

QP1180 高强钢薄板激光焊接接头的组织与成形性能

李学军¹, 黄坚^{1*}, 潘华², 陈新平², 华学明¹

¹上海交通大学上海市激光制造与材料改性重点实验室, 上海 200240;

²宝山钢铁股份有限公司, 上海 201900

摘要 在不同焊接参数下对 QP1180 高强钢薄板进行激光焊接试验,对接头的显微组织、显微硬度、拉伸性能及杯突成形性能进行了分析。研究表明:在热影响区的回火区(软化区)形成了回火马氏体组织,导致该区存在明显的软化;提高焊接速度和降低热输入可显著降低软化程度;软化区受到两侧强体的约束而得以强化,导致拉伸后最终断裂在母材处,强度与母材相当;提高焊接速度和增加焊缝偏移可显著提高杯突值,高焊接速度下的焊板垂直于焊缝开裂,具有高杯突值,低焊接速度下的焊板沿软化区平行于焊缝开裂,具有低的杯突值;随着焊缝偏移的增大,杯突值增大,偏移至 30 mm 时,杯突值达到母材水平。

关键词 激光技术; 超高强 QP 钢; 激光焊接; 显微组织; 成形性能

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0302006

Microstructure and Formability of Laser Welding Joint of QP1180 High-Strength Steel sheet

Li Xuejun¹, Huang Jian^{1*}, Pan Hua², Chen Xinping², Hua Xueming¹

¹Shanghai Key Laboratory of Materials Laser Processing and Modification, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

²Baoshan Iron & Steel Co., Ltd., Shanghai 201900, China

Abstract Laser welding experiments for QP1180 high-strength steel sheet are carried out at different welding parameters, and the microstructure, microhardness, tensile properties and bulge properties of the welding joint are investigated. The results show that tempered martensite is formed in tempered zone (soft zone) of heat affected zone, leading to the softening in this zone. Increasing welding speed and reducing heat input can significantly reduce softening degree. The soft zone is strengthened by the constraints, leading to the fracture in base metal, and the strength of the soft zone is equivalent to that of the base metal. Increasing welding speed and weld line offset can obviously improve the bulge test value of the welding sheet. The welding sheet obtained at high welding speed fractures perpendicular to the weld and has high bulge test value, and the welding sheet obtained at low welding speed fractures parallel to the weld along the soft zone and has low bulge test value. Bulge test value improves gradually as the weld line offset increases and approaches to that of the base metal when the offset reaches to 30 mm.

Key words laser technique; ultra-high strength QP steel; laser welding; microstructure; formability

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390

1 引 言

自 2000 年以来,我国汽车工业高速发展,已成为我国经济支柱产业之一。2015 年,我国汽车产量达到了 2450 万辆^[1]。但是,汽车行业发展的同时也带来了能源消耗、污染物排放等环境问题。研究表

明,汽车轻量化可有效改善此类问题^[2]。为实现汽车轻量化,汽车用钢逐渐从传统钢材向先进高强钢转变。近年来,双相钢(DP 钢)、复相钢(CP 钢)、相变诱导塑性钢(TRIP 钢)等具有良好综合性能的车用钢得到了广泛应用,但这些钢种仍为第一代汽车用钢,难以同时实现高强度与高塑性的要求。QP

收稿日期: 2018-09-30; 修回日期: 2018-11-04; 录用日期: 2018-12-04

基金项目: 国家重点研发计划(2017YFB0304400)

* E-mail: jhuang@sjtu.edu.cn

钢,即淬火-配分钢,为第三代汽车用先进高强钢,由于QP钢中残余奥氏体组织的塑性诱导强化(TRIP)效应以及马氏体组织的强化,其抗拉强度高达1000~1400 MPa,断后伸长率高达10%~20%^[3],兼有高强度与高塑性的优良性能,具有广阔的应用前景。

