0.04	0.003	Bal.

表 2 试验钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of experimental steel

Property	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%	Hardness /HV
Value	775.0	847.0	17.7	295.0

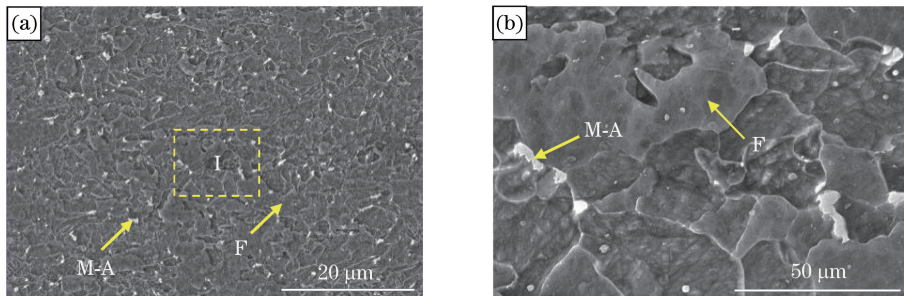


图 1 试验钢的显微组织。(a)低倍 SEM;(b) I 区放大图

Fig. 1 Microstructure of experimental steel. (a) SEM morphology with low magnification; (b) enlarged microstructure of I area

## 2.2 试验方法

根据《GBT 19867.4—2008 激光焊接工艺规程》，采用 YLS-6000 连续光纤激光器对厚度为 2.8 mm 的试验钢板进行激光拼焊，如图 2 所示。焊接前先用砂纸打磨试样表面，再用无水乙醇超声清洗后吹干。

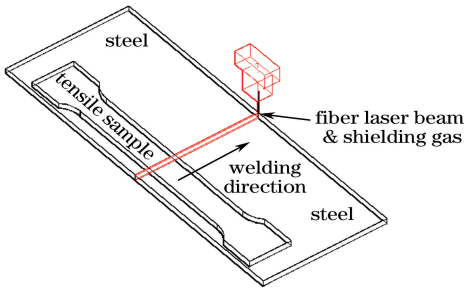


图 2 激光拼焊示意图

Fig. 2 Schematic of tailored blank laser welding

激光聚焦镜片的焦距为 200.0 mm，激光光斑直径为 0.3 mm，离焦量为 +5.0 mm。试验中通过调节激光功率来控制焊接热输入，在不同热输入下进行焊接试验，焊接参数如表 3 所示。激光功率分别为 2.5, 3.5, 4.0, 4.5 kW，根据焊接热输入计算公式<sup>[7]</sup>可计算出不同激光功率对应的热输入分别为 30.0, 42.0, 48.0, 54.0 J/mm。焊接热输入的计算公式为

$$E = \frac{P}{v}, \quad (1)$$

式中： $E$  为热输入； $P$  为激光功率； $v$  为焊接速度。

珠光体完全转变为奥氏体的温度( $A_{c1}$ )和铁素体完全转变为奥氏体的温度( $A_{c3}$ )的计算公式分别为

$$A_{c1} = 723 - 20.7w_{Mn} - 16.9w_{Ni} + 29.1w_{Si} + 16.9w_{Cr} + 290w_{As} + 6.38w_W, \quad (2)$$

$$A_{c3} = 910 - 203 \times \sqrt{w_C} + 44.7w_{Si} - 15.2w_{Ni} + 31.5w_{Mo} + 104w_V + 13.1w_W, \quad (3)$$

式中： $w$  为各元素的质量分数。由表 1 及(2)、(3)式可计算得到高强钢的  $A_{c1}$  和  $A_{c3}$  分别约为 707 °C 和 864 °C。

表 3 高强钢的焊接参数

Table 3 Welding parameters of experimental steel

Laser power /kW	Welding speed / Heat inputs / ( $m \cdot min^{-1}$ ) ( $J \cdot mm^{-1}$ )	Protective gas
2.5	30.0	99.9% Ar
3.5	42.0	
4.0	48.0	
4.5	48.0	

