

# 热输入对 QP1180 钢激光焊接接头组织性能的影响

朱天才<sup>1,2</sup>, 王晓南<sup>2\*</sup>, 陈文刚<sup>1</sup>, 胡增荣<sup>2</sup>, 谢永<sup>1</sup>, 杨彬<sup>2</sup>, 余秋香<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>西南林业大学机械与交通学院, 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>安徽工业大学冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243032

**摘要** 利用 IPG YLS-6000 光纤激光器对厚度为 1.6 mm 的 QP1180 高强钢进行激光焊接,研究了不同热输入 (14~36 J/mm) 对激光焊接接头组织及性能的影响。研究表明,热输入值达到 21 J/mm 及以上时可获得全熔透焊接接头,且随着热输入值的增加,熔宽逐渐增大。焊接接头存在软化区,但软化程度较低 ( $\leq 10.1\%$ )。焊接接头软化区受两侧强化相的约束,导致完全熔透焊接接头拉伸后断裂在母材处,强度与母材相当。杯突试验中,热输入值为 21~36 J/mm 时,焊接试样开裂位置垂直于焊缝失效,三种全熔透焊接接头的杯突值均达到了母材的 70%。激光焊接热输入值控制在 21~36 J/mm,可保证全熔透焊缝性能满足工业化应用要求。

**关键词** 激光光学; 激光焊接; 淬火-配分钢; 显微组织; 力学性能; 成形性能

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP57.051406

## Effect of Heat Inputs on Microstructure and Properties of QP1180 Steel Laser Welded Joints

Zhu Tiancai<sup>1,2</sup>, Wang Xiaonan<sup>2\*</sup>, Chen Wengang<sup>1</sup>, Hu Zengrong<sup>2</sup>,  
Xie Yong<sup>1</sup>, Yang Bin<sup>2</sup>, Yu Qiuxiang<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> School of Machinery and Traffic, 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 Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan, Anhui 243032, China

**Abstract** The 1.6 mm thick advanced high strength steel QP1180 was welded by an IPG YLS-6000 fiber laser. The effects of different heat inputs (14–36 J/mm) on the microstructure and properties of laser welded joints were investigated. The results show that the full penetration welded joint was obtained when the heat input reached 21 J/mm and above, and the width of fusion zone increased with the increase of heat input. There was a softened zone in the welded joints, but the degree of softening was low ( $\leq 10.1\%$ ). The softened zone was bound by the strengthening phase on both sides, leading to the fracture in the base metal, and the strength was equivalent to that of the base metal. In the Erichsen test, when the heat input was 21–36 J/mm, the cracking positions of the welding samples were perpendicular to the weld failure. The Erichsen values of three fully penetration welded joints all reached 70% of the base metal. The laser welding heat input range of 21–36 J/mm can ensure the full penetration weld seam performance meets the requirements of industrial applications.

**Key words** laser optics; laser welding; quenching and partitioning steel; microstructure; mechanical properties; formability

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390; 180.5810

收稿日期: 2019-11-26; 修回日期: 2019-12-18; 录用日期: 2019-12-31

基金项目: 国家自然科学基金(51975391, 51775102)、中国博士后基金特别资助项目(2018T110542)

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

# 1 引言

20 世纪末以来,随着社会经济的快速发展和人们生活水平的不断提升,汽车已成为人们日常出行不可或缺的交通工具<sup>[1]</sup>。截至 2019 年 6 月底,我国汽车保有量达 2.5 亿辆,汽车数量的快速增长带来了能源紧张以及环境污染等一系列问题<sup>[2-3]</sup>。研究表明<sup>[4-6]</sup>,汽车整车质量每减少 100 kg,每行驶 100 km 可节省 0.3~0.5 L 的燃油量,同时减少 0.85~1.40 kg 二氧化碳的排放量。汽车钢板之间的连接必不可少地涉及焊接技术,与传统焊接方式相比,激光焊接具有热输入低、生产效率高、热变形小和热影响区小等优点,已在汽车生产制造过程中得到了广泛的应用<sup>[7-8]</sup>。

1000 MPa 级及以上的高强钢被用于对材料强度要求较高的汽车结构件和安全件中,是实现汽车轻量化和提高安全性能的重要材料<sup>[9-11]</sup>。由马氏体(M)、铁素体(F)和残余奥氏体(RA)组成的淬火-配分钢(QP)为第三代车用先进高强钢,抗拉强度高达 1000~1400 MPa,延伸率高达 10%~20%,具有较好的强度和塑性<sup>[12-15]</sup>。国内外学者对 QP 高强钢激光焊接技术和焊接接头的组织和性能作了大量的研究。Li 等<sup>[13]</sup>对 QP980 激光焊接接头的组织和性能进行了研究,结果表明,接头焊缝区为板条马氏体组织,热影响区最外侧回火区的组织因发生马氏体回火而转变为回火马氏体;拉伸试验结果表明,焊接接头的抗拉强度与母材(BM)相当,但断后延伸率与母材相比降低了 27%;杯突试验结果表明,焊缝线位于冲头中心时,焊接接头的杯突值仅相当于母材