激光焊接作为一种高能束焊接方法,具有热输入小、热影响区窄、焊缝美观、生产效率高等优点,在汽车生产制造领域得到了广泛应用,因此,车用高强钢的激光焊接性能受到了极大关注。国内外众多学者针对各种车用高强钢的激光焊接技术及焊接接头的组织、性能进行了大量研究。Kim等^[4]对强度级别从370 MPa到1500 MPa不同种类车用钢(SAPH370, DP590, DP780, CP1180, Usibor等)的CO₂激光焊接接头的组织、性能进行了分析,结果发现,抗拉强度高于590 MPa的钢,其焊接接头的热影响区均出现了软化,拉伸试样均断裂于软化区。Wang等^[5-6]研究了焊接热输入对DP1000钢激光焊接接头组织、性能的影响,结果显示:各接头断裂位置均在软化区,抗拉强度最多下降了15%,断后伸长率下降了60%以上;低热输入下的焊缝晶粒细小,软化区宽度窄,焊接接头表现出良好的拉伸性能。Xia等^[7]对DP980激光焊板的塑性成形性能进行分析后认为,由于DP980钢的焊接接头存在软化区,成形试样均断裂于软化区,成形性能仅为母材的43%。Panda等^[8-9]通过有限元模拟和实验分别对DP980和高强度低合金钢激光焊接接头的塑性成形性能进行了研究,结果显示,接头的成形性能均低于母材,但DP980焊接接头由于存在软化区而发生应变集中,其杯突值下降明显。这表明,热影响区软化会大大降低高强钢激光焊接接头的拉伸性能及成形性能。Guo等^[10]和Li等^[11]对QP980激光焊接接头的组织和性能进行了研究,结果表明:接头焊缝区为柱状马氏体组织,完全重结晶区为马氏体组织,热影响区最外侧的回火区(即软化区)的组织因发生马氏体回火而转变为回火马氏体组织;杯突试验结果显示,开裂位置并不在软化区,焊缝位置对成形性能的影响较大,随着焊缝远离试板中心,杯突值逐渐升高。目前,国内外对车用钢激光焊接的研究仍主要停留在前两代车用先进高强钢上,对QP钢的研究较少,更是鲜有对1200 MPa级QP钢焊接接头组织性能的研究。

光纤激光具有效率高、光束质量好、光束传输灵活、成本低等优点^[12-13],鉴于此,本文采用光纤激光

对1.6 mm厚QP1180钢板进行对接焊,在不同焊速下获得了性能差异较大的接头,并对接头的组织、显微硬度、拉伸性能及塑性成形性能进行了对比分析。

2 试验材料与方法

试验材料为1.6 mm厚QP1180钢板,其化学成分如表1所示。由图1可知,QP1180钢的显微组织主要由马氏体(M)、铁素体(F)和残余奥氏体组织(RA)组成。焊接设备采用IPG-YSL-10000光纤激光器,其最小光斑直径为0.72 mm,采用纯氩气作为保护气体,气体流量为15 L/min。对接焊接时,焊接方向垂直于钢板轧制方向。激光焊接工艺参数如表2所示。

表1 QP1180钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of QP1180 steel

Element	C	Si	Mn	P	S	Al
Mass fraction / %	0.1801	1.655	2.662	0.0074	0.0006	0.0323

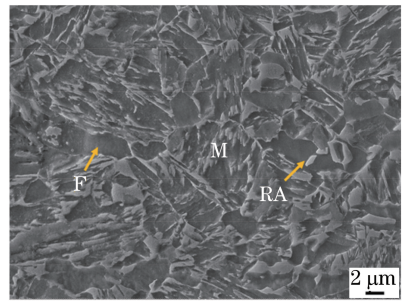


图1 QP1180钢的显微组织

Fig. 1 Microstructure of QP1180 steel

表2 激光焊接参数

Table 2 Laser welding parameters

Welding parameter number	Welding speed / (m·min ⁻¹)	Welding heat input / (J·mm ⁻¹)	Laser power / kW	Defocus / mm
1	2	90	3	+5
2	6	45	4.5	+5

焊后截取金相试样,研磨抛光后,采用体积分数为2%的硝酸酒精溶液进行腐蚀,然后采用光学显微镜(型号为A xioimager A2m)及JSM-7800F扫描电子显微镜进行组织观察。采用德国Zwick/Roell集团生产的Zwick全自动硬度计测试接头的显微硬度,加载载荷为4.9 N,保载时间为15 s,相邻硬度点的间距为200 μm。每个参数下截取3个试样进行拉伸性能测试,最终结果取3个试样的平均值。拉伸试样尺寸如图2所示(R代表半径)。

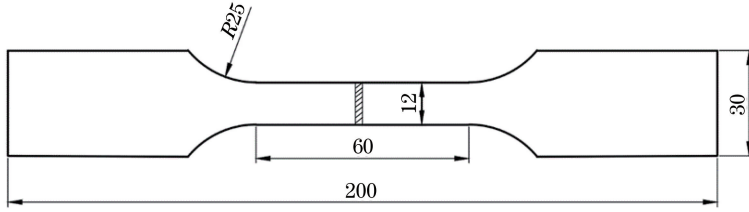


图 2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Dimensions of tensile test sample

杯突试验采用如图 3(a)所示的 MTS 866.72S 薄板成形试验机进行,试验过程示意图如图 3(b)所示,压头直径为 101.6 mm,压边力为 400 kN,凸模的速率为 $60 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 。试验前,将焊板裁剪成 $180 \text{ mm} \times 180 \text{ mm}$ 的方形试板,试验时将压头对准

