

## 中锰汽车钢激光焊接焊缝组织与韧性

王艳杰<sup>1,2</sup>, 赵琳<sup>1\*</sup>, 彭云<sup>1\*\*</sup>, 曹洋<sup>1</sup><sup>1</sup>钢铁研究总院焊接研究所, 北京 100081;<sup>2</sup>北华航天工业学院材料工程学院, 河北 廊坊 065000

**摘要** 先进第三代中锰汽车钢具有强塑积高、成本低廉等优点,应用前景广阔,但其焊缝区的淬硬性大,影响后续加工和使用。采用光纤激光器对 6 mm 厚中锰汽车钢进行焊接,研究了焊接热输入对焊缝成形、组织、冲击韧性和断裂行为的影响。结果表明,当热输入为 150~500 J/mm 时,激光焊接属于深熔焊,焊缝成形较好;焊缝区的硬度随着热输入的增大呈减小趋势。当热输入较小时,焊缝组织为马氏体,随着热输入的增加,焊缝中有少量的贝氏体组织生成;焊缝在 -40 °C 温度下的冲击韧性随着热输入的增加先增加后降低,当热输入为 300 J/mm 时,冲击韧性最高,断口呈韧性断裂;中锰钢焊缝组织中原奥氏体晶界、马氏体板条束界和板条块界均对裂纹的扩展起阻碍作用,裂纹扩展功与平均有效晶粒尺寸呈反比关系,与大角度晶界密度呈正比关系。

**关键词** 激光技术; 中锰钢; 显微组织; 硬度; 韧性; 大角度晶界

**中图分类号** TG456.7

**文献标志码** A

**doi:** 10.3788/CJL202249.0802021

## 1 引言

中锰汽车钢是为满足汽车轻量化、安全性和低成本的生产要求而研制的第三代先进汽车钢,其含锰量(质量分数)为 3%~12%,热轧后在两相区进行退火,退火过程中通过控制 Mn 元素的含量,完成奥氏体逆转变,室温组织中保留有一定比例的奥氏体组织。热轧中锰钢室温组织为亚微米级的板条状铁素体和奥氏体双相组织,板条间存在大量的位错和颗粒状的碳化物。通过细化晶粒和弥散强化的方式提高材料强度,组织中的奥氏体可发生相变诱导塑性<sup>[1-3]</sup>,保证整车的安全性能,而钢中除 Mn 外的合金元素的控制又有效降低了中锰钢的生产成本,使第三代中锰钢弥补了第一代钢塑性低、第二代钢成本高及后续加工困难等不足,因此中锰汽车钢的工业应用前景广阔<sup>[4-5]</sup>。

焊接热循环对合金钢焊接接头的组织和性能的影响显著,近年来第三代中锰汽车钢的焊接性已引起了广大学者的关注。Jia 等<sup>[6]</sup>对中锰钢电阻点焊的接头组织和剪切性能进行了研究,发现熔合区组织主要为板条马氏体,热影响区为马氏体和亚稳奥氏体,焊

接电流变化直接影响拉伸剪切载荷,当超过临界值时,拉伸剪切载荷变得不稳定。Chen 等<sup>[7]</sup>通过热模拟方法研究了先进中锰钢焊接热影响区的组织和韧性,发现热影响区组织为马氏体和奥氏体,组织中逆转变的奥氏体有利于提高韧性,热影响细晶区中的相变诱导塑性效应可能会在一定程度上降低冲击韧性。Li 等<sup>[8]</sup>研究了含有 Cr 和 Ni 元素的中锰钢热影响区的组织与韧性关系,发现回火马氏体改善了临界热影响区的韧性,由于临界热影响区中回火马氏体的含量较细晶热影响区高,因此出现了反常现象,即临界热影响区的韧性高于细晶热影响区。曹洋等<sup>[9-10]</sup>研究了 100 J/mm 和 25 J/mm 两种激光热输入下 2.0 mm 厚冷轧中锰钢薄板焊接接头的组织与性能,发现焊接接头组织主要为马氏体,其拉伸强度高远于母材,低热输入条件下焊接接头具有良好的成形性能,由于板厚因素,未能对中锰钢激光焊接接头的冲击性能进行研究。综上所述,中锰钢具有较高的淬透性,焊缝区极易生成马氏体组织,可能降低焊接接头韧性,影响后续的加工和使用。热轧中锰钢中厚板在车架等部件上有着广泛的应用,其激光焊接力学性能(尤其