的 68.08%。同年 Guo 等<sup>[14]</sup>对 QP980 钢进行激光拼焊,发现焊接接头热影响区最外侧的回火区为软化区(约为 BM 的 94%),但未对焊接接头的抗拉强度产生影响;疲劳试验结果表明,焊接接头的疲劳寿命均低于母材,疲劳极限比母材低 35%。李学军等<sup>[15]</sup>进一步对更高强度的 QP1180 钢进行激光拼焊,发现低速和高速焊接接头均出现明显的软化区,但两种接头拉伸断裂位置均位于母材处;杯突试验结果表明,焊缝线位于冲头中心时,高速和低速焊接接头的杯突值分别为母材的 62%和 76%。

综上所述,对于 1180 MPa 强度级别 QP 钢的激光接头组织性能方面的研究工作相对较少,关于激光焊接热输入对该强度级别钢接头组织性能影响方面的系统研究也鲜有报道。因此,为进一步优化该强度级别钢的激光焊接工艺,本文研究了不同热输入条件对焊接接头的显微组织、显微硬度、力学性能及成形性能的影响。

## 2 试验材料及方法

### 2.1 试验材料

试验使用的钢板为 QP1180 高强钢,钢板厚度约为 1.6 mm。表 1 为试验钢的化学成分。试验钢的显微组织由铁素体 F、马氏体 M 和少量残余奥氏体 RA 组成,图 1 为其扫描电子显微镜(SEM)图像。试验钢的力学性能如表 2 所示,其抗拉强度(TS)约为 1160 MPa,屈服强度(YS)约为 1020 MPa,延伸率约为 21.9%,具有较好的强韧性匹配。利用 X 射线衍射(XRD)验证试验钢母材中残余奥氏体的存在,并计算得到残余奥氏体的体积分数约为 8.0%,如图 2 所示。

表 1 QP1180 高强钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of QP1180 high strength steel

Element	C	Si	Mn	Nb	Ti	V	S	P	Fe
Mass fraction / %	0.240	1.500	2.500	0.530	0.010	0.100	≤0.010	≤0.005	Bal.

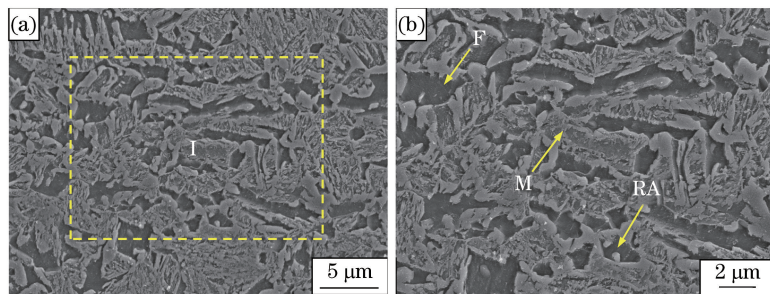


图 1 QP1180 高强钢的显微组织 SEM 图像。(a)低倍图;(b) I 区放大图

Fig. 1 Microstructure SEM images of QP1180 high strength steel. (a) Low magnification of BM; (b) I area enlargement

表2 QP1180 高强钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of QP1180 high strength steel

Parameter	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%	Hardness /HV
Value	1020	1160	21.9	~385

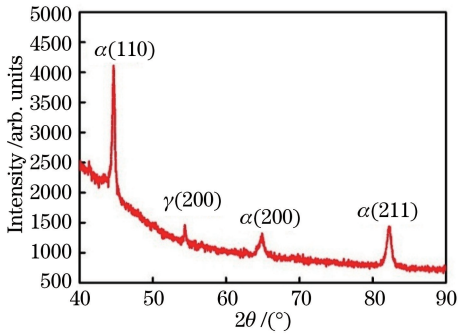


图2 QP1180 高强钢的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD pattern of QP1180 high strength steel