试板中心。

为研究焊接参数及焊缝偏移对焊板成形性能的影响,采用表 2 中的两组焊接参数制备试板,并分别使焊缝处于试板中心及偏移试板中心 10, 20, 30 mm 下进行试验,每组试验进行三次。

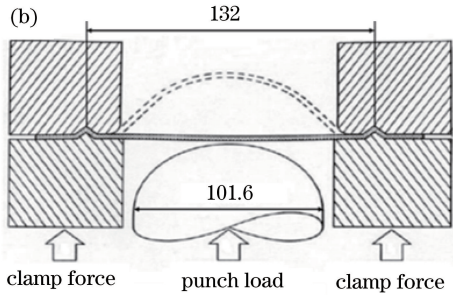
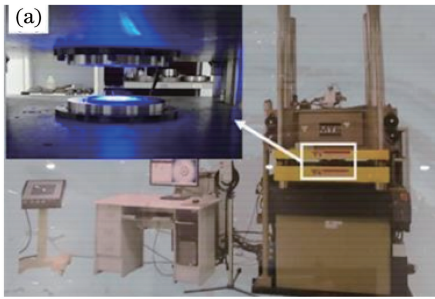


图 3 杯突试验设备及示意图。(a) MTS 866.72S 薄板成形试验机;(b)杯突试验示意图

Fig. 3 Bulge test equipment and schematic. (a) MTS 866.72S metal sheet forming machine; (b) schematic of bulge test

3 试验结果与分析

3.1 接头的显微组织

在两组焊接参数下得到的焊接接头各区域的显微组织分别如图 4 和图 5 所示。接头可分为焊缝区(FZ)、热影响区(HAZ)及母材(BM),热影响区又可细分为粗晶区(CGHAZ)、细晶区(FGHAZ)、两相区(ICHAZ)及回火区(SCHAZ)。图 4(a)、图 5(a)中的 b~f 区域分别为焊缝区、粗晶区、细晶区、两相区和回火区,可以看出:对于两组焊接接头,其各区域的组织类型相同,高速焊接接头因热输入较小而具有更加细小的组织;在焊缝区,重新熔化的母材经历快速冷却后形成了柱状马氏体组织;在粗晶区,母材经历了很高的但低于熔点的峰值温度,金属处于过热状态,故而晶粒急剧长大,形成了晶粒粗大的马氏体组织;细晶区由于峰值温度较低,经历相变重结晶后形成了晶粒细小的马氏体组织;对于两相区,因峰值温度处于奥氏体转变开始温度和结束温度之间($A_{c1} \sim A_{c3}$),只有部分晶粒发生了重结晶,因而该区为马氏体和铁素体的混合组织;回火区的峰值温度

处于 A_{c1} 以下,但在配分温度之上,所以该区域的马氏体发生了回火。为更清晰地观察回火区的组织,将局部放大,如图 4(g)和图 5(g)所示,此时组织中存在明显的碳化物析出,母材中的马氏体组织发生分解生成碳化物,转变为回火马氏体组织(TM)。

3.2 显微硬度

对于在两组焊接参数下得到的焊接接头,其横截面的显微硬度曲线如图 6 所示:低速焊接接头由于热输入大,各区域的宽度均明显大于高速焊接接头;焊缝区由于经历了重熔和快速冷却,组织为马氏体,硬度约为 470 HV;热影响区的最高硬度达到了近 500 HV。此外,硬度曲线上清楚地显示出热影响区最外侧存在硬度低于母材的软化区,即回火区。表 3 为软化区的宽度与最低硬度,可以看出,高速焊接接头的软化区的宽度仅为低速焊接接头的 60%,且软化程度较轻(最低硬度更高)。与高速焊接接头相比,低速焊接接头由于热输入高,在焊接过程中停留在回火温度区的时间更长,回火更充分,因此软化更严重,表现为软化区宽度更宽,最低硬度更低。

