

# 热输入对激光焊中锰钢接头组织和力学性能的影响

曹洋<sup>1,2\*\*</sup>, 赵琳<sup>2</sup>, 彭云<sup>2\*</sup>, 马成勇<sup>2</sup>, 田志凌<sup>2</sup>, 钟敏霖<sup>1\*\*\*</sup>

<sup>1</sup>清华大学材料学院, 北京 100084;

<sup>2</sup>钢铁研究总院, 北京 100081

**摘要** 采用光纤激光器焊接了 0.1C-5Mn 钢,研究了不同热输入对接头的组织、硬度、拉伸和成形性能的影响。结果表明,不同热输入的接头焊缝区均为马氏体组织,热影响区由细小马氏体/贝氏体混合组织、奥氏体和铁素体组成;焊缝区的平均硬度均比母材的高。当热输入为  $100 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$  时,接头的亚临界热影响区有轻微软化趋势。不同热输入的接头拉伸试样均断裂于母材区,断口为韧性断裂,且接头抗拉强度均比母材的大;接头杯突裂纹在焊缝区启裂并垂直于焊缝向母材区扩展;平行于轧向焊接的拼焊板成形性能优于垂直于轧向的。

**关键词** 激光技术; 激光焊接; 中锰钢; 显微组织; 力学性能; 成形性能

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.1102008

## Effect of Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded Medium Mn Steel Joints

Cao Yang<sup>1,2\*\*</sup>, Zhao Lin<sup>2</sup>, Peng Yun<sup>2\*</sup>, Ma Chengyong<sup>2</sup>, Tian Zhiling<sup>2</sup>, Zhong Minlin<sup>1\*\*\*</sup>

<sup>1</sup>School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

<sup>2</sup>Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China

**Abstract** The 0.1C-5Mn steels are welded by a fiber laser, and the effect of heat input on the microstructure, micro-hardness, tensile properties and formability of steel joints is investigated. The results show that the fusion zones (FZs) of joints under different heat inputs are always full of martensite structures, and in contrast the heat-affected zones (HAZs) are composed of fine martensite/bainite mixed structures, austenite and ferrite. The average micro-hardness of the FZs is always higher than that of the base materials. A slightly softened zone occurs in the subcritical HAZ when the heat input is  $100 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$ . All the tensile samples of welded joints fracture at the base materials and the fractures belong to the ductile ones. The ultimate tensile strength of joints is higher than that of base materials. The Erichsen cracks of welded joints initiate in the FZ and extend perpendicular to the weld towards the base material zone. The forming performance of tailor-welded blank parallel to the rolling direction is superior to that of the perpendicular.

**Key words** laser technique; laser welding; medium Mn steel; microstructure; mechanical properties; formability

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390

## 1 引 言

汽车轻量化是降低能耗、减少排放的有效措施之一<sup>[1]</sup>,通过使用高强塑积钢能够减轻结构质量,实现汽车轻量化。低合金高强度钢、双相钢、传统的相变诱导塑性(TRIP)钢等第一代汽车钢的强塑积较低,难以满足未来汽车轻量化和安全性的需求;第二代先进汽车钢以孪晶诱导塑性(TWIP)钢为代表,Mn

的质量分数为 15%~30%,具有很高的强塑积,但其成本高、生产工艺复杂<sup>[2-3]</sup>。因此,为了满足汽车轻量化、安全性和经济性的综合要求,研发新一代汽车用钢具有重要意义。中锰钢通过固溶强化、细晶强化和相变强化等方法实现高强度,同时通过 C、Mn 元素配分工艺增大钢中亚稳奥氏体组织的含量,并利用 TRIP 机制提高塑性。与 TWIP 钢相比,中锰钢中 Mn 的质量分数低了 10%~20%<sup>[4]</sup>,在工

收稿日期: 2018-04-27; 修回日期: 2018-05-28; 录用日期: 2018-07-05

基金项目: 国家科技部国际合作专项(2015DFA51460)

\* E-mail: yunpeng21@139.com; \*\* E-mail: caoyang0531@163.com; \*\*\* E-mail: zhml@tsinghua.edu.cn

业应用中具有成本优势,成为新一代汽车用钢的选用材料之一。Miller 等<sup>[5]</sup>最早研究了 Mn 的质量分数为 5% 的钢,通过回火处理后获得了质量分数为 20%~40% 的残余奥氏体和超细晶组织。Niikura 等<sup>[6]</sup>研究发现,高强高韧性钢可以采用奥氏体逆相变工艺获得大量残余奥氏体组织,从而提高钢的强度和塑性。此后 Speer 等<sup>[7]</sup>研究 TRIP 钢时提出了 Q&P 热处理工艺,也提高了钢的强度和塑性,至此中锰钢才受到广泛重视。目前,中锰钢研究主要集中在获得奥氏体途径、奥氏体稳定性对性能的影响等方面<sup>[4,8]</sup>,中锰钢的强塑积已提高到了 30~45 GPa%<sup>[9-13]</sup>。

焊接是新型钢铁材料工业化应用的关键技术之一,而中锰钢焊接的研究鲜有报道。Lun 等<sup>[14]</sup>研究发现,Fe-0.15C-10Mn-1.5Al 中锰钢的焊缝区由马氏体组成,接头没有出现软化区,在热影响区附近发生了断裂。Di 等<sup>[15]</sup>研究发现,采用脉冲电流能够加强 0.98C-6.5Mn-1.2Cr-2.9Mo 钢熔池流动并细化焊缝区晶粒,焊接接头的韧性增强。Jia 等<sup>[16]</sup>研究了点焊的焊接参数对 0.1C-5Mn 钢断裂模式的影响。激光焊接的热源集中、准直性好、焊接速度快,能够