## 2.2 试验方法

利用 IPG 公司生产的 YLS-6000 连续光纤激光器对 60 mm×80 mm 的试验板进行激光拼焊试验, 获得 60 mm×160 mm 的激光拼焊板。激光束的光斑直径约为 0.3 mm, 离焦量约为 +5 mm。选用纯度为 99.9% 的氩气作为保护气, 气体流量为 15 L/min。根据《GB/T 19867.4—2008 激光焊接工艺规程》将厚度为 1.6 mm 试样进行拼板焊接, 焊接时激光束垂直于钢板, 保护气与激光束同轴输送, 如图 3 所示。通过控制激光功率改变焊接热输入, 焊接参数如表 3 所示。其中激光功率分别为 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 kW。焊接能量可表示为<sup>[16]</sup>

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

式中:  $E$  为热输入(J/mm);  $P$  为激光功率(W);  $v$  为焊接速度(mm/s)。根据(1)式可计算出不同激光功率对应的热输入分别为 14, 21, 29, 36 J/mm。

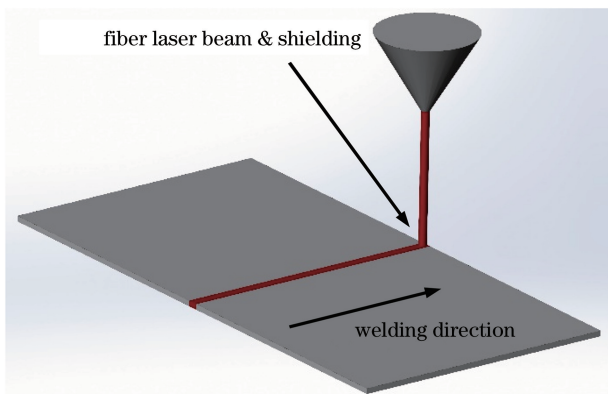


图3 激光拼焊示意图

Fig. 3 Schematic of tailored blank laser welding

表3 试验钢的焊接参数

Table 3 Welding parameters of experimental steel

$P$ /kW	$v$ / (m · min <sup>-1</sup> )	$E$ / (J · mm <sup>-1</sup> )	Protective gas
1.0		14	
1.5	4.2	21	99.9% Ar
2.0		29	
2.5		36	

利用电火花线切割机从 60 mm×160 mm 的激光拼焊板的焊缝位置处切取 15 mm×5 mm 的焊接接头样品, 并对其进行镶嵌。利用不同型号的砂纸打磨镶嵌后的焊接接头样品, 在抛光机上进行抛光, 采用体积分数为 4.0% 的硝酸乙醇溶液对焊接接头样品进行化学腐蚀, 腐蚀时间为 15 s。

利用蔡司金相显微镜和场发射 SEM 分别观察焊接接头的宏观形貌和显微组织。利用莱顿显微硬度计 Wilson VH1102 对焊接接头进行硬度测试, 测量位置为距离焊接接头上表面的 1/3 处, 压头载荷为 3 N, 保压时间为 10 s, 间隔距离为 100 μm。利用 DNS-300 万能试验机以 3 mm/min 的恒定拉伸速度完成拉伸试验, 拉伸试样尺寸如图 4 所示。使用深圳万测试验设备有限公司生产的 CMT604 自动杯突试验机完成杯突试验, 压边力为 20 kN, 测试速度为 16~18 mm/min, 焊缝位于激光拼焊板的中心处。

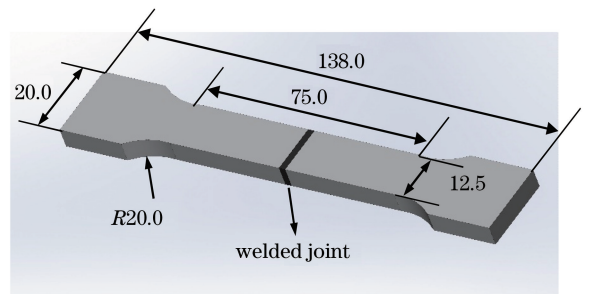


图4 拉伸试样示意图(单位:mm)

Fig. 4 Schematic of tensile specimen (unit: mm)

## 3 试验结果与分析

### 3.1 激光焊接接头的宏观形貌

图 5 为四种不同热输入下激光焊接接头的金相宏观组织形貌示意图。由图 5 可以看到, 四种热输入下焊接接头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)<sup>[2]</sup>。WS 为母材受热完全熔化后凝固的区域,HAZ 为母材在焊接热循环下未熔化但发生固态相变的区域<sup>[16-18]</sup>。热输入值为 14 J/mm 时,焊接接头未焊透。热输入值为 21~36 J/mm 时,获得全熔

透的焊接接头,外观形状为“沙漏”<sup>[16]</sup>。经测量得,全熔透焊接接头的熔宽随着焊接热输入值的增加而增加,分别为 1.46,1.73,1.97 mm(距焊接接头上表面 1/3 处测量)。