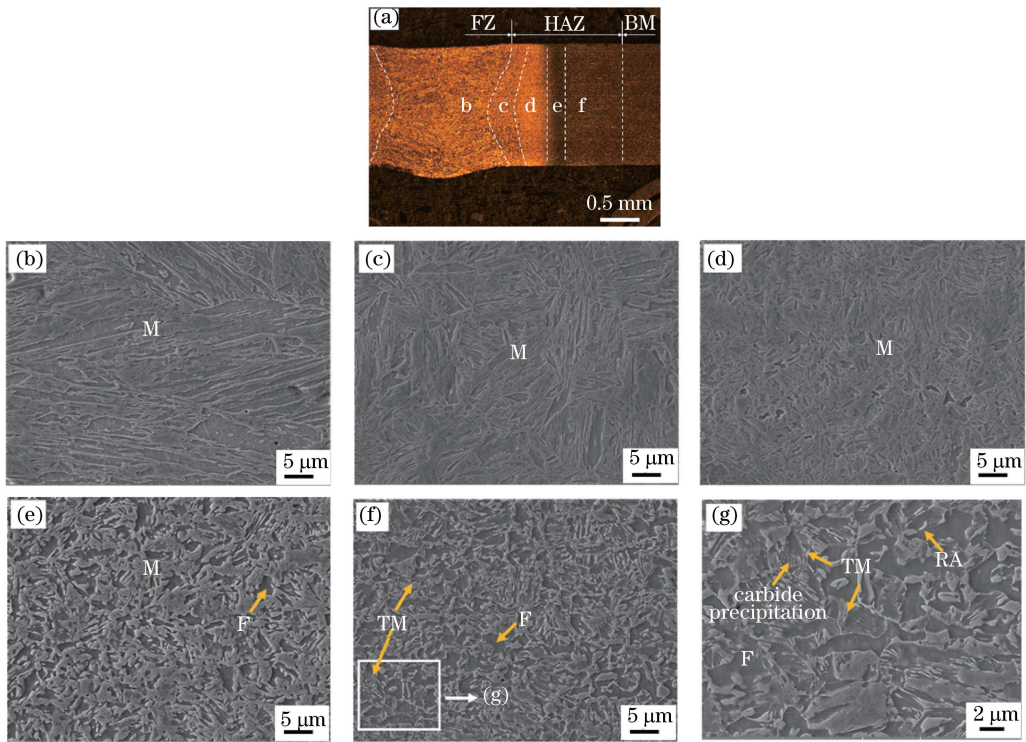


图 4 低速焊接接头的显微组织。(a)宏观形貌;(b)焊缝区;(c)粗晶区;(d)细晶区;(e)两相区;(f)回火区;(g)回火区局部放大
 Fig. 4 Microstructures of low-speed welding joint. (a) Macro appearance; (b) FZ; (c) CGHAZ; (d) FGHAZ; (e) ICHAZ; (f) SCHAZ; (g) local magnification of SCHAZ

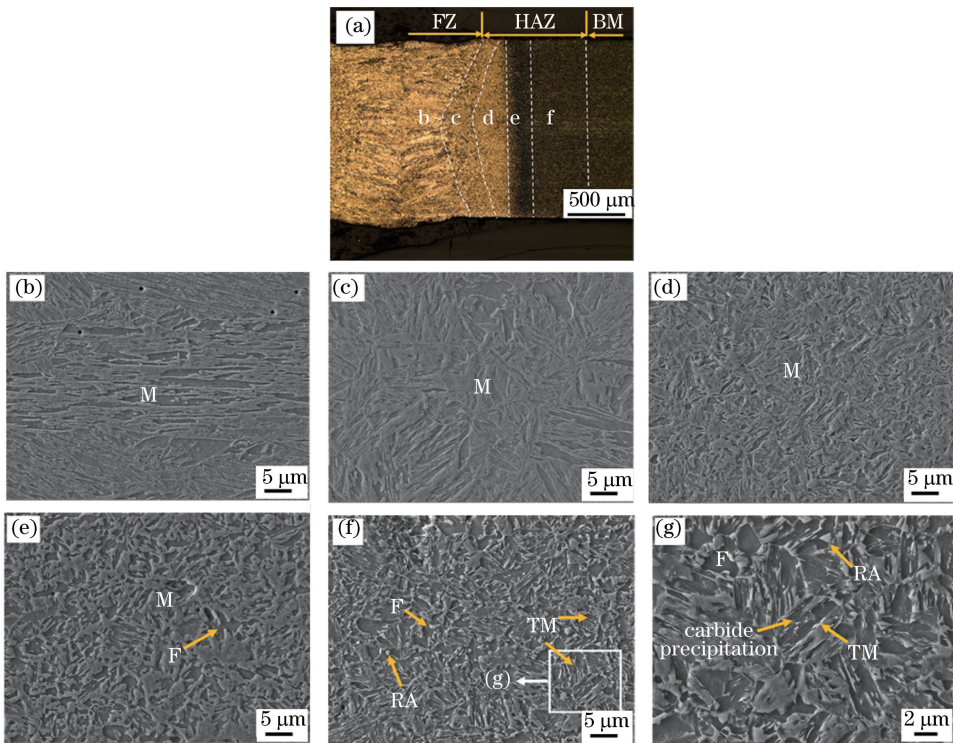


图 5 高速焊接接头的显微组织。(a)宏观形貌;(b)焊缝区;(c)粗晶区;(d)细晶区;(e)两相区;(f)回火区;(g)回火区局部放大
 Fig. 5 Microstructures of high-speed welding joint. (a) Macro appearance; (b) FZ; (c) CGHAZ; (d) FGHAZ; (e) ICHAZ; (f) SCHAZ; (g) local magnification of SCHAZ