大幅度提高拼焊板的生产效率,被广泛应用于汽车行业。激光焊接冷却速度快,冷却过程中容易出现淬硬马氏体组织<sup>[13]</sup>,中锰钢的 Mn 元素含量较大,淬透性较高,激光焊接增大了形成淬硬马氏体组织的倾向,对接头塑性产生不利影响。本文以 0.1C-5Mn 钢为材料,研究了激光焊接接头组织的演变规律,分析了热输入对接头组织和力学性能的影响。

## 2 试验材料及方法

采用某钢厂生产的 0.1C-5Mn 中锰钢作为试验材料,其化学成分见表 1,厚度为 2 mm。0.1C-5Mn 中锰钢的显微组织如图 1 所示,其中 R 和黑色箭头表示轧向。可以看出,母材(BM)由超细晶铁素体(F)和逆转变奥氏体(A)组成。母材的抗拉强度为 773 MPa,断后延伸率为 38.4%,强塑积约为 30 GPa%。将钢板加工成尺寸为 120 mm×75 mm 和 90 mm×90 mm,采用美国 IPG 的 YLS-2000 型光纤激光器对钢板沿轧向、横向进行焊接,激光焊接示意图如图 2 所示,激光焊接的工艺参数见表 2。高热输入(HH)表示热输入为 100 J·mm<sup>-1</sup>,低热输入(LH)表示热输入为 25 J·mm<sup>-1</sup>。

表 1 0.1C-5Mn 中锰钢的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of 0.1C-5Mn medium Mn steel (mass fraction, %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Fe
Content	0.12	0.08	4.78	0.01	0.0012	0.033	0.0062	Bal.

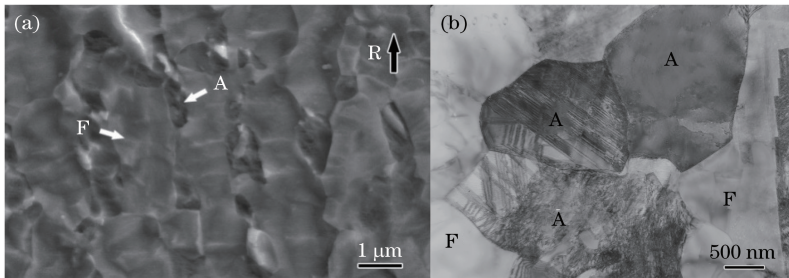


图 1 0.1C-5Mn 中锰钢的显微组织。(a)扫描电子显微镜下;(b)透射电子显微镜下

Fig. 1 Microstructures of 0.1C-5Mn medium Mn steel. (a) Under scanning electron microscope; (b) under transmission electron microscopy

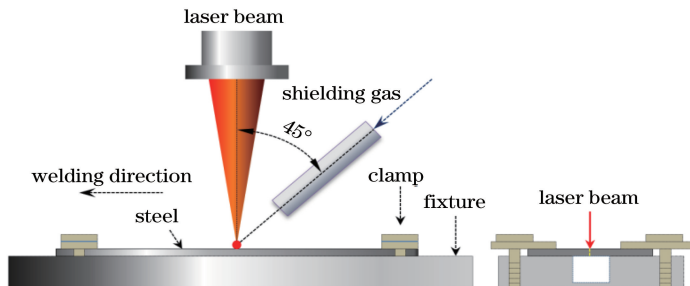


图 2 激光焊接示意图

Fig. 2 Schematic of laser welding

表 2 激光焊接的工艺参数  
Table 2 Process parameters for laser welding

Sample	Laser power /W	Welding speed / ( $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ )	Gas flow / ( $\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$ )	Heat input / ( $\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$ )	Defocusing /mm
LH	2000	4.8	15	25	0
HH	2000	1.2	15	100	0

焊后沿接头横截面制取金相试样,腐蚀剂采用体积分数为 2% 的硝酸乙醇溶液。采用德国徕卡公司的 Leica MEF4M 型光学显微镜、日本日立公司的 S4300 型扫描电镜 (SEM)、日本日立公司的 H800 型透射电镜 (TEM) 分别观察接头宏观形貌、接头断口形貌和焊缝组织精细结构。采用 100 mL

饱和苦味酸和 3 mL 盐酸混合试剂对接头腐蚀 50 s, 观察其柱状晶结构。采用日本 FT 公司的 FM-300 型显微硬度仪测试接头横截面下 0.75 mm 处的硬度。拉伸试样的尺寸如图 3 所示。拉伸和杯突试验分别在力学试验机和杯突试验机上进行。

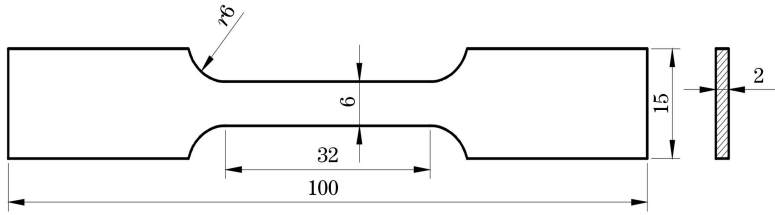


图 3 拉伸试样的尺寸  
Fig. 3 Size of tensile specimen

### 3 分析与讨论

#### 3.1 接头显微组织分析

##### 3.1.1 演变规律

接头的金相照片如图 4 所示。激光焊接能量密度大、冷却速度快,造成焊缝熔池边缘的温度梯度大,晶粒沿垂直于焊缝方向的生长速度最快,因此,

熔池两边呈柱状晶形貌;而焊缝中心温度梯度小,凝固和生长速度最慢,因此,焊缝中心形成了等轴晶<sup>[14,17]</sup>。从图 4 可以看到,两种接头的宏观形貌可以分为焊缝区 (FZ)、热影响区 (HAZ) 和母材区。其中,HH 接头热影响区中的粗晶区和细晶区区分明显,LH 接头热影响区中的粗晶区和细晶区难以区分。