焊接试验结束后，采用体积分数为 4.0% 的硝酸乙醇溶液对机械抛光后的焊接接头试样进行化学腐蚀，之后利用蔡司 Axio Vert.A1 金相显微镜和日立 SU5000 场发射电子扫描电镜观察接头的显微组织。采用 HXD-1000TMC 维氏硬度计，按照《GB/T 4340.1—2009 金属维氏硬度试验》测试焊接接头的显微硬度，测试位置为接头上表面 1/3 处，间隔为 0.1 mm，载荷为 2.94 N，加载时间为 10.0 s。采用 DNS-300 万能试验机按《GB/T 2651—2010 焊接接头拉伸试验方法》以 3.0 mm/min 的拉伸速度完成拉伸试验，拉伸试样的尺寸如图 3 所示。根据《GB/T 229—2007 金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》将焊接试样加工成 55 mm × 10 mm × 2.5 mm 的冲击试样，在焊缝处开“V”型缺口，如图 4 所示，然后采用 ZBC2302-B 摆锤式冲击试验机完成冲击试验，摆锤能量为 300 J，试验温度为 -40 °C。

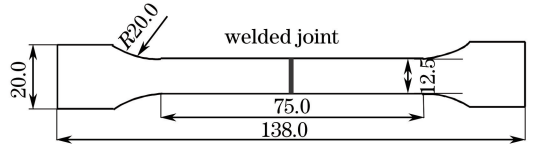


图 3 拉伸试样的尺寸

Fig. 3 Size of tensile sample

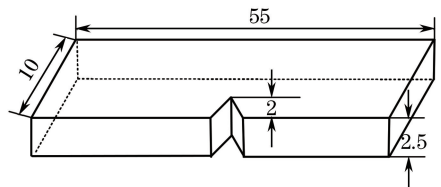


图 4 冲击试样的尺寸

Fig. 4 Size of impact sample

## 3 试验结果及分析

### 3.1 焊接接头的宏观形貌

不同热输入下得到的焊接接头的宏观形貌如图 5 所示，可以看出：当热输入为 30.0 J/mm 时，焊接接头未焊透；当热输入增大至 42.0 J/mm 及以上时，可获得全熔透的焊接接头。不同热输入下接头横截面的宏观形貌均表现出明显的分区特征，分别为焊缝(WS)、熔合线(FL)和热影响区(HAZ)。其中，焊缝区是在母材受热完全熔化后凝固的区域，热影响区则是母材在焊接热循环下未熔化但发生固态相变的区域。由于光纤激光光束的功率密度可达到  $10^6 W/cm^2$  以上，因此，试样表面的少量金属将在焊接瞬间发生气化而逸出，金属瞬间气化会在试样表面产生反冲压力。随着热输入增大，金属蒸发及气

化现象加剧,产生的蒸气压力将克服熔融金属液的表面张力和重力作用,推挤熔融的金属液体向四周流动,导致接头表面出现了少量长度为  $163.0\ \mu\text{m}$  左右的凹陷<sup>[10]</sup>。当激光功率密度和线能量足以形成穿透性小孔时,金属蒸气会同时向上、下喷发,造成上下部都出现凹陷。随着热输入进一步增大到

$48.0\ \text{J}/\text{mm}$ 和  $54.0\ \text{J}/\text{mm}$ ,此时的热输入是过量的,使得大部分激光能量穿透整个板厚辐照到试样下部,并导致接头下部出现明显的凹陷,如图 5(c)、(d)所示。熔宽随着焊接热输入的增大而增大,4 种热输入下的熔宽分别为  $568.0, 670.0, 744.0, 791.0\ \mu\text{m}$ (距焊接接头上表面  $1/3$  处测量得到)。

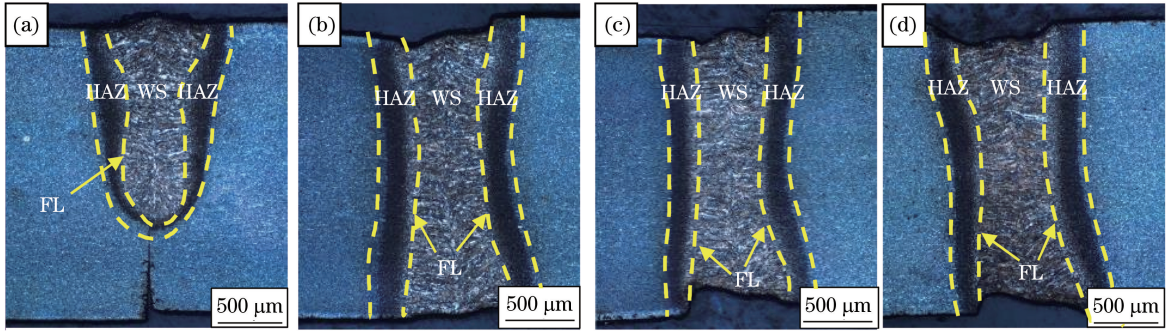


图 5 不同热输入下得到的焊接接头的宏观形貌。(a)  $30.0\ \text{J}/\text{mm}$ ; (b)  $42.0\ \text{J}/\text{mm}$ ; (c)  $48.0\ \text{J}/\text{mm}$ ; (d)  $54.0\ \text{J}/\text{mm}$

Fig. 5 Macro morphology of welded joints obtained at different heat inputs.