收稿日期: 2021-10-12; 修回日期: 2021-10-27; 录用日期: 2021-11-08

基金项目: 国家国际科技合作专项资助(2015DFA51460)、北华航天工业学院重点项目(SZZX-2020-07)

通信作者: \*hhnds@aliyun.com; \*\*pengyun@cisri.com.cn

是低温冲击韧性)是关注点之一。目前,尚缺乏中厚板中锰钢激光焊接接头组织特征、力学性能等数据。因此,本文针对 6 mm 厚热轧中锰钢,研究了激光工艺参数对焊缝区组织、性能的影响规律,分析了组织特征影响冲击裂纹扩展的机理。

## 2 实验材料与方法

实验所用的中锰汽车钢的化学成分如表 1 所

表 1 中锰钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of medium manganese steel

Element	C	Si	Mn	Al	S	P	Fe
Mass fraction /%	0.1200	0.0820	4.8300	0.0330	0.0091	0.0008	Bal.

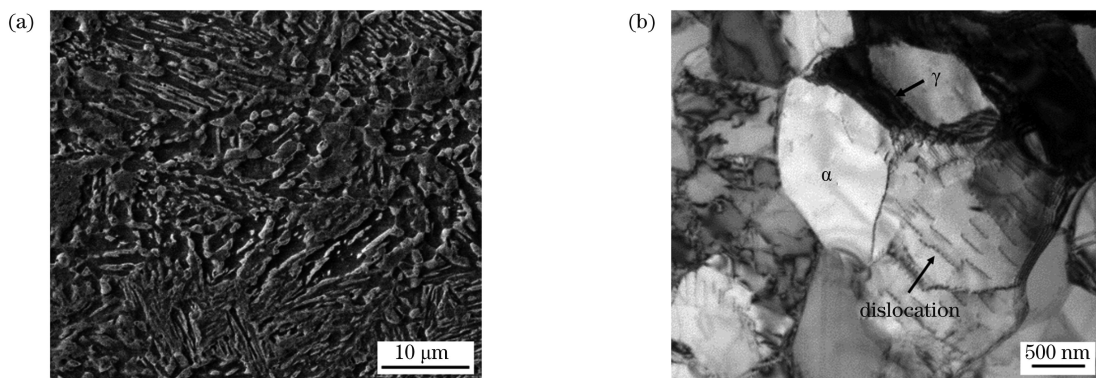


图 1 中锰钢母材的显微组织。(a)SEM 图;(b)TEM 图

Fig. 1 Microstructure of medium manganese steel base material. (a) SEM image; (b) TEM image