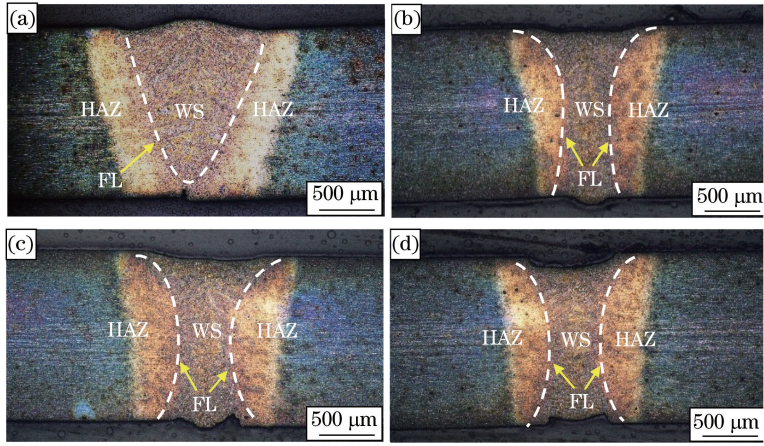


图 5 不同热输入下焊接接头的宏观形貌。(a) 14 J/mm;(b) 21 J/mm;(c) 29 J/mm;(d) 36 J/mm  
 Fig. 5 Macro morphology of welded joints with different heat inputs. (a) 14 J/mm; (b) 21 J/mm; (c) 29 J/mm; (d) 36 J/mm

### 3.2 激光焊接接头显微组织变化规律

由于不同热输入下的焊接接头显微组织转变规

律相似,因此以热输入为 21 J/mm 的焊接接头为例对接头的显微组织转变规律进行研究。图6(a)为

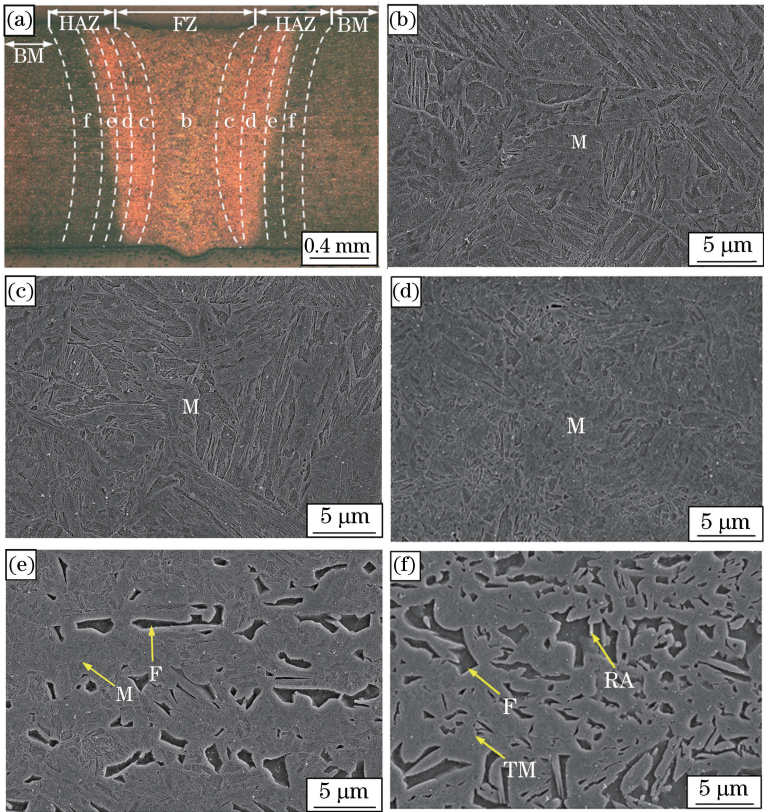


图 6 热输入为 21 J/mm 时 QP1180 钢焊接接头的显微组织。(a)接头不同区域的分布示意图;(b)焊缝区;(c)粗晶区;(d)细晶区;(e)混晶区;(f)回火区

Fig. 6 Microstructure of QP1180 welded joint when the heat input is 21 J/mm. (a) Schematic of the distribution of different areas of the weld joint; (b) FZ; (c) CGHAZ; (d) FGHAZ; (e) ICHAZ; (f) TZ



焊接接头不同区域的分布示意图,图 6(a)中位置 b~f 分别对应图 6(b)~6(f)。由图 6(a)可以看到,焊接接头分为 WS 区、HAZ 及 BM 区,HAZ 又可细分为粗晶区(CGHAZ)、细晶区(FGHAZ)、混晶区(ICHAZ)及回火区(TZ)<sup>[19-20]</sup>。