(a)  $30.0\ \text{J}/\text{mm}$ ; (b)  $42.0\ \text{J}/\text{mm}$ ; (c)  $48.0\ \text{J}/\text{mm}$ ; (d)  $54.0\ \text{J}/\text{mm}$

### 3.2 焊接接头的显微组织

由于不同热输入下接头的显微组织变化规律相似,因此,这里以热输入为  $42.0\ \text{J}/\text{mm}$  下的焊接接头为例研究接头的显微组织和力学性能。焊接接头的显微组织如图 6 所示。由于热影响区各部分距焊缝中心的距离、局部峰值温度、高温停留时间和冷却速度不同,从而导致热影响区各区域的微观组织并不相同,因此,根据热影响区各部位的组织,将其分

为混晶区(MGHAZ)、细晶区(FGHAZ)和粗晶区(CGHAZ)<sup>[10]</sup>。

由于焊缝在焊接热循环过程中的峰值温度远超  $1350\ ^\circ\text{C}$ ,因此,该区域的金属在焊接过程中完全熔化。而激光焊后的冷却速度极大,可达  $10^4\ ^\circ\text{C}/\text{s}$  以上<sup>[11]</sup>,导致熔融金属中的奥氏体在凝固及固态相变过程中发生切变型相变而转变为板条马氏体,并由熔池边界向焊缝中心快速生长,形成板条马氏体组

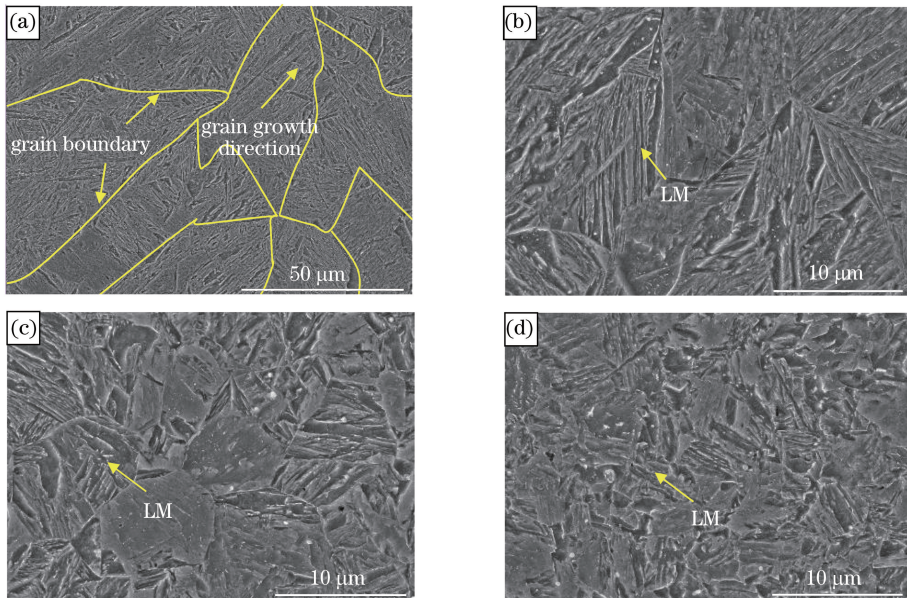


图 6  $42.0\ \text{J}/\text{mm}$  热输入下得到的焊接接头的显微组织。(a)焊缝区低倍图;(b)焊缝区高倍图;(c)粗晶区;(d)细晶区

Fig. 6 Microstructures of welded joint obtained at heat input of  $42.0\ \text{J}/\text{mm}$ . (a) Low magnification of WS;