实验所用钢板为 6 mm 厚的热轧中锰钢板,将其线切割加工为尺寸为 180 mm×200 mm 的实验试块,实验前用丙酮擦拭干净,采用 IPG YLS-6000 光纤激光器进行焊接,激光波长为 1070 nm,传输光纤芯径为 200 μm,聚焦透镜焦距为 300 mm,焦点位置的光斑直径为 0.4 mm,焊接系统示意图如图 2 所示。焊接工艺参数如表 2 所示,离焦量为 0,采用的功率为 5 kW,焊接速度分别为 2.0,1.0,0.8,0.6 m·min<sup>-1</sup>,对应的热输入分别为 150,300,375,500 J·cm<sup>-1</sup>,采用高纯氩气 45°侧吹气保护,气体流量为 10 L·min<sup>-1</sup>。实验后采用 KMT3606 型 X 射线机对焊道进行无损探伤。开展夏比摆锤示波冲击实验以判定焊缝的冲击韧性,冲击试样尺寸为 10 mm×5 mm×55 mm,焊缝中心开 V 形坡口,冲击温度为 -40 °C;焊接接头金相试样采用硝酸乙醇混合液进行腐蚀,利用体式显微镜观察低倍下焊接接头的横截面形貌;采用扫描电镜进行接头组织和冲击断口的形貌观察。利用显微硬度计测量焊接接头的硬度,加载载荷为 300 g,加载时间为 10 s。利用透射电镜观察和分析不同热输入下的焊缝微观组

织。焊接前通过 950 °C 保温水淬将母材变为马氏体组织,然后在两相区进行 650 °C 长时间保温退火,室温组织为板条状铁素体和奥氏体,并在基体上分布着大量位错,如图 1 所示,其中 SEM 为扫描电子显微镜,TEM 为透射电子显微镜。其硬度为 245 HV,-40 °C 温度下的冲击韧性为 36 J(非标准冲击试样尺寸为 10 mm×5 mm×55 mm)。

织,透射试样采用体积分数为 6% 的高氯酸乙醇溶液在 -20 °C 下进行电解双喷。利用电子背散射衍射 (Electron Back Scatter Diffraction, EBSD) 技术分析焊缝组织的晶粒取向和冲击断口的裂纹扩展路径。为了防止断口在制样过程中受到破坏,先将冲击试样表面进行电化学镀镍,然后在冲击试样 5 mm 厚度中心位置处,沿裂纹扩展方向进行线切割以观察裂纹前端剖开的截面,线切割后的试样经机械抛光后,采用体积分数为 8% 的高氯酸乙醇溶液进行电解抛光,抛光电压为 12 V,抛光时间为 12 s。

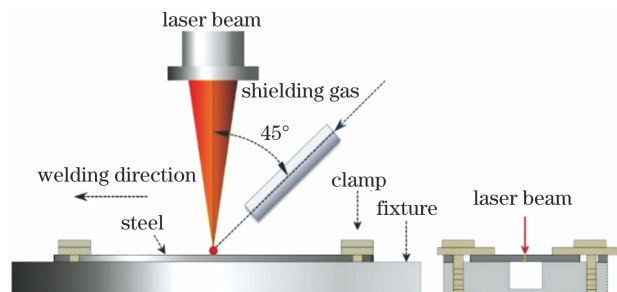


图 2 激光焊接中锰钢平台

Fig. 2 Laser welding platform for medium manganese steel

表 2 中锰钢激光焊接工艺

Table 2 Laser welding process of medium manganese steel

Experimental group	Power /kW	Welding speed / ( $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ )	Heat input / ( $\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$ )	Defocusing /mm
Group 1	5	2	150	0
Group 2	5	1	300	0
Group 3	5	0.8	375	0
Group 4	5	0.6	500	0

### 3 实验结果与讨论

#### 3.1 焊接接头的横截面低倍形貌

焊接接头横截面的形貌如图 3 所示。当热输入量为 150~300 J/mm 时,聚焦后的光斑均可穿透钢板,激光焊接属于深熔焊,焊缝截面形状由“Y”形逐渐向“X”形转变。随着热输入的增加,上下表面的熔宽均有增加。在小热输入量 150 J/mm 下,焊缝上下表面产生少量余高,热输入量为 300 J/mm 时上下表面熔合较好,而在热输入量  $\geq 375$  J/mm 时焊缝上表面出现少量咬边,下表面产生少量余高。在激光焊接过程中,高功率密度激光热量能快速引起焊缝金属的熔化,并形成“小孔”<sup>[11]</sup>,焊缝金属在