焊缝处的金属在焊接热循环过程中完全熔化,温度远超熔点,焊后冷却速度可达  $10^4$  °C/s 以上<sup>[17]</sup>,远大于试验钢形成马氏体的临界冷却速度,因此焊缝的显微组织全为板条马氏体,如图 6(b)所示。粗晶区和细晶区为距离焊缝最近的区域,焊接热循环过程中的峰值温度低于钢的熔点,但高于所有组织均转变为奥氏体的临界温度( $A_{c3}$ ),母材在加热过程中完全奥氏体化(即全部转变为奥氏体),在随后快速冷却的过程中奥氏体转变为板条马氏体<sup>[21]</sup>,如图 6(c)和 6(d)所示。混晶区的峰值温度介于开始形成奥氏体的温度( $A_{c1}$ )和  $A_{c3}$  之间,母材在加热过程中部分奥氏体化(即转变为奥氏体和铁素体的混合组织),在随后快速冷却的过程中奥氏体转变为马氏体<sup>[21]</sup>,因此混晶区由马氏体和铁素体组成,如图 6(e)所示。回火区的峰值温度介于配分温度和开始形成奥氏体的温度( $A_{c1}$ )之间,母材中的马氏体发生回火,生成了回火马氏体,因此回火区的显微组织由回火马氏体、铁素体和残余奥氏体组成<sup>[14-15]</sup>,如图 6(f)所示。

### 3.3 激光焊接接头的性能

#### 3.3.1 显微硬度

图 7 所示为三种全熔透焊接接头的维氏硬度分布曲线。由图 7 可以看到,三种全熔透焊接接头的维氏硬度分布规律基本一致。母材的平均硬度约为 385 HV,与母材的显微组织(铁素体、残余奥氏体和马氏体)一致。焊缝的平均硬度约为 579 HV,约为母材的 1.50 倍,原因在于焊缝的显微组织全为板条马氏体<sup>[16,18]</sup>。粗晶区和细晶区的显微硬度(590~

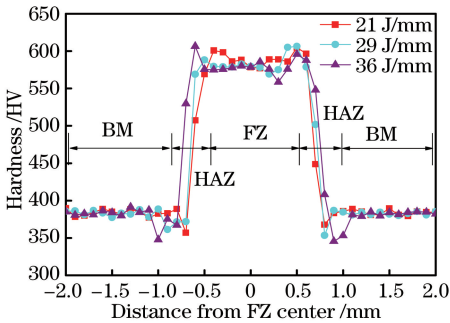


图 7 不同热输入下全熔透焊接接头显微硬度分布图

Fig. 7 Microhardness distribution of full penetration weld joints under different heat inputs

605 HV)略高于焊缝,原因为该区域的马氏体板条束尺寸比焊缝小<sup>[13]</sup>。回火区为软化区,硬度比母材低约 33 HV,原因为该区域的马氏体发生回火,生成了回火马氏体,导致该区域的硬度低于原母材<sup>[16]</sup>。表 4 为三种全熔透焊接接头软化区的尺寸与最低硬度。由表 4 可以看到,随着热输入的增大,软化区尺寸明显增大(150~300  $\mu\text{m}$ ),但软化区的显微硬度降低,硬度较母材的降幅分别为 7.3%,8.1%,10.1%。

表 4 全熔透焊接接头软化区尺寸与最低硬度

Table 4 Width and minimal hardness of softened zone in full-penetration weld joints

Heat input / ( $\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$ )	Width of softened zone / $\mu\text{m}$	Minimum hardness /HV
21	150	357
29	200	354
36	300	346

#### 3.3.2 拉伸性能

QP1180 高强钢母材和焊接接头的拉伸性能如表 5 所示, BM 的 YS 为 1020 MPa, TS 为 1160 MPa,延伸率为 21.9%。图 8 为不同热输入下的拉伸断裂样品和焊接接头的工程应力-应变曲线。可知,热输入值为 14 J/mm 时,焊接接头的力学性能较差,且断裂在焊缝,主要原因为焊接接头未熔透。热输入值增加到 21~36 J/mm 时,三种全熔透焊接接头均断裂在母材,且抗拉强度与母材相近,焊接接头的延伸率与母材相比分别下降了 11.9%,16.9%,8.2%,主要原因为焊缝的硬度远高于母材,限制了拉伸试样的变形<sup>[14]</sup>。通过计算可以得到<sup>[22]</sup>,三种全熔透焊接接头试样的强塑积分别为 22.2 GPa%,21.1 GPa%,22.9 GPa%,均达到了母材(25.4 GPa%)的 80%。图 9 为焊接接头拉伸断口高倍 SEM 图。由图 9 可以看到,未熔透焊接接头拉伸断口中存在大量解理面和少量韧窝,断裂方式为准解理断裂。三种全熔透焊接接头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。综上所述可知,热输入为 21~36 J/mm 时得到的全熔透焊接接头的抗拉强度可达到母材水平,拉伸性能良好。