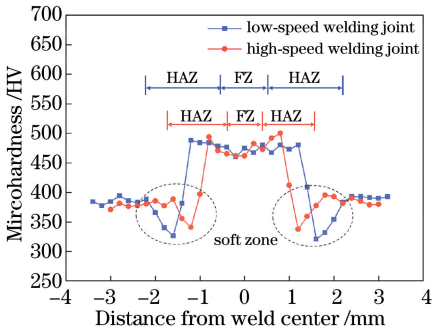


图 6 焊接接头横截面的硬度

Fig. 6 Microhardness profile of welding joints cross-section

表 3 焊接接头软化区的宽度与最低硬度

Table 3 Width and minimal hardness of soft zone in welding joint

Welding parameter number	Width of soft zone /mm	Minimum hardness /HV
1	0.80	328
2	0.48	340

3.3 拉伸性能

由图 7 可以看出,两组焊接参数下的拉伸试样拉断后,断裂位置均位于母材,距焊缝约 15 mm。两组接头试样及母材的拉伸性能见表 4。由于拉伸试样断裂在母材处,故两组接头试样的强度相差较小,且与母材基本一致,但接头试样的断后伸长率较母材有所降低。在拉伸过程中,软化区两侧的焊缝和母材作为强体,对软化区的变形起到了约束作

用^[14-15],导致软化区虽然为接头最薄弱的区域,但却无法发生较大的变形,导致断裂发生在远离焊缝的母材处。

表 4 母材及接头试样的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of base metal and welding joint samples

Sample	Yield	Tensile	
	strength / MPa	strength / MPa	Elongation /%
Base metal (QP1180)	1025	1190	15.7
Low-speed welding joint sample	1021	1196	14.5
High-speed welding joint sample	1023	1201	14.2

3.4 成形性能

试板的成形性能是通过杯突值(LDH)来表征的,杯突值为杯突试验中试样开裂时凸模凸起的高度。两种焊接参数下不同焊缝偏移量试板的杯突值如图 8 所示;当焊缝无偏移时,低速焊接试板和高速焊接试板的杯突值分别为母材的 62%和 76%;随焊缝偏移量增大,杯突值均呈升高的趋势,但偏移 10 mm与焊缝无偏移时的杯突值基本相同,表明较小的焊缝偏移量对试板成形性能的影响较小。此外,当焊缝偏移量为 0,10,20 mm时,高速焊接试板的杯突值明显高于低速焊接试板,这表明高速焊接有利于提高焊板的成形性能;当偏移量达到 30 mm时,两种焊接参数下的试板的杯突值基本一致,且达到了母材的 95%。

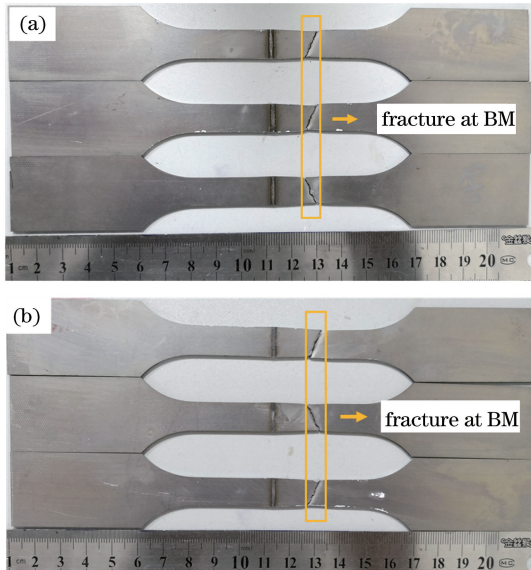


图 7 拉伸试验后的试样。(a)低速焊接接头试样;
(b)高速焊接接头试样

Fig. 7 Samples after tensile test. (a) Low-speed welding joint samples; (b) high-speed welding joint samples

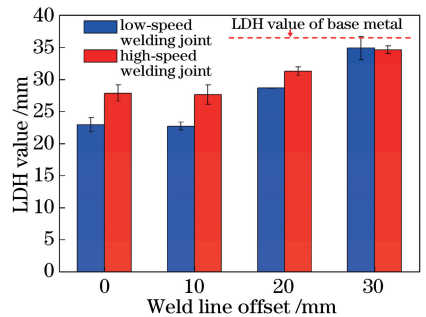


图 8 不同焊缝偏移量下试板的杯突值

Fig. 8 LDH values of tested sheets at different weld line offsets

图 9 为低速焊接试板在不同焊缝偏移量下进行杯突试验后的照片,可见:当焊缝偏移量分别为 0, 10,20 mm 时,开裂方向均平行于焊缝,且在焊缝之

外。为了确定开裂位置,获得了开裂处截面的金相照片及硬度分布,如图 10 所示,开裂位置附近虽然经历了应变硬化,但仍可看出开裂位置为热影响区的软化区。软化区为接头中强度最弱的区域,且低焊速下的软化区较宽,在变形过程中更易发生局部应变集中现象,软化区优先屈服,导致最终断裂在软化区,于是沿软化区平行于焊缝开裂。当焊缝偏离试板中心 0, 10, 20 mm 时,均存在软化区应变集中