激光照射下迅速气化,逸出的金属蒸气对液态熔池产生附加压力,使熔池金属表面凹陷,加深小孔,同时将熔化的金属排挤到焊缝周围,在中心形成细长的匙孔<sup>[12]</sup>。匙孔内部为高温金属蒸气、保护气体及带电等离子体,熔池流动行为主要受 Marangoni 对流的影响<sup>[13-14]</sup>,随着激光焊接热输入的增加,上下表面的 Marangoni 对流越来越显著,焊缝上下表面熔宽均显著增大,其尺寸如表 3 所示。由于激光自熔焊中焊缝区和母材的成分相同且晶体结构相近,因此新晶核以联生结晶方式依靠半熔化的母材晶粒直接形核,并沿着固液界面的法线方向,以柱状晶方式对称地向焊缝中心成长。由图 3 可见,随着热输入量的增大,柱状晶的长度和宽度也逐渐增加。

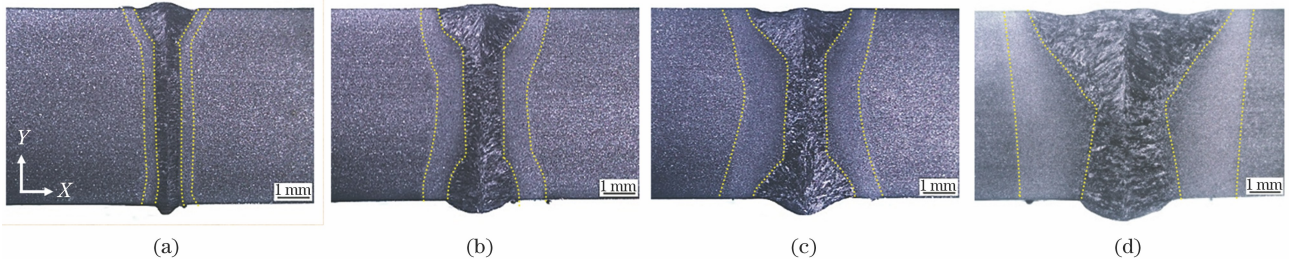


图 3 不同热输入的焊接接头横截面形貌。(a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm

Fig. 3 Cross-sectional morphologies of welded joint under different heat inputs. (a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm

表 3 不同热输入下焊缝截面尺寸

Table 3 Cross-sectional sizes of weld seams under different heat inputs

Size	150 J/mm	300 J/mm	375 J/mm	500 J/mm
Upper surface melting width	1.84	2.50	3.18	6.06
Upper neck width	0.78	1.18	1.27	2.23
Bottom surface width	0.79	2.03	2.92	3.14

#### 3.2 焊接接头的显微组织

激光焊接能量密度集中,焊接接头加热和冷却的速度快,这增大了焊接接头获得淬硬的马氏体组织的倾向。图 4 所示为中锰钢激光焊接的焊缝区显微组织,可以看到,四种热输入下的焊缝组织主要为板条马氏体,随着热输入量逐渐增加,中锰钢焊缝区

的原奥氏体柱状晶逐渐变宽,且马氏体(M)板条间逐渐析出颗粒状的碳化物。当热输入量为 150 J/mm 时,热输入量相对较低,焊缝金属在高温停留时间短,冷却速度快,这造成了极大的过冷度,使形核率增加,因此生成的奥氏体柱状晶晶粒细小。中锰钢含有约 5% (质量分数) 的 Mn 元素,因此具有较高