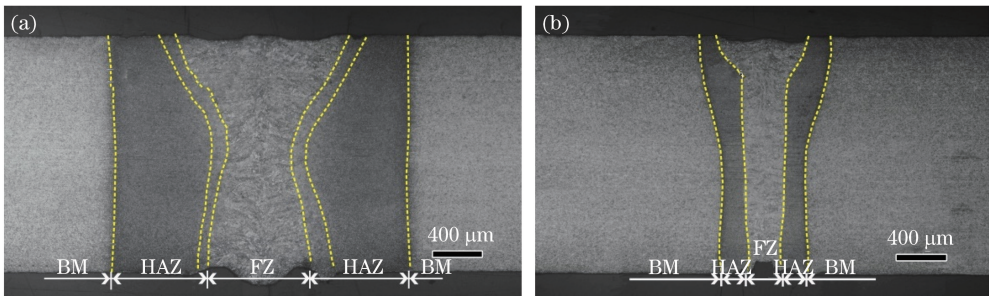


图 4 接头的金相照片。(a) HH; (b) LH  
Fig. 4 Metallographic images of joints. (a) HH; (b) LH

HH 接头热影响区的组织形貌如图 5 所示。可以看到,HH 接头焊缝区为马氏体 (M) 组织,在焊接热循环过程中该区域的峰值温度可以达到钢的熔点温度,焊缝区加热速度和冷却速度较快<sup>[13,18]</sup>,快速冷却过程中形成了马氏体组织。粗晶热影响区 (CGHAZ) 的峰值温度小于焊缝区的,温度为 900~1350 °C,热循环加热过程中奥氏体晶粒发生粗化长大,在快速冷却过程中形成了板条马氏体组织。随

着热循环峰值温度减小至 780~900 °C<sup>[19]</sup>,细晶热影响区 (FGHAZ) 形成的奥氏体在高温区停留时间过短而不会长大,冷却过程中发生组织转变,形成细小的板条结构组织。靠近母材区域的临界热影响区 (ICHAZ) 的热循环峰值温度为 630~780 °C,加热过程中局部高碳区奥氏体化,冷却过程中部分奥氏体发生组织转变,形成了少量的马氏体和贝氏体 (B) 混合组织,两相区中还有未转变的奥氏体及铁

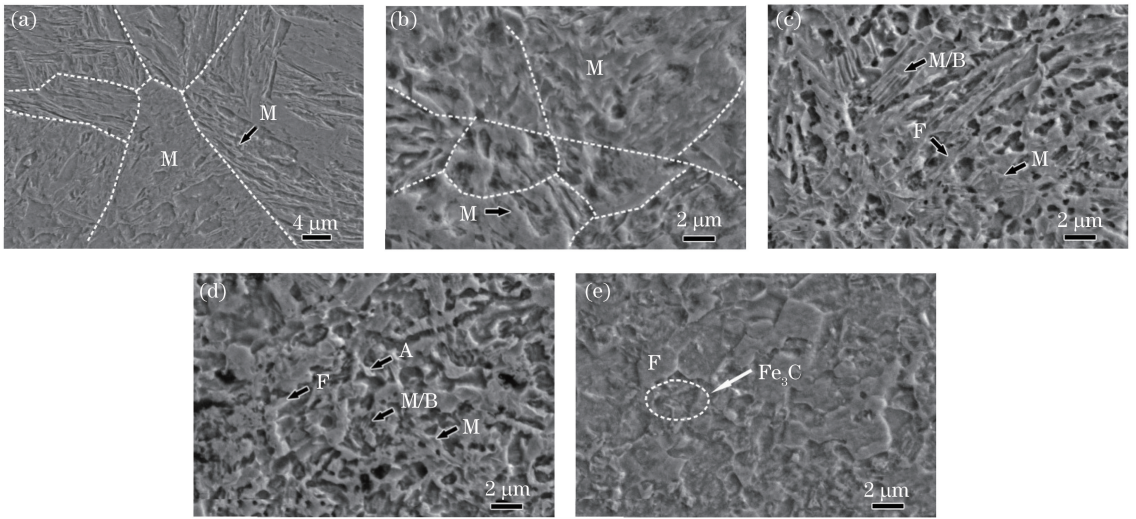


图 5 HH 接头热影响区的组织形貌。(a) FZ;(b) CGHAZ;(c) FGHAZ;(d) ICHAZ;(e) SCHAZ

Fig. 5 Microstructure morphologies of HAZs in HH joint. (a) FZ; (b) CGHAZ; (c) FGHAZ; (d) ICHAZ; (e) SCHAZ

素体组织。由于奥氏体组织易腐蚀，因此，图 5(d) 中“突起”部位为铁素体组织，“凹陷”部位为奥氏体组织<sup>[20-21]</sup>，块状且内部有许多细条纹的组织为马氏体组织。亚临界热影响区(SCHAZ)的组织与母材的类似，但铁素体组织尺寸有所增大，且在邻近的奥氏体中存在一些碳化物。

LH 接头热影响区的组织形貌如图 6 所示。可以看到，LH 接头焊缝区中同样存在粗大的板条马氏体。近焊缝区的熔合区(FL)组织为细小的马氏体，但没有明显的晶粒粗化，说明此区域在焊接热循环过程中达到了奥氏体化温度，但较短的高温停留时间使得奥氏体组织没有长大粗化，冷却过程中由奥氏体转变成细晶马氏体。焊缝区和热影响区界面明显，焊缝区粗大板条马氏体与热影响区细晶马氏体形成明显