现象。虽然都在软化区开裂,但当偏移量达到 20 mm 时,由于焊缝距试板中心已较远,软化区承受的应力开始减小,应变集中减弱,于是杯突值有所升高。当偏移量增加到 30 mm 时,焊缝距离试板中心更远,对试板中心部位的变形基本无影响,此时核心变形区域基本为母材,变形较为均匀,而试板的轧制方向垂直于焊缝,于是最终沿轧制方向开裂,且呈现出与母材相近的杯突值。

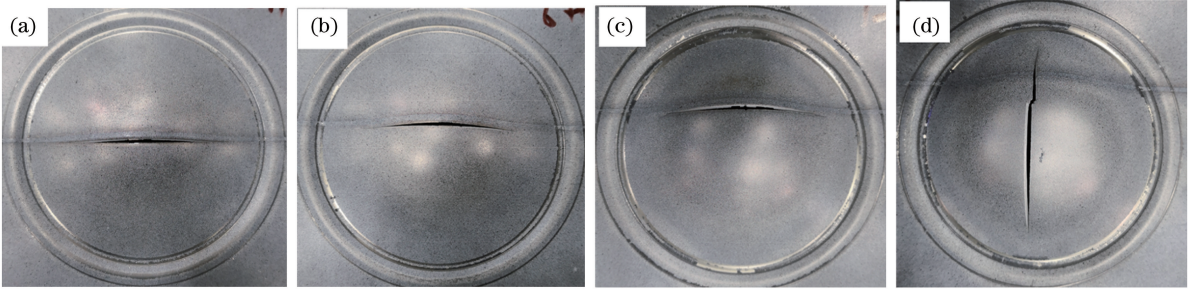


图 9 低速焊接试板在不同焊缝偏移量下进行杯突试验后的照片。(a) 0 mm; (b) 10 mm; (c) 20 mm; (d) 30 mm
Fig. 9 Photos of low-speed welding sheets after cupping test at different weld line offsets.

(a) 0 mm; (b) 10 mm; (c) 20 mm; (d) 30 mm

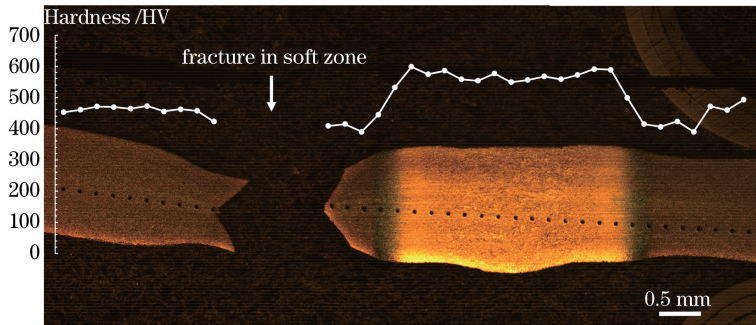


图 10 低速焊接试板在 0 mm 焊缝偏移量下的断裂位置及硬度分布

Fig. 10 Fracture position and hardness distribution of low-speed welding sheet at weld line offset of 0 mm

图 11 为高速焊接试板在不同焊缝偏移量下进行杯突试验后的照片。与低速焊接试板不同的是,当焊缝偏移量为 0, 10, 20 mm 时,高速焊接试板并未在软化区开裂,而是垂直于焊缝开裂,这与两组焊

接参数下的软化程度密切相关。从表 3 中可以看出,与低速焊接接头试样相比,高速焊接接头试样的软化区宽度明显减小,当软化区宽度足够窄时,其在变形过程中受到相邻母材及硬化的热影响区的强体

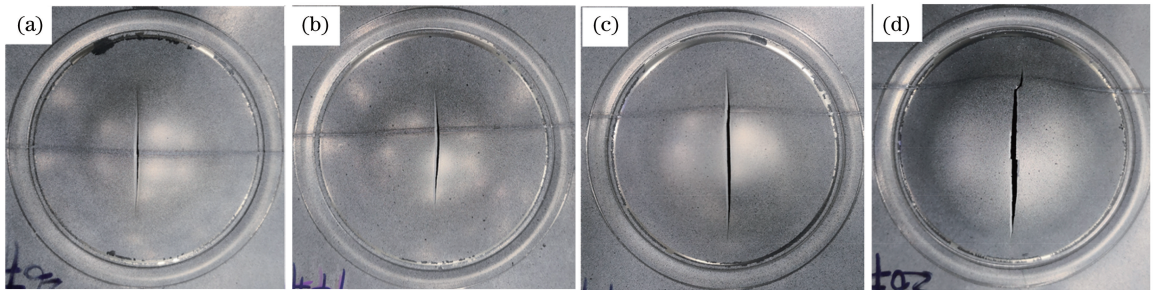


图 11 高速焊接试板在不同焊缝偏移量下进行杯突试验后的照片。(a) 0 mm; (b) 10 mm; (c) 20 mm; (d) 30 mm
Fig. 11 Photos of high-speed welding sheets after cupping test at different weld line offsets.