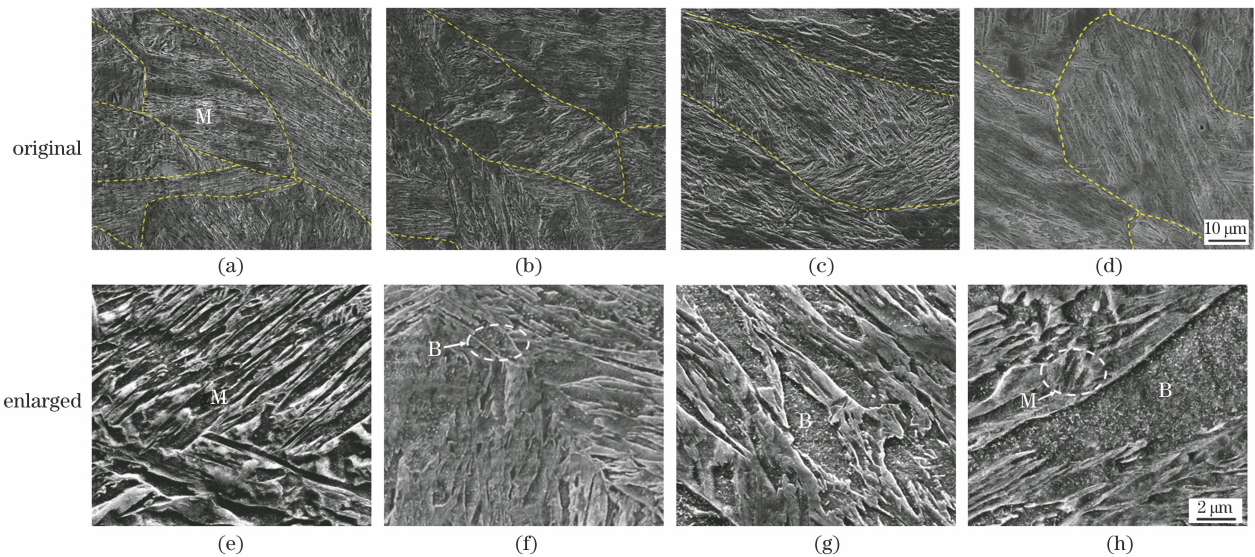


图 4 不同热输入量下焊缝区的 SEM 图。(a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm

Fig. 4 SEM images of weld zone under different heat inputs. (a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm

的淬透性,焊缝奥氏体组织在较快的冷却过程中转变为板条马氏体组织,如图 4(a)~(e)所示。随着热输入的增加,焊缝区的冷却速度减慢,过冷奥氏体的稳定性逐渐降低,生成了少量中温产物贝氏体(B)组织,如图 4(f)~(h)所示,当热输入量超过 300 J/mm 时,马氏体板条内部凹陷的部位有细小的碳化物析出,即生成了贝氏体组织,且随着热输入的增加,贝氏体含量略有增多。

中锰钢焊缝区组织的 TEM 图如图 5 所示,马氏体板条宽度随热输入量的增加大体呈变宽趋势,

当焊接热输入量为 150 J/mm 时,马氏体板条的平均宽度约为 200 nm,但有个别板条宽度超过 500 nm;小热输入下激光焊接的冷却速度较快,造成奥氏体转变的相变温度降低,相变驱动力增加<sup>[15]</sup>,因此在马氏体板条间产生了大量的位错团。另外,在此工艺下,焊缝组织中可见一些细小、平行带状的孪晶马氏体组织。快速焊接热循环导致局部小区域奥氏体中的碳含量偏高,进而引起孪晶马氏体组织的产生,高碳的奥氏体组织在快冷条件下极易转化成孪晶马氏体<sup>[16-17]</sup>。当热输入量为 300 J/mm