的对比。细晶热影响区的组织为细晶马氏体组织，而且还有片层状的奥氏体和铁素体。该区域热循环峰值温度在  $Ac_3(780\text{ }^\circ\text{C})$  以上，在冷却过程中，母材中原奥氏体组织发生转变形成细晶马氏体；而另一部分片层状铁素体在热循环过程中发生 C 元素扩散，在铁素体邻近部位形成片层状奥氏体，奥氏体组织在热循环冷却过程中，C 元素的富集程度较小，没有发生转变，最终形成了片层状的奥氏体和铁素体组织<sup>[22]</sup>。临界热影响区由铁素体、奥氏体及少量的马氏体/贝氏体混合组织组成。亚临界热影响区的组织与母材的类似，保持了铁素体和奥氏体组织形态。

综合看来，5Mn 汽车钢激光焊接接头组织由焊缝区的粗大马氏体转变到热影响区的细晶马氏体和少量贝氏体，并且随着距焊缝中心距离的增大，热影

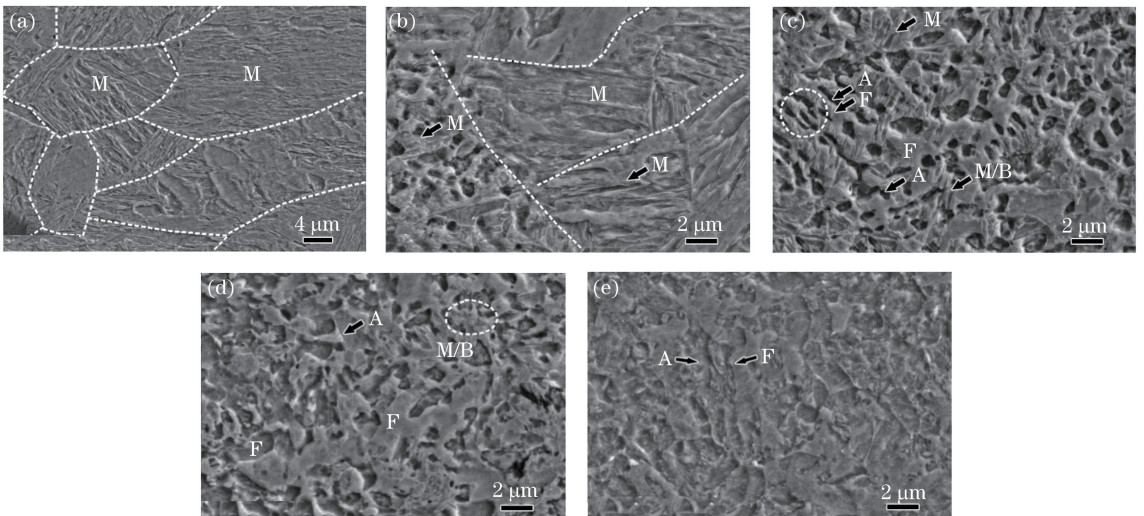


图 6 LH 接头热影响区的组织形貌。(a) FZ;(b) FL;(c) FGHAZ;(d) ICHAZ;(e) SCHAZ

Fig. 6 Microstructure morphologies of HAZs in LH joints. (a) FZ; (b) FL; (c) FGHAZ; (d) ICHAZ; (e) SCHAZ

响区中开始出现铁素体相和奥氏体相,且铁素体相含量逐渐增大,马氏体相含量逐渐减小。

### 3.1.2 热输入对焊缝区组织的影响

腐蚀后接头焊缝区形貌如图 7 所示。当热输入为  $100 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$  时,焊缝柱状晶宽度为  $6\sim 8 \mu\text{m}$ ;当热输入为  $25 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$  时,焊缝区奥氏体柱状晶宽度为  $2\sim 4 \mu\text{m}$ 。高热输入焊接时,焊缝区在高温停留时间长,冷却速度慢,柱状晶沿长度方向生长慢,而

在宽度方向上基本不存在温度梯度,柱状晶因冷却速度慢而容易长大,成为较粗的柱状晶组织。低热输入焊接时,焊缝区在高温停留时间较短,冷却速度快,柱状晶在长度方向上过冷度大、线生长速度快,因此,凝固过程中形成细长的柱状晶<sup>[17,23]</sup>。由图 7(c)~(d)可知,HH 接头焊缝明显为粗大的马氏体板条结构,板条宽度为  $0.5\sim 0.8 \mu\text{m}$ ;LH 接头焊缝区中马氏体板条的宽度减小为  $0.2\sim 0.5 \mu\text{m}$ 。

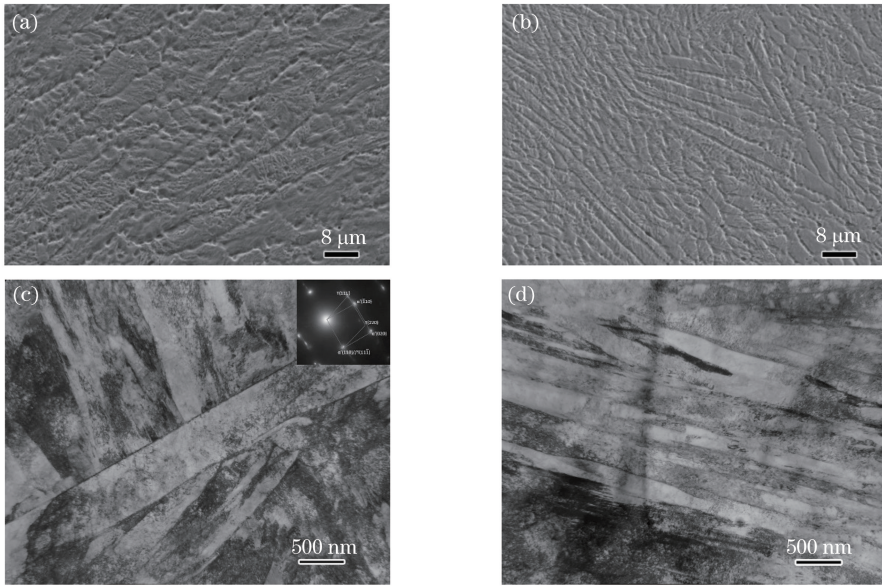


图 7 腐蚀后接头焊缝区形貌。(a) HH,SEM;(b) LH,SEM;(c) HH,TEM;(d) LH,TEM

Fig. 7 Morphologies of FZs in joints after corrosion. (a) HH, SEM; (b) LH, SEM; (c) HH, TEM; (d) LH, TEM