(b) high magnification of WS; (c) CGHAZ; (d) FGHAZ

织(LM),而焊缝区的原始奥氏体晶界则保留了柱状晶的生长形态,如图 6(a)、(b)所示。粗晶区在焊接热循环过程中的峰值温度约为 1350 °C,超过了奥氏体的粗化温度,在焊后快速冷却的条件下获得了粗大的马氏体组织(相对于细晶区),如图 6(c)所示。虽然细晶区在焊接热循环过程中的峰值温度约为 950 °C,超过了  $A_{c3}$  温度,但并未达到奥氏体粗化温度,相变时奥氏体转变为较为精细的板条马氏体。

混晶区在焊接热循环过程中的温度为 707~864 °C,该区距离焊缝较远,其显微组织如图 7 所示。可以看出,混晶区室温组织的类型、大小与母材明显不同。这是因为,在焊接热循环过程中,该区域母材中原有的 M-A 组元和部分铁素体转变为奥氏

体,碳原子向奥氏体中扩散,导致奥氏体的碳含量增大并趋于稳定。奥氏体在随后的冷却过程中部分转变为新的铁素体和马氏体,另一部分未发生转变,最终未转变的奥氏体与马氏体共同存在于铁素体基体上,形成 M-A 组元。因此,该区域的组织类型有三种<sup>[7-10]</sup>。第一种组织类型为因奥氏体相变而新形成的细晶铁素体(FGF),其晶粒尺寸为 1.5~3.2  $\mu\text{m}$ ;第二种组织类型为母材中原有的铁素体,其晶粒尺寸为 2.8~6.9  $\mu\text{m}$ ;第三种组织类型为因奥氏体相变而新形成的 M-A 组元。混晶区的温度在  $A_{c1} \sim A_{c3}$  之间,奥氏体化时该区域奥氏体中的碳含量高于母材,导致最终生成的 M-A 组元的体积分数高于母材(BM),如图 7(b)所示。

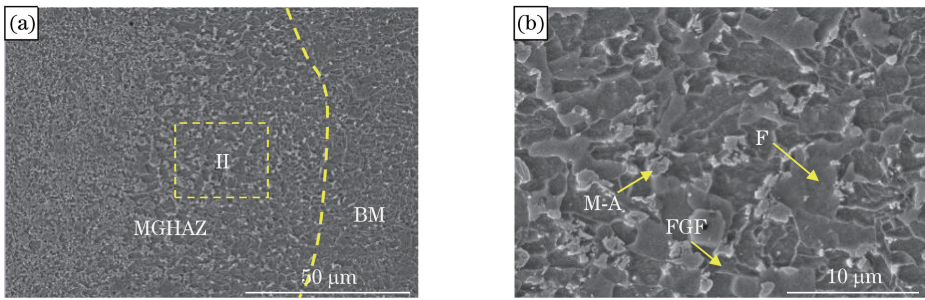


图 7 42.0 J/mm 热输入下得到的焊接接头混晶区的显微组织。(a)混晶区附近;(b) II 区放大图

Fig. 7 Microstructure of MGHAZ of welded joint obtained at heat input of 42.0 J/mm.

(a) Near MGHAZ; (b) enlarged image of II area

### 3.3 焊接接头的力学性能

#### 3.3.1 显微硬度

不同热输入下得到的焊接接头的横向显微硬度分布如图 8 所示(距离焊接接头上表面 1/3 处)。可以看出,热输入对焊接接头不同微区硬度的影响不明显,三种全熔透接头横向硬度的分布规律一致。焊缝和热影响区的显微硬度均明显大于母材,接头未出现明显的软化现象。几种常见的组织的硬度由大到小的顺序为:马氏体、贝氏体、珠光体、铁素体<sup>[12]</sup>。

焊缝、粗晶区和细晶区均为板条马氏体组织,这使得这三个区域的平均硬度(370.0 HV)明显大于母材;而混晶区中存在更多的 M-A 组元和组织细化的细晶铁素体,其硬度(约为 320.0 HV)也大于母材。

对于同为 800 MPa 级别的 DP800 钢,Xu 等<sup>[3]</sup>、Rossini 等<sup>[13]</sup>发现,双相钢激光焊接接头中靠近母材一侧的热影响区的马氏体发生回火形成了回火马氏体,使得接头中出现了明显的软化区。因此,接头是否出现软化区的关键在于母材组织是否发生了明显的回火。高强钢主要由铁素体和少量 M-A 组元