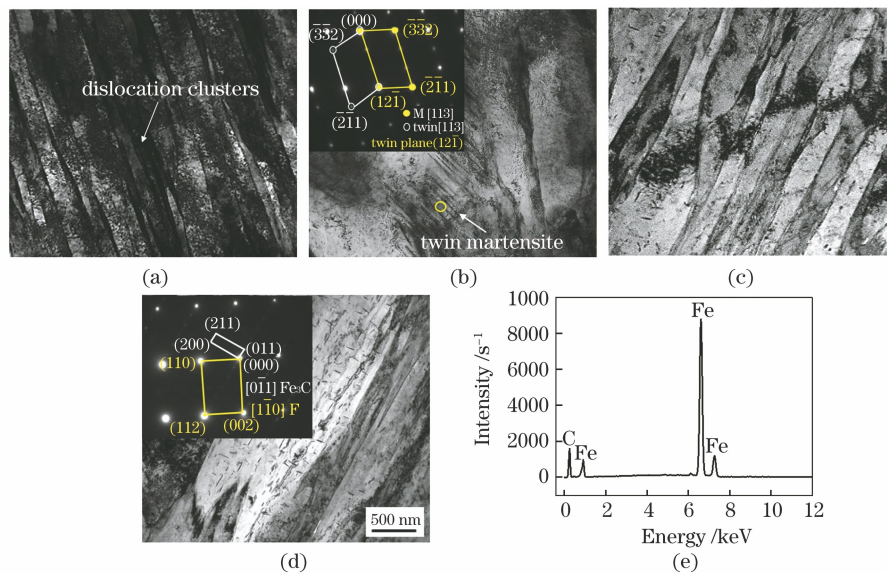


图 5 不同热输入量下中锰钢焊缝区的 TEM 图。(a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm; (e) 析出相的能谱分析

Fig. 5 TEM images of manganese steel weld zone under different heat inputs. (a) 150 J/mm; (b) 150 J/mm; (c) 300 J/mm; (d) 500 J/mm; (e) EDS of precipitated phase

时,铁素体板条内有短棒状的碳化物析出,高密度的位错团减少;随着热输入量的继续增加,当热输入量为 500 J/mm 时,冷却速度继续减慢,板条间短棒状碳化物析出的数量和长度均有所增加,经衍射标定和化学成分分析可知,该析出物为  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,如图 5(d)、(e)所示,焊缝中形成了贝氏体组织。

### 3.3 中锰钢焊缝区硬度

不同激光焊接热输入下中锰钢接头的硬度如图 6 所示,当热输入量为 150 J/mm 时,焊缝区硬度高达 460 HV;随着激光热输入量的增加,焊缝区硬度呈降低的趋势;当热输入量为 500 J/mm 时,硬度降为 405 HV,但焊缝区的硬度值均明显高于母材的硬度(245 HV)。中锰钢焊缝区的硬度主要与晶粒大小、组织和析出相有关。Ahmad 等<sup>[18]</sup>用硬度法对 Hall-Petch 公式进行了修订,即  $H_V = H_0 + k_H \cdot d^{-1/2}$ ,其中  $H_V$  为硬度,  $d$  为晶粒的平均直径,  $H_0$  和  $k_H$  为与硬度测量相关的常数。可知晶粒尺寸与硬度呈反比,即晶粒细化可使硬度提高,而较大热输入量导致晶粒粗化严重,焊缝硬度值明显低于小热输入量下的焊缝硬度。另外,焊缝区的组织变化也对硬度有影响,当热输入量为 150 J/mm 时,焊缝组织为马氏体,具有较高的硬度值;随着热输入量的增加,焊缝中逐渐产生了贝氏体组织,同时马氏体过饱和度降低,焊缝硬度随之降低。由焊缝组织可知,中锰钢焊缝的析出相较少,因此焊缝区的硬度主要由晶粒尺寸和组织共同决定。