## 3.2 接头力学性能分析

### 3.2.1 显微硬度

接头的显微硬度分布如图 8 所示。可以看出,HH 接头热影响区的宽度约为  $0.8 \text{ mm}$ ;LH 接头热影响区的宽度仅为  $0.25 \text{ mm}$  左右,其焊缝区和热影响区宽度明显减小。两种接头的焊缝区都为马氏体组织,因此,接头的硬度均大于母材。然而,HH 接头焊缝区的平均硬度小于 LH 接头焊缝区的,这是

因为低热输入的焊缝中马氏体板条宽度细小。同时可以发现,HH 接头一侧热影响区有轻微的软化趋势,LH 接头没有出现软化的迹象。这是因为 HH 接头亚临界热影响区组织中含有碳化物和铁素体,而 LH 接头亚临界热影响区中没有发现过多的碳化物。亚临界热影响区峰值温度为  $500\sim 600 \text{ }^\circ\text{C}$ ,在冷却过程中,HH 接头在此区域有少量的碳化物析出,造成硬度减小<sup>[24]</sup>。当热输入为  $25 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$  时,亚临

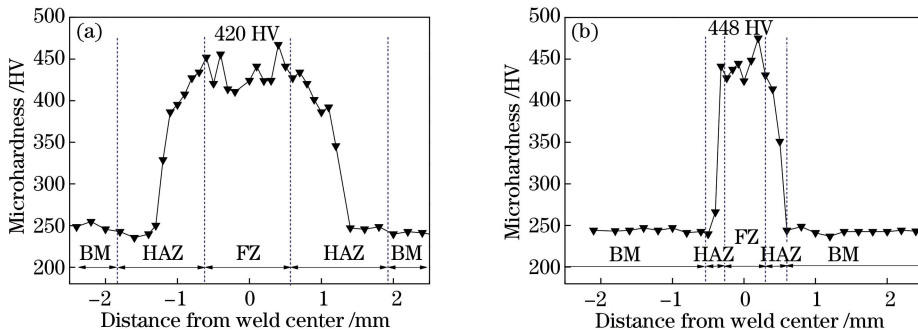


图 8 接头的显微硬度分布。(a) HH;(b) LH

Fig. 8 Microhardness distributions of joints. (a) HH; (b) LH

界热影响区宽度很小,观察不到因碳化物析出而形成的轻微软化。此外,只有 HH 接头焊缝中心附近硬度出现了“凹陷”。一方面焊缝中心为凝固过程中最后冷却的位置,焊缝中心位置凝固时形成等轴晶粒,等轴晶粒组织的内应力小,导致硬度减小;另一方面焊缝中心峰值温度大,冷却速度较慢,最后冷却过程中 C、Mn 元素在焊缝中心配分较少,造成碳含量减小,因此,硬度也会有所减小<sup>[25]</sup>。

### 3.2.2 接头拉伸性能

接头拉伸试验结果如图 9 所示,具体数值见表 3。可以看出,两种接头的断裂位置均在母材处。接头拉伸过程中焊缝区粗大的马氏体强度高,变形能力差,断后焊缝区的变形量较小,形成了明显的“隆起”现象。LH 接头热影响区没有发生软化,断裂发生在母材区。HH 接头热影响区软化程度低,焊缝区硬度大,焊缝拘束作用使接头拉伸试样断裂也发生在母材处。

从表 3 可以看到,两种接头的抗拉强度均大于母材的。这是由于接头存在高硬度、高强度的焊缝区,且热影响区没有明显软化,拉伸过程中接头变形主要集中在母材部位。接头拉伸试样的母材区较小,在同样的应变速率下,接头试样中母材变形区的变形速度增大,造成强度略微增大。在弹性变形阶段,拉伸变形遵循胡克定律;而在塑性变形阶段,晶体内部塑性变形机制为位错滑移机制、铁素体协调变形作用机制及 TRIP 机制<sup>[26]</sup>。

从图 9(b)可以看到,母材和接头拉伸在屈服平

台时应力减小,屈服阶段出现锯齿状波动,母材、LH 和 HH 接头的上屈服点应力分别为 615, 618, 625 MPa。屈服开始时,钢中 C、N 等间隙原子钉扎位错,位错移动阻力增大,当外力使得位错挣脱钉扎后,位错开始滑移,此时位错运动阻力减小,引起应力减小<sup>[14,27]</sup>。位错开始滑移的位置很快产生塑性变形,当由滑移产生的塑性变形不能继续时,在变形区附近产生应力集中,又引起相邻位置的位错滑移,逐渐使得位错开动起来形成吕德斯带,产生了锯齿状波动<sup>[14,28]</sup>。当接头和母材中易滑移位错全部开动后,材料因位错平面滑移而产生的塑性贡献达到最大,这时材料开始出现明显的硬化现象。HH 和 LH 接头出现明显硬化时的应变量不同,这是由不同热输入下接头平行段部位母材长度不同引起的,LH 接头母材变形区所占比例大,滑移产生的应变量也大,因此,LH 接头出现硬化的时间滞后,表现为应力-应变曲线中屈服平台长,但两种接头的屈服平台都要比母材的短。在拉伸屈服平台后的塑性变形阶段,一方面母材中超细晶铁素体组织起到协调变形作用,另一方面母材中含有奥氏体组织,在拉伸变形过程中部分奥氏体发生 TRIP 变形,因此,母材具有很高的塑性变形能力,表现出更大的延伸率;接头存在马氏体相,其变形能力较差,拉伸变形主要集中在母材段部分,因此,接头拉伸变形量比母材的小;HH 接头焊缝的硬化区大,因此,变形量最小,拉伸曲线应变量最小。虽然 HH 接头的强塑积比母材略低,但也达到母材的 72% 以上。