通常,如果激光焊接接头中存在软化区,则其拉伸断裂位置也位于软化区<sup>[15,18,23]</sup>。但试验结果表明,三种全熔透焊接接头的断裂位置均位于母材。主要原因为软化区最大尺寸仅为 300  $\mu\text{m}$ ,且硬度与母材相比降幅最大仅为 10.1%,拉伸变形的过程中软化区受两侧高硬度焊缝和母材约束,故应变主要集中在母材区<sup>[16]</sup>,最终导致断裂位置发生在母材处。

表 5 焊接接头拉伸性能

Table 5 Tensile properties of welded joints

Heat input / ( $\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$ )	YS/MPa	TS/MPa	Elongation / %	Fracture position
14	310	327	4.6	WS
21	1015	1150	19.3	
29	1008	1160	18.2	BM
36	1014	1140	20.1	

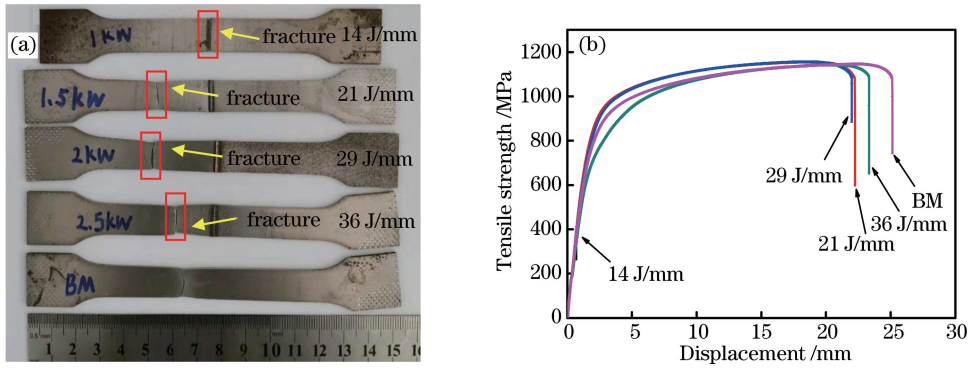


图 8 不同热输入下的焊接接头。(a) 拉伸断裂样品；(b) 工程应力-应变曲线

Fig. 8 Welded joints at different heat inputs. (a) Tensile fracture samples; (b) engineering stress-strain curves

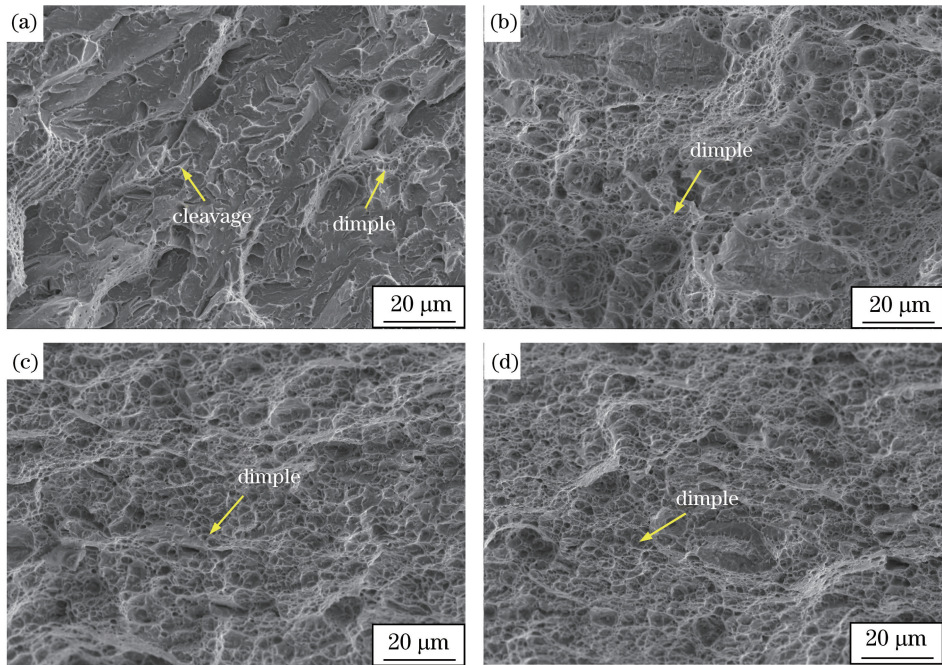


图 9 不同热输入下焊接接头拉伸断口 SEM 图像。(a) 14 J/mm；(b) 21 J/mm；(c) 29 J/mm；(d) 36 J/mm

Fig. 9 SEM images of tensile fracture of weld joints at different heat inputs.