(a) 0 mm; (b) 10 mm; (c) 20 mm; (d) 30 mm

约束而得以强化^[14-15],变形不再集中于软化区,而是相对均匀地分布在试样表面,母材更多地参与了变形,最终因焊缝变形能力差而在焊缝处垂直开裂。因此:在焊缝偏移量为0,10,20 mm时,高速焊接试板的杯突值明显高于低速焊接试板;当偏移量为30 mm时,焊缝已远离试板中心,影响极小,故而高速焊接试板呈现出与低速焊接试板基本相同的杯突值。

为确定两种不同开裂位置的试板的断裂性质,选取两组焊接参数下焊缝无偏移时的试板截取断口试样,采用扫描电镜(SEM)观察断口形貌。图12

为开裂位置在软化区的焊缝无偏移低速焊接试板的断口形貌,此时断裂发生在软化区,如图12(a)所示;软化区经历了较严重的应变集中,发生了较大的塑性变形,其断口上存在韧窝,图12(b)、(c)所示。图13为焊缝无偏移时开裂位置在焊缝处且垂直焊缝的试板的断口形貌。如图13(b)、(c)所示,焊缝区的形貌主要为河流花样,仅存在极少的浅韧窝,呈现出解理断裂特征,这是由于焊缝硬度高、变形能力差、无法承受较大的变形而导致的。在焊缝外,由于变形能力较好,发生了一定的塑性变形,从而呈现出韧窝形貌,如图13(d)所示。

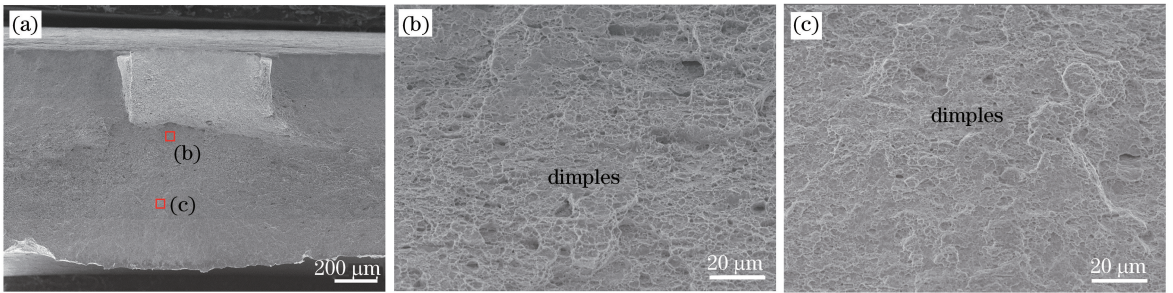


图12 低速焊接试板在焊缝无偏移时的断口形貌。(a)宏观形貌;(b)断口中部;(c)断口下部

Fig. 12 Fracture morphology of low-speed welding sheet with 0 mm weld line offset. (a) Macro appearance; (b) middle part of the fracture; (c) bottom part of the fracture