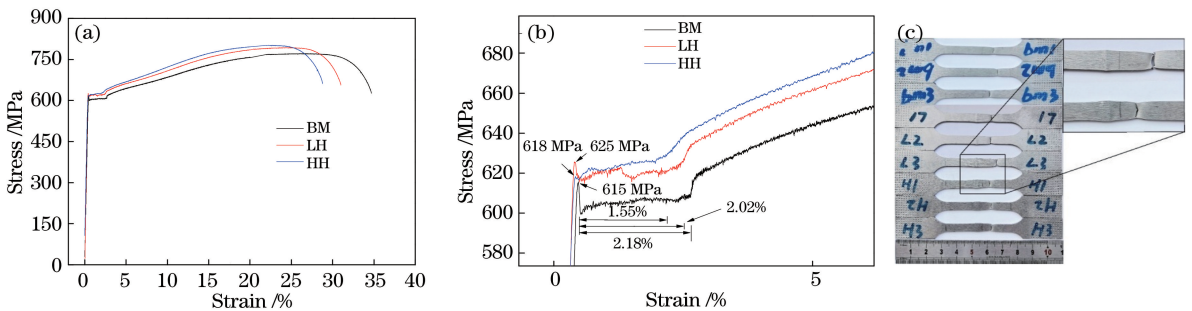


图 9 母材和接头拉伸试验结果。(a)应力-应变曲线;(b)应力-应变曲线放大图;(c)拉伸试样

Fig. 9 Tensile test results of joints and base materials. (a) Stress-strain curves;

(b) local magnification of stress-strain curves; (c) tensile samples

表 3 接头和母材的力学性能

Table 3 Mechanical properties of joints and base materials

Sample	Yield strength /MPa	Ultimate tensile strength /MPa	Elongation /%	Product of ultimate tensile strength and elongation /(GPa%)
BM	601±3	773±5	38.6±0.2	29.84
LH	614±4	788±4	32.4±0.1	25.53
HH	619±3	807±7	26.8±0.2	21.63

母材和接头的拉伸断口形貌如图 10 所示。可以看出,母材断口表面存在大量细小的浅韧窝,浅韧窝聚集贯通较少,没有形成明显的裂纹。两种接头断口中发现大量因微孔聚集而相互贯通形成的大而深的裂纹,拉伸过程中断口中心位错聚集处产生较大的应力集中,微孔在此萌生并扩展长大。随着塑性变形进一步增大,相邻的局部位置也产生大量微孔,在应力作用下,相邻的微孔相互贯通,形成裂纹,

从而开始起裂。两种接头拉伸试样都断裂在母材区,接头的断口形貌显示微孔聚集贯穿较多,形成长而深的裂纹,且 HH 接头微孔贯穿后形成更大更深的裂纹。这是因为在相同的应变速率条件下进行拉伸,两种接头存在高强度不易变形的焊缝区,引起母材区局部的颈缩、变形速度加快<sup>[29]</sup>。因此,两种接头拉伸断口都位于母材区,且断口都存在大量的韧窝,均属于韧性断裂。

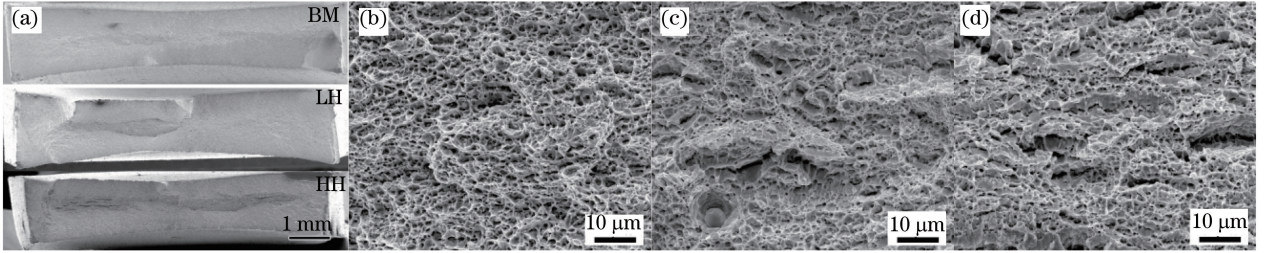


图 10 形貌。(a)母材和接头;(b)母材断口;(c) LH 接头断口;(d) HH 接头断口

Fig. 10 Morphologies. (a) Base material and joints; (b) fractures in base material; (c) fracture in LH joint; (d) fracture in HH joint