(a) 14 J/mm；(b) 21 J/mm；(c) 29 J/mm；(d) 36 J/mm

### 3.3.3 成形性能

表 6 为焊接试样和母材的杯突试验数据,其中 BM 的杯突值为 6.7 mm(100%)。由表 6 可以看到,未熔透焊接试样的杯突值较低,仅达到了母材的 52%,成形性能较差。对于全熔透焊接接头,随着热输入值的增加,焊接试样的杯突值减小。热输入值

为 21 J/mm 时,材料的成形性能达到最佳,达到了母材的 76%。热输入值继续增加后(29 ~ 36 J/mm),材料的成形性能降低,分别为母材的 73%和 70%,但三种全熔透焊接试样的杯突值均达到了母材的 70%。图 10 为母材和全熔透焊接试验板进行杯突试验后的照片。由图 10 可以看到,热输

入值为 21~36 J/mm 时,焊接试样开裂位置均垂直于焊缝失效,焊缝的成形性能良好,主要原因为焊接接头软化区宽度较窄,变形过程中受两侧相邻的热

影响区和母材的强化约束而得以强化<sup>[24]</sup>,导致变形相对均匀地分布在试样表面,最终因焊缝变形能力差而在焊缝处垂直开裂。

表 6 杯突试验结果

Table 6 Results of Erichsen test

Heat input / (J · mm <sup>-1</sup> )	Erichsen value / mm	Crack initiation location
14	3.5(52%)	
21	5.1(76%)	FZ
29	4.9(73%)	FZ
36	4.7(70%)	FZ

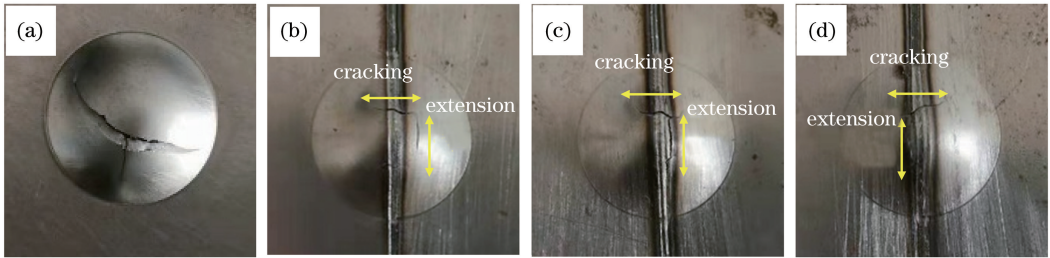


图 10 母材和全熔透焊接试验板进行杯突试验后的照片。(a) BM; (b) 21 J/mm; (c) 29 J/mm; (d) 36 J/mm

Fig. 10 Photos of base metal and weld joints after Erichsen test. (a) BM; (b) 21 J/mm; (c) 29 J/mm; (d) 36 J/mm

## 4 结 论

以 QP1180 钢为研究对象,研究了热输入对激光焊接接头宏观形貌、显微组织、显微硬度、拉伸性能和成形性能的影响规律。热输入值达到 21 J/mm 及以上时可获得全熔透焊接接头。随着热输入值的增大(21~36 J/mm),全焊接接头的熔宽逐渐增加(1.46~1.97 mm)。焊缝、粗晶区和细晶区的显微组织均为马氏体,混晶区为铁素体和马氏体的混合组织,回火区组织由回火马氏体、铁素体和残余奥氏体组成。全熔透焊接接头的显微硬度分布规律一致。焊缝、粗晶区和细晶区平均硬度(约 580 HV)远高于母材(385 HV),混晶区由于出现更多的马氏体,其硬度介于细晶区和母材之间。回火区由于母材中原有的马氏体回火,其硬度低于母材,并且随着热输入值的增大,软化程度逐渐增大(7.3%~10.1%),软化区尺寸逐渐增大(150~300 μm)。全熔透焊接接头的拉伸断裂位置均为母材处,其抗拉强度与母材相当,但延伸率有所下降,强塑积均可达到母材的 80%。随着热输入值的增加,全熔透焊接接头的成形性能降低,但均达到了母材的 70%。可知,1.6 mm 厚 QP1180 钢板焊接的激光热输入值范围为 21~36 J/mm。

## 参 考 文 献

[1] Kang Y L, Zhu G M. Development trend of China's

automobile industry and the opportunities and challenges of steels for automobiles [J]. Iron & Steel, 2014, 49(12): 1-7.