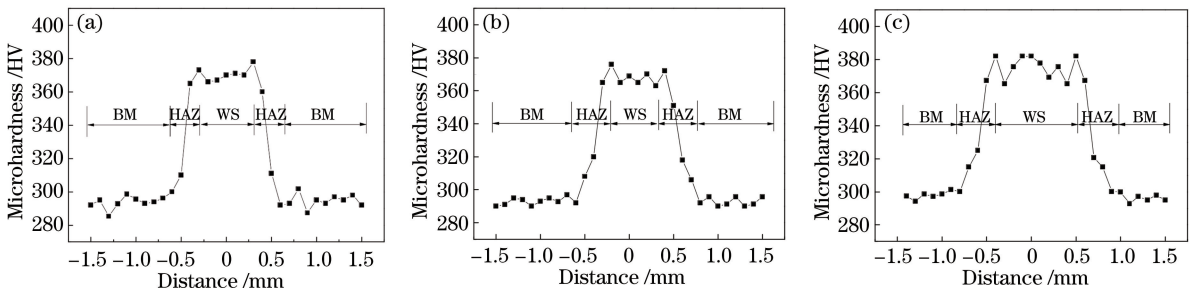


图 8 不同热输入下得到的全熔透焊接接头的显微硬度分布。(a) 42.0 J/mm; (b) 48.0 J/mm; (c) 54.0 J/mm

Fig. 8 Microhardness distributions of full-penetration weld joints obtained at different heat inputs.

(a) 42.0 J/mm; (b) 48.0 J/mm; (c) 54.0 J/mm

组成,相对于马氏体而言回火不明显。虽然焊接过程中的温度场是连续的,在混晶区与母材之间区域的温度为 $0\sim 707\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,满足母材组织发生回火的热力学条件,但激光焊接的冷速极大且恒温时间短,M-A组元只能以固溶的形式存在于基体中,最终,接头的硬度不会明显降低,即无软化区。

### 3.3.2 拉伸性能

焊接接头的拉伸性能见表4,接头和母材拉伸试样的宏观照片及工程应力-工程应变曲线如图9所示。沈保罗等<sup>[14]</sup>的研究表明,抗拉强度与硬度呈正

比关系,即接头硬度小的位置在拉伸过程中优先发生塑性变形而断裂。从图9可以看出:由于高强钢激光焊接的全熔透接头无明显的软化区,因此,除了未熔透的接头试样断裂在焊缝处外,其余接头的断裂位置均位于母材;42.0,48.0,54.0 J/mm 热输入下接头的抗拉强度分别为 854.0,845.0,842.0 MPa。不同热输入下接头和母材的拉伸断口形貌如图10所示,可以看出,全熔透焊接接头的拉伸断口中均存在大量的韧窝,断裂方式为典型的韧性断裂。因此,激光焊接接头的抗拉强度能达到母材的水平,拉伸性能良好。

表4 焊接接头的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of welded joints

Heat inputs /( $\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$ )	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%	Fracture position
30.0	686.0	690.0	1.4	WS
42.0	808.0	854.0	11.4	BM
48.0	767.0	845.0	10.0	BM
54.0	786.0	842.0	15.0	BM

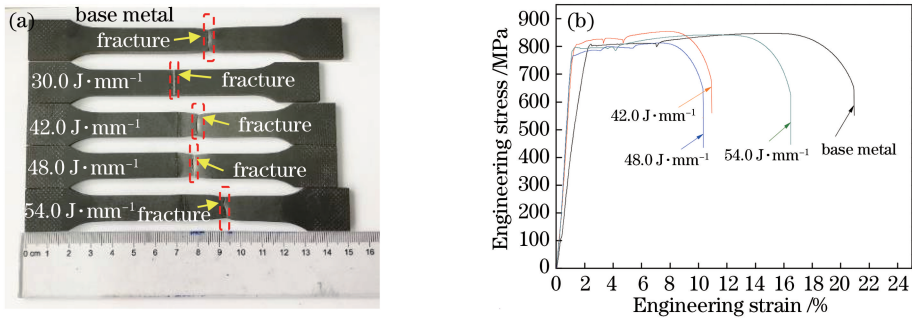


图9 (a)焊接接头拉伸试样断裂后的照片;(b)拉伸试样的工程应力-工程应变曲线

Fig. 9 (a) Images of tensile samples of welded joint after fracture; (b) engineering stress-engineering