### 3.3 接头成形性能

拼焊板杯突试验结果及试验后试样形貌分别如图 11、12 所示。平行于轧向焊接时,HH 和 LH 拼焊板的杯突值分别为 7.70 mm 和 8.49 mm;垂直于轧向焊接时,HH 和 LH 拼焊板的杯突值分别为 7.32 mm 和 7.90 mm。接头的成形性能由成形比判断<sup>[30]</sup>,即为

$$s = \frac{H_w}{H_b} \times 100\%, \quad (1)$$

式中  $s$  为成形比; $H_w$ 、 $H_b$  分别为接头和母材杯突值。平行于轧向焊接时,HH 和 LH 拼焊板的成形比分别为 52% 和 57%;垂直于轧向焊接时,HH 和 LH 拼焊板的成形比分别为 49% 和 53%。可以看到,LH 拼焊板的成形性能更优;在相同热输入条件下,平行于轧向焊接的拼焊板成形性能更优。观察焊缝处杯突裂纹发现,在杯突冲头中心没有出现裂纹,在冲头中心两侧的焊缝表面有多处细小裂纹,且靠近外侧的裂纹扩展长度最大,裂纹都垂直于焊缝方向。这说明杯突裂纹都在焊缝区启裂且垂直于焊缝扩展,拼焊板成形裂纹启裂与轧制方向无关,与焊缝本身有关<sup>[31]</sup>。杯突试验过程中母材部分和焊缝区都发生了塑性变形,但焊缝区变形能力小且应力集中,导致其最早出现细小裂纹。随着冲压载荷的增大,塑性变形量增大,母材部分还未达到变形极限,冲头中心两侧焊缝区的应变量大,使得裂纹扩展快并形成杯突主裂纹<sup>[32]</sup>。焊缝区硬度高、强度高,

裂纹启裂后优先选择向强度低的区域扩展,因此,裂纹垂直于焊缝向硬度较低的热影响区扩展并延伸至母材处。母材杯突裂纹沿轧向扩展,说明沿轧向的裂纹扩展阻力小。当焊缝平行于轧向时,裂纹扩展刚好垂直于轧向,由于轧制带的各向异性裂纹沿垂直于轧向的扩展阻力大,因此,沿平行于轧向焊接时杯突值高,成形性能更优。HH 接头焊缝区的马氏体板条结构粗大,晶界密度较小,裂纹扩展阻力小,焊缝硬化区大,成形过程中能够支持塑性变形的区域小,因此,HH 接头较早达到硬化区塑性变形极限而开裂。LH 接头焊缝区板条马氏体结构细小,晶界密度较大,裂纹扩展阻力大,且焊缝硬化区小,成形过程中可供塑性变形的区域大,因此,LH 接头的杯突值较大。综合来看,采用  $25 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$  的热输入,平行于轧向焊接得到的拼焊板成形性能更优。

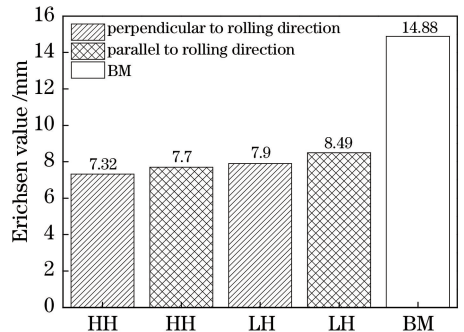


图 11 拼焊板成形杯突值

Fig. 11 Erichsen value of tailer-welded blank

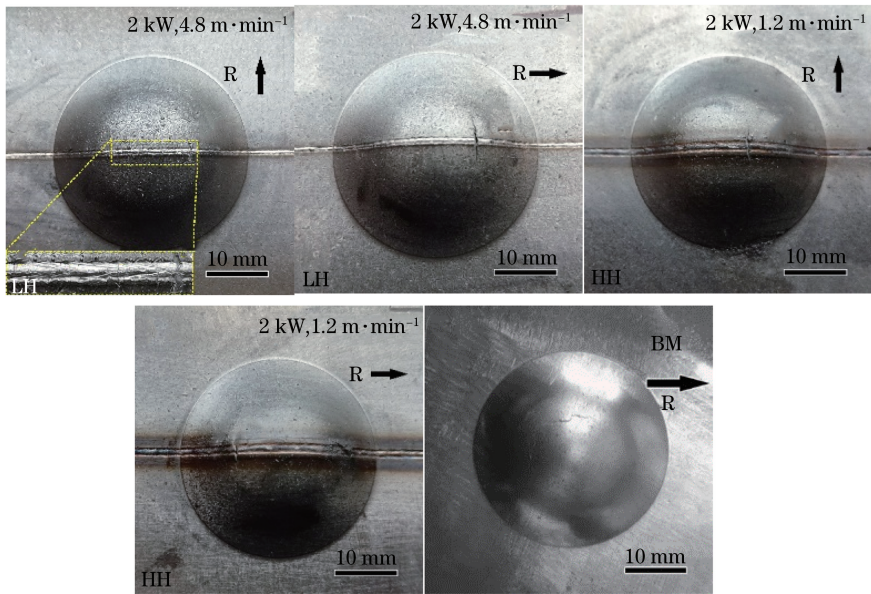


图 12 拼焊板杯突试验后试样形貌

Fig. 12 Morphologies of samples after tailor-welded blank Erichsen test

## 4 结 论

通过激光焊接技术焊接了汽车用 0.1C-5Mn 钢板,研究了热输入对接头组织和力学性能的影响,得到以下结论。

1) 两种接头焊缝区均为马氏体组织,热影响区由细晶马氏体、少量贝氏体、铁素体及奥氏体混合组织组成。随着距焊缝中心距离的增大,马氏体相含量减小,铁素体相含量增大。

2) 两种接头焊缝区的平均硬度远大于母材的,且高热输入接头热影响区有轻微软化的趋势。

3) 两种接头拉伸试样均断裂于母材区,且接头拉伸强度均比母材的略大,断裂形式均为韧性断裂。接头杯突裂纹在焊缝区启裂,并垂直焊缝向母材区扩展,沿轧向焊接的拼焊板具有相对更优的成形性能。

## 参 考 文 献

[1] Fan Z J, Gui L J, Su R Y, *et al.* Research and development of automotive lightweight technology [J]. *Journal of Automotive Safety and Energy*, 2014, 5(1): 1-16.  
范子杰, 桂良进, 苏瑞意. 汽车轻量化技术的研究与进展[J]. *汽车安全与节能学报*, 2014, 5(1): 1-16.