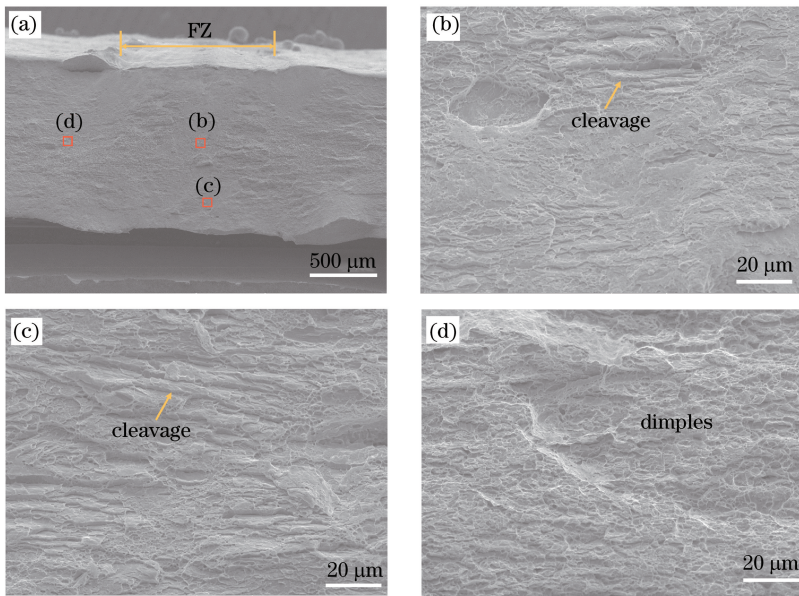


图13 高速焊接试板在焊缝无偏移时的断口形貌。(a)宏观形貌;(b)焊缝中部;(c)焊缝下部,(d)热影响区

Fig. 13 Fracture morphology of high-speed welding sheet with 0 mm weld line offset. (a) Macro appearance; (b) middle part of FZ; (c) bottom part of FZ; (d) HAZ

4 结 论

采用光纤激光实现了QP1180钢薄板的焊接,接头焊缝区为柱状分布的马氏体组织,热影响区粗

晶区和细晶区的组织均为马氏体,两相区为铁素体与马氏体的混合组织,回火区组织由回火马氏体、铁素体和残余奥氏体组成。QP1180激光焊接接头的硬度分布极不均匀,焊缝区硬度达到了470 HV,热

影响区的最高硬度达到了 500 HV。在热影响区外侧存在软化区,该区域的最低硬度比母材约低 40~50 HV,此区域是由马氏体回火分解形成的,且低热输入下的软化程度降低。焊接接头拉伸试样的断裂位置均为母材,软化并未对拉伸性能产生较大影响,抗拉强度与母材相当,断后伸长率比母材略低。焊接速度对焊板成形性能及开裂形式具有较大影响:在低焊接速度下,热输入高,焊板沿软化区开裂,杯突值低,只有母材的 62%;在高焊接速度下,热输入小,焊板垂直于焊缝开裂,具有更好的成形性能。焊缝偏移焊板中心有利于焊板成形性能的提升,随着焊缝偏移量增加,杯突值呈升高的趋势;当偏移量达到 30 mm 时,焊板杯突值与母材相当。

参 考 文 献

- [1] Zhu G M, Kang Y L, Zhu S. Study on process, microstructure and property of ultra-high strength QP steel for automobile[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2017, 53(12): 110-117.
朱国明, 康永林, 朱帅. 汽车用超高强 QP 钢的工艺与组织性能研究[J]. *机械工程学报*, 2017, 53(12): 110-117.
- [2] 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.
- [3] 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.
- [4] 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 1500 MPa for automotive application[J]. *Journal of Achievements in Materials & Manufacturing Engineering*, 2010, 39(1): 6-11.
- [5] Wang J F, Yang L J, Sun M S, *et al.* Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding [J]. *Materials & Design*, 2016, 90: 642-649.
- [6] Wang J F, Wang L J, Yang L J, *et al.* Research on microstructure and properties of laser welding DP1000 high-strength steel weld joints[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2014, 41(9): 0903003.
王金凤, 王立君, 杨立军, 等. DP1000 高强钢激光
- 焊接接头组织性能研究[J]. *中国激光*, 2014, 41(9): 0903003.
- [7] Xia M, Sreenivasan N, Lawson S, *et al.* A comparative study of formability of diode laser welds in DP980 and HSLA steels [J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2007, 129(3): 446-452.
- [8] Panda S K, Kuntz M L, Zhou Y. Finite element analysis of effects of soft zones on formability of laser welded advanced high strength steels[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009, 14(1): 52-61.
- [9] Li J, Nayak S S, Biro E, *et al.* Effects of weld line position and geometry on the formability of laser welded high strength low alloy and dual-phase steel blanks[J]. *Materials & Design*, 2013, 52(24): 757-766.
- [10] 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.
- [11] 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.
- [12] Li M, Zhang W, Hua X M, *et al.* Investigation of plasma and metal transfer dynamic behavior during fiber laser GMAW-P hybrid welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(4): 0402008.
李敏, 张旺, 华学明, 等. 光纤激光与 GMAW-P 复合焊接等离子体及熔滴过渡动态特征研究[J]. *中国激光*, 2017, 44(4): 0402008.
- [13] Shi P F, Huang J, Tantai F L, *et al.* Microstructures and properties of 27SiMn high-strength steel joints by laser-MAG hybrid welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(10): 1002001.
史鹏飞, 黄坚, 澹台凡亮, 等. 27SiMn 高强钢激光-MAG 复合焊接接头组织和性能[J]. *中国激光*, 2017, 44(10): 1002001.
- [14] Liu Huijie. *Welding metallurgy and weldability*[M]. Beijing: China Machine Press, 2007.
刘会杰. *焊接冶金与焊接性*[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007.
- [15] 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.