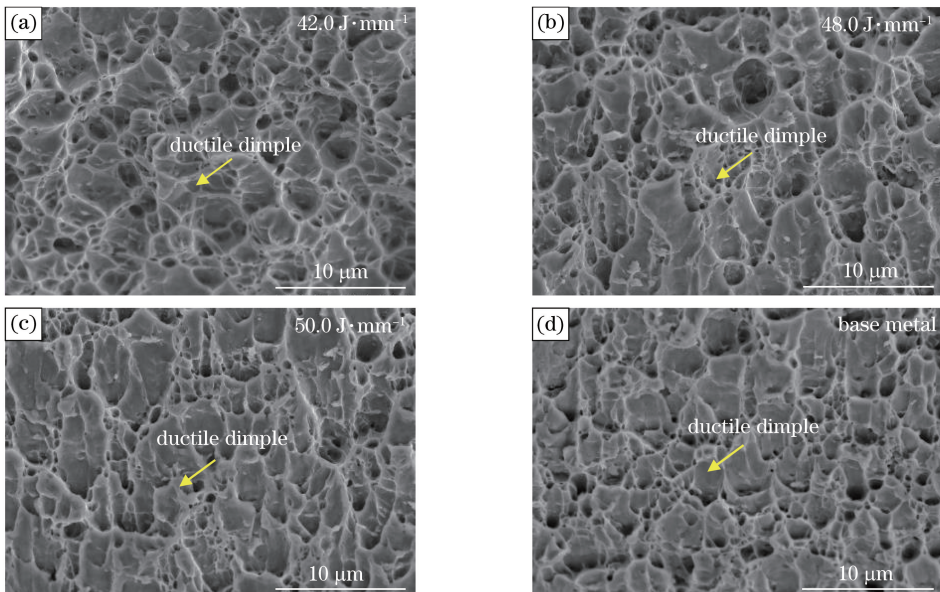


图10 不同热输入下得到的全熔透焊接接头和母材拉伸断口的SEM形貌

Fig. 10 SEM images of tensile fracture of full-penetration weld joints obtained at different heat inputs and base metal

然而,对于同为 800 MPa 级别的 DP800 钢,在其获得全熔透焊接接头的情况下,接头均出现了明显的软化现象<sup>[3,15-16]</sup>;且随着热输入的增大,软化区的宽度和硬度的降幅增大,导致拉伸断裂位置位于焊缝,接头的力学性能下降。可见,高强钢的激光焊接接头对热输入的变化不敏感,其适用的热输入范围更大。

### 3.3.3 冲击韧性

母材的冲击功为 25.2 J。不同热输入下得到的接头焊缝的冲击功见表 5,可以看出:不同热输入下得到的接头焊缝的冲击功分别为 10.7, 21.6, 18.8, 18.6 J;其中,42.0 J·mm<sup>-1</sup>热输入下得到的接头焊缝的冲击功最高,为母材冲击功的 85.6%;不同热输入下获得的全熔透焊接接头焊缝的冲击功均小于母材的冲击功,这主要是因为焊缝组织经焊接热循环后转变为板条马氏体,且晶粒尺寸明显大于母材,从

而导致其冲击韧性低于母材<sup>[12]</sup>。不同热输入下得到的接头焊缝以及母材的冲击断口形貌如图 11、12 所示。可以看出,未熔透接头焊缝的冲击断口形貌呈大小不一的扇形河流花样,其断裂方式为脆性断裂。全熔透接头焊缝的冲击断口上均存在明显的剪切唇,且断口上均存在大小不一的韧窝,其断裂方式均为韧性断裂。

表 5 不同热输入下得到的接头焊缝的冲击功及断裂位置  
Table 5 Impact energy and fracture position of weld seam obtained at different heat inputs

Heat input / (J·mm <sup>-1</sup> )	Impact energy / J	Fracture position
30.0	10.7	Weld seam
42.0	21.6	
48.0	18.8	
54.0	18.6	