康永林, 朱国明. 中国汽车发展趋势及汽车用钢面临的机遇与挑战 [J]. 钢铁, 2014, 49(12): 1-7.

[2] Huan P C, Wang X N, Zhu T C, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded joint of 800 MPa grade hot-rolled high strength steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(1): 0102002.

环鹏程, 王晓南, 朱天才, 等. 800 MPa 级热轧高强钢激光焊接接头的组织和力学性能 [J]. 中国激光, 2019, 46(1): 0102002.

[3] Zhu T C, Liu H L, Wang X N, et al. Effect of welding current on microstructure and properties of 2 GPa press-hardened steel joints by RSW [J]. Materials Research Express, 2019, 6(11): 1165h5.

[4] Mayyas A T, Mayyas A R, Omar M. Sustainable lightweight vehicle design: a case study in Eco-Material selection for Body-In-White [M] // Njuguna J. Lightweight composite structures in transport. New York: Elsevier, 2016: 267-302.

[5] Lauter C, Tröster T, Reuter C. Hybrid structures consisting of sheet metal and fibre reinforced plastics for structural automotive applications [M] // Elmarakbi A. Advanced composite materials for automotive applications. Chichester: John Wiley & Sons Ltd, 2013: 149-174.



- [6] Hallal A, Elmarakbi A, Shaito A, et al. Advanced composite materials for automotive applications: structural integrity and crashworthiness [M] // Elmarakbi A. Advanced composite materials for automotive applications. Chichester: John Wiley & Sons Ltd, 2013.
- [7] Sun Z, Ion J C. Laser welding of dissimilar metal combinations[J]. Journal of Materials Science, 1995, 30(17): 4205-4214.
- [8] Yu X, Luo J Q, Xiao X S, et al. Research progress of high-power ultrafast fiber lasers [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0508007.  
余霞, 罗佳琪, 肖晓晟, 等. 高功率超快光纤激光器研究进展[J]. 中国激光, 2019, 46(5): 0508007.
- [9] Shome M, Tumuluru M. Introduction to welding and joining of advanced high-strength steels (AHSS)[M] // Biro E, Chatterjee S, Cretteur L, et al. Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS). New York: Elsevier, 2015: 1-8.
- [10] Pouranvari M. Critical assessment 27: dissimilar resistance spot welding of aluminium/steel: challenges and opportunities [J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(15): 1705-1712.
- [11] Hilditch T B, de Souza T, Hodgson P D. Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS)[M] // Biro E, Chatterjee S, Cretteur L, et al. Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS). New York: Elsevier, 2015: 9-28.
- [12] Speer J G, Edmonds D V, Rizzo F C, et al. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8(3/4): 219-237.
- [13] Li W D, Ma L X, Peng P, et al. Microstructural evolution and deformation behavior of fiber laser welded QP980 steel joint[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 717: 124-133.
- [14] Guo W, Wan Z D, Peng P, et al. Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 256: 229-238.
- [15] Li X J, Huang J, Pan H, et al. Microstructure and formability of laser welding joint of QP1180 high-strength steel sheet[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(3): 0302006.  
李学军, 黄坚, 潘华, 等. QP1180 高强钢薄板激光焊接接头的组织与成形性能[J]. 中国激光, 2019, 46(3): 0302006.
- [16] 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.
- [17] Huan P C, Chen W G, Wang X N, et al. Effect of martensite content on microstructure and properties of laser welded dual-phase steel joints [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2018, 55(11): 111406.  
环鹏程, 陈文刚, 王晓南, 等. 马氏体含量对双相钢激光焊接接头组织和性能的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(11): 111406.
- [18] Guo P F, Wang X N, Zhu G H, et al. Microstructures and properties of X100 pipeline steel joints by 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.
- [19] Xia M S, Kuntz M L, Tian Z L, et al. Failure study on laser welds of dual phase steel in formability testing[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2008, 13(4): 378-387.
- [20] Saha D C, Westerbaan D, Nayak S S, et al. Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 607: 445-453.
- [21] Zhang W Y. Welding metallurgy: fundamental principle[M]. Beijing: China Machine Press, 1999.  
张文钺. 焊接冶金学: 基本原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
- [22] Mo S H, Yu J H, Wang J J. Mechanical properties of engineering materials [M]. Beijing: Peking University Press, 2013.  
莫淑华, 于久灏, 王佳杰. 工程材料力学性能[M]. 北京: 北京大学出版社, 2013.
- [23] Shen B L, Li L, Yue C L. 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.
- [24] Guo W, Li L, Dong S Y, et al. Comparison of microstructure and mechanical properties of ultra-narrow gap laser and gas-metal-arc welded S960 high strength steel[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2017, 91: 1-15.