[2] Matlock D K, Speer J G, De Moor E, *et al.* Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: An overview [J]. *Engineering Science and Technology*, 2012, 15(1): 1-12.

[3] Cao W Q, Shi J, Wang C, *et al.* The 3rd generation

automobile sheet steels presenting with ultrahigh strength and high ductility [M]. Berlin: Springer, 2011: 209-227.

[4] Lee S, De Cooman B C. Tensile behavior of intercritically annealed ultra-fine grained 8% Mn multi-phase steel [J]. *Steel Research International*, 2015, 86(10): 1170-1178.

[5] Miller R L. Ultrafine-grained microstructures and mechanical properties of alloy steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1972, 3(4): 905-912.

[6] Niikura M, Morris J W. Thermal processing of ferritic 5Mn steel for toughness at cryogenic temperatures [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1980, 11(9): 1531-1540.

[7] Speer J, Matlock D K, De Cooman B C, *et al.* Carbon partitioning into austenite after martensite transformation [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(9): 2611-2622.

[8] De Cooman B C, Gibbs P, Lee S, *et al.* Transmission electron microscopy analysis of yielding in ultrafine-grained medium Mn transformation-induced plasticity steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(6): 2563-2572.

[9] Shi J, Sun X J, Wang M Q, *et al.* Enhanced work-hardening behavior and mechanical properties in ultrafine-grained steels with large-fractioned metastable austenite [J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(8): 815-818.

[10] Dong H, Sun X J, Cao W Q, *et al.* On the performance improvement of steels through  $M^3$  structure control [J]. *Advanced Steels*, 2011: 35-57.



- [11] Cao W Q, Wang C, Shi J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Fe-0.2C-5Mn steel processed by ART-annealing [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(22): 6661-6666.
- [12] Luo H W, Shi J, Wang C, *et al.* Experimental and numerical analysis on formation of stable austenite during the intercritical annealing of 5Mn steel [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(10): 4002-4014.
- [13] Gilath I, Signamarcheix J M, Bensussan P. A comparison of methods for estimating the weld-metal cooling rate in laser welds [J]. *Journal of Materials Science*, 1994, 29(12): 3358-3362.
- [14] Lun N, Saha D C, Macwan A, *et al.* Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel [J]. *Materials & Design*, 2017, 131: 450-459.
- [15] Di X J, Deng S J, Wang B S. Effect of pulse current on mechanical properties and dendritic morphology of modified medium manganese steel welds metal [J]. *Materials & Design*, 2015, 66: 169-175.
- [16] Jia Q, Liu L, Guo W, *et al.* Microstructure and tensile-shear properties of resistance spot-welded medium Mn steel [J]. *Metals*, 2018, 8(1): 8010048.
- [17] Zhang D Q, Tian Z L, Du Z Y, *et al.* Effect of heat input on microstructure and properties of weld metal in X65 steel [J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2001, 22(5): 31-33.  
张德勤, 田志凌, 杜则裕, 等. 热输入对 X65 钢焊缝金属组织及性能的影响 [J]. *焊接学报*, 2001, 22(5): 31-33.
- [18] Wang H S, Wang X N, Zhang M, *et al.* Effect of heat input on microstructure and properties of microalloyed C-Mn steel full penetration welded joint using laser welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(1): 0103003.  
王海生, 王晓南, 张敏, 等. 激光焊接热输入对微合金 C-Mn 钢全熔透焊接接头组织性能的影响 [J]. *中国激光*, 2016, 43(1): 0103003.
- [19] Wang C Y, Li X D, Han S, *et al.* Warm stamping technology of the medium manganese steel [J]. *Steel Research International*, 2017: 1700360.
- [20] Cai Z H, Ding H, Misra R D K, *et al.* Unique impact of ferrite in influencing austenite stability and deformation behavior in a hot-rolled Fe-Mn-Al-C steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 595: 86-91.
- [21] Hu J, Cao W Q, Wang C Y, *et al.* Austenite stability and its effect on the ductility of the cold-rolled medium-Mn steel [J]. *ISIJ International*, 2014, 54(8): 1952-1957.
- [22] Hu J, Cao W Q, Wang C Y, *et al.* Phase transformation behavior of cold rolled 0.1C-5Mn steel during heating process studied by differential scanning calorimetry [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 636: 108-116.
- [23] 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.
- [24] Thompson S W, Colvin D J, Krauss G. Austenite decomposition during continuous cooling of an HSLA-80 plate steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, 27(6): 1557-1571.
- [25] Santillan Esquivel A, Nayak S S, Xia M S, *et al.* Microstructure, hardness and tensile properties of fusion zone in laser welding of advanced high strength steels [J]. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2012, 51(3): 328-335.
- [26] Cai Z H, Ding H, Misra R D K, *et al.* Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content [J]. *Acta Materialia*, 2015, 84: 229-236.
- [27] Callister W D J. *Fundamentals of materials science and engineering: An integrated approach* [M]. 2nd ed, New York: John Wiley and Sons Ltd., 2005: 212-214.
- [28] Luo H W, Dong H, Huang M X. Effect of intercritical annealing on the Lüders strains of medium Mn transformation-induced plasticity steels [J]. *Materials & Design*, 2015, 83: 42-48.
- [29] Dong D Y, Liu Y, Yang Y L, *et al.* Microstructure and dynamic tensile behavior of DP600 dual phase steel joint by laser welding [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 594: 17-25.
- [30] Reisinger U, Schleser M, Mokrov O, *et al.* Uni- and bi-axial deformation behavior of laser welded advanced high strength steel sheets [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210(15): 2188-2196.
- [31] 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 & Technology of Welding & Joining*, 2008, 13(4): 378-387.
- [32] 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.