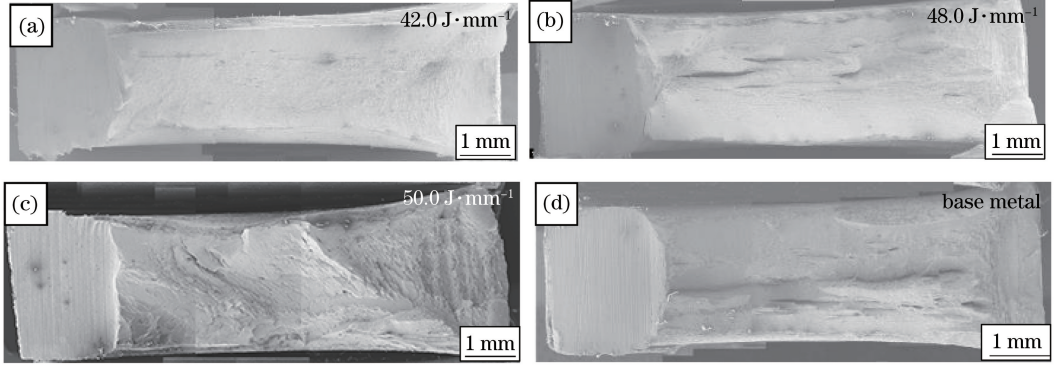


图 11 不同热输入下得到的接头焊缝和母材的冲击断口形貌

Fig. 11 Impact fracture morphology of weld seam obtained at different heat input and base metal

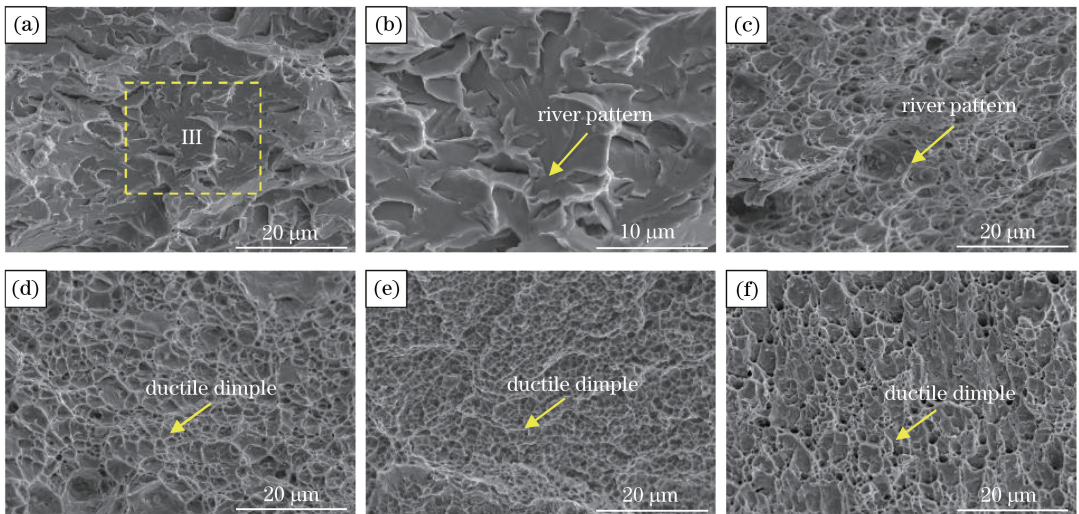


图 12 不同热输入下得到的接头焊缝以及母材的冲击断口形貌。(a) 30.0 J/mm<sup>2</sup>; (b) III 区的放大图; (c) 42.0 J/mm<sup>2</sup>; (d) 48.0 J/mm<sup>2</sup>; (e) 54.0 J/mm<sup>2</sup>; (f) 母材

Fig. 12 Impact fracture morphology of weld seam obtained at different heat inputs and base metal.

(a) 30.0 J/mm<sup>2</sup>; (b) enlarged image of III area; (c) 42.0 J/mm<sup>2</sup>; (d) 48.0 J/mm<sup>2</sup>; (e) 54.0 J/mm<sup>2</sup>; (f) base metal

## 4 结 论

本课题组对 800 MPa 级热轧高强钢进行激光焊接试验,研究了焊接接头的宏观形貌、显微组织、显微硬度、拉伸性能和冲击性能,得到的主要结论如下:

(1) 随着焊接热输入增大,焊接接头的熔宽逐渐增加,当热输入达到 42.0 J/mm 及以上时可获得全熔透焊接接头;焊缝、粗晶区和细晶区的显微组织均为板条马氏体,混晶区由 M-A 组元和铁素体组成,但该铁素体包括新形成的细晶铁素体(尺寸为 1.5~3.2  $\mu\text{m}$ )和母材中原有的铁素体(尺寸为 2.8~6.9  $\mu\text{m}$ )。

(2) 试验中获得的全熔透焊接接头的焊缝、粗晶区和细晶区的平均硬度(约为 370.0 HV)远高于母材(295.0 HV),而混晶区由于出现了更多的 M-A 组元和组织细化的细晶铁素体,其硬度介于细晶区与母材之间。

(3) 全熔透焊接接头的拉伸断裂位置均位于母材,其抗拉强度与母材相当,拉伸性能良好;焊接接头冲击试样的断裂方式均为韧性断裂,其冲击功可达到母材的 85.6%。

## 参 考 文 献

- [1] Zhang F, Ruimi A, Wo P C, *et al.* Morphology and distribution of martensite in dual phase (DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 659: 93-103.
- [2] Xie C J, Yang S L, Liu H B, *et al.* Microstructures and mechanical properties of 7050 ultrahigh-strength aluminum alloy joints by laser welding[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(3): 031403.  
谢超杰, 杨尚磊, 刘浩博, 等. 7050 高强铝合金激光焊接接头的组织性能[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(3): 031403.
- [3] Xu W, Westerbaan D, Nayak S S, *et al.* Microstructure and fatigue performance of single and multiple linear fiber laser welded DP980 dual-phase steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 553: 51-58.
- [4] Ashrafi H, Shamanian M, Emadi R, *et al.* Correlation of tensile properties and strain hardening behavior with martensite volume fraction in dual-phase steels[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2017, 70(6): 1575-1584.
- [5] Sun Z, Ion J C. Laser welding of dissimilar metal

combinations[J]. *Journal of Materials Science*, 1995, 30(17): 4205-4214.

- [6] Xia M S, Biro E, Tian Z L, *et al.* Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels[J]. *ISIJ International*, 2008, 48(6): 809-814.
- [7] Wang X N, Sun Q, Zheng Z, *et al.* Microstructure and fracture behavior of laser welded joints of DP steels with different heat inputs[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 699: 18-25.
- [8] Wang T, Zhang M, Xiong W, *et al.* Microstructure and tensile properties of the laser welded TWIP steel and the deformation behavior of the fusion zone[J]. *Materials & Design*, 2015, 83: 103-111.
- [9] Wang T, Zhang M, Liu R D, *et al.* Effect of heat input per unit length on microstructure and mechanical properties of laser welded joints of TRIP steel[J]. *Shanghai Metals*, 2017, 39(5): 51-56.  
王涛, 张梅, 刘仁东, 等. 线能量对 TRIP 钢激光焊接接头显微组织及力学性能的影响[J]. *上海金属*, 2017, 39(5): 51-56.
- [10] Wang X N, Zheng Z, Zeng P L, *et al.* Effect of microstructure on hardness and fatigue properties of 800 MPa high strength steel fiber laser weld joints [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(12): 1202010.  
王晓南, 郑知, 曾盼林, 等. 800 MPa 级高强钢光纤激光焊接接头微观结构对硬度及疲劳性能的影响[J]. *中国激光*, 2016, 43(12): 1202010.
- [11] Yan Q. Study on microstructure and properties of laser welded joints for 1000 MPa grade ultra high strength CP steel[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010.  
阎启. 1000 MPa 级别超高强复相钢激光焊接组织及性能的研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2010.
- [12] Guo P F, Wang X N, Zhu G H, *et al.* Microstructures and properties of X100 pipeline steel fiber laser welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(12): 1202003.  
郭鹏飞, 王晓南, 朱国辉, 等. X100 管线钢光纤激光焊接头的显微组织及性能[J]. *中国激光*, 2017, 44(12): 1202003.
- [13] Rossini M, Russo Spina P, Cortese L, *et al.* Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 628: 288-296.
- [14] Shen B L, Li L, Yue C L, *et al.* Summarization of relationship between tensile strength and hardness of iron-steel materials[J]. *Modern Cast Iron*, 2012, 32(1): 93-96.



- 沈保罗, 李莉, 岳昌林. 钢铁材料抗拉强度与硬度关系综述[J]. 现代铸铁, 2012, 32(1): 93-96.
- [15] Jia Q, Guo W, Li W D, *et al.* Microstructure and tensile behavior of fiber laser-welded blanks of DP600 and DP980 steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 236: 73-83.
- [16] Sreenivasan N. Effects of laser welding on formability aspects of advanced high strength steel [D]. Canada: University of Waterloo, 2008: 54-101.