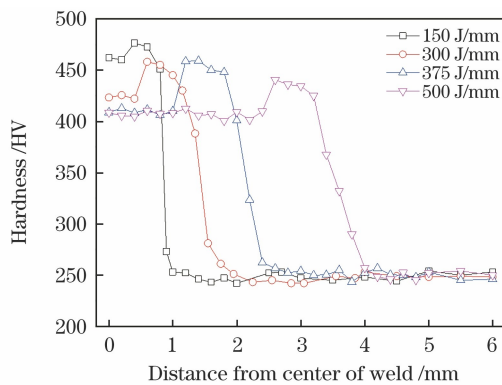


图 6 不同热输入量下焊接接头的硬度

Fig. 6 Hardnesses of welded joints under different heat inputs

### 3.4 焊缝的冲击韧性

不同焊接热输入下中锰钢焊缝在  $-40\text{ }^\circ\text{C}$  温度下的平均冲击功如图 7 所示,焊缝冲击功随着热输入的增大先增加,在热输入量为 300 J/mm 时达到最大值 50 J,之后随着热输入的增加而逐渐降低,在热输入量为 500 J/mm 时冲击功急剧降低为 9 J。

示波冲击实验可反映材料在冲击过程中实时的变形和断裂特征,材料冲击功包括裂纹萌生功( $E_1 + E_2$ )、裂纹扩展功( $E_3 + E_4$ )和脆断终止后的吸收功( $E_5$ ),其中  $E_1$  为缺口弹性变形吸收功,  $E_2$  为塑性变形吸收功,  $E_3$  为延性断裂阶段的吸收功,  $E_4$  为脆性断裂阶段的吸收功。不同热输入下的焊缝冲击功与示波冲击曲线如图 8 所示,其中  $F_{gy}$  为屈服力,  $F_m$  为最大力,  $F_{in}$  为脆性裂纹启裂力,  $F_a$  为裂纹止裂力。表 4 为焊缝示波冲击结果。从图 8 和表 4 可以看出,裂纹萌生功随着激光焊接热输入量的增大先增加后减小,在热输入量为 300 J/mm 时达到最大,裂纹萌生功反映了裂纹生成的难易和快慢;在较小热输入量为 150 J/mm 时,焊缝所能承受的最大力  $F_m$  仅为 8.94 kN,裂纹萌生功较低,表明裂纹易于形成。这是由于焊缝中位错密度较高,应力集中严重,原子间结合力降低。另外,小热输入时组织中存在的孪晶马氏体属于硬脆相,也会造成裂纹形成功能的降低。在大热输入量为 500 J/mm 时,由于焊缝的组织显著粗大,裂纹更容易萌生,裂纹萌生功仅为 7.04 J。在裂纹扩展过程中,小的热输入下裂纹扩展功占总冲击功的比例较高,表明小热输入下细小的焊缝显微组织对裂纹扩展的阻碍能力较强,而在热输入量为 500 J/mm 时,冲击载荷达到峰值  $F_m$  后急剧下降,稳定扩展区几乎消失,说明较大的热输入下焊缝组织对裂纹扩展的阻碍较小,脆性裂纹迅速扩展,造成焊缝韧性严重恶化。

焊缝微观断口形貌如图 9 所示,较小和较大的激光焊接热输入使冲击断口呈解理断裂,而当热输入量为 300 J/mm 时,断口由微孔聚集型的塑性韧窝组成。当热输入量为 150 J/mm 时,断口由河流或扇形花样的解理断面和少量韧窝撕裂带组成,其

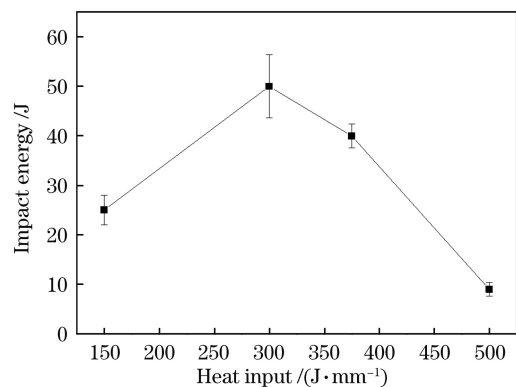


图 7 不同焊接热输入下  $-40\text{ }^\circ\text{C}$  焊缝冲击功

Fig. 7 Impact energies of welds at  $-40\text{ }^\circ\text{C}$  under different welding heat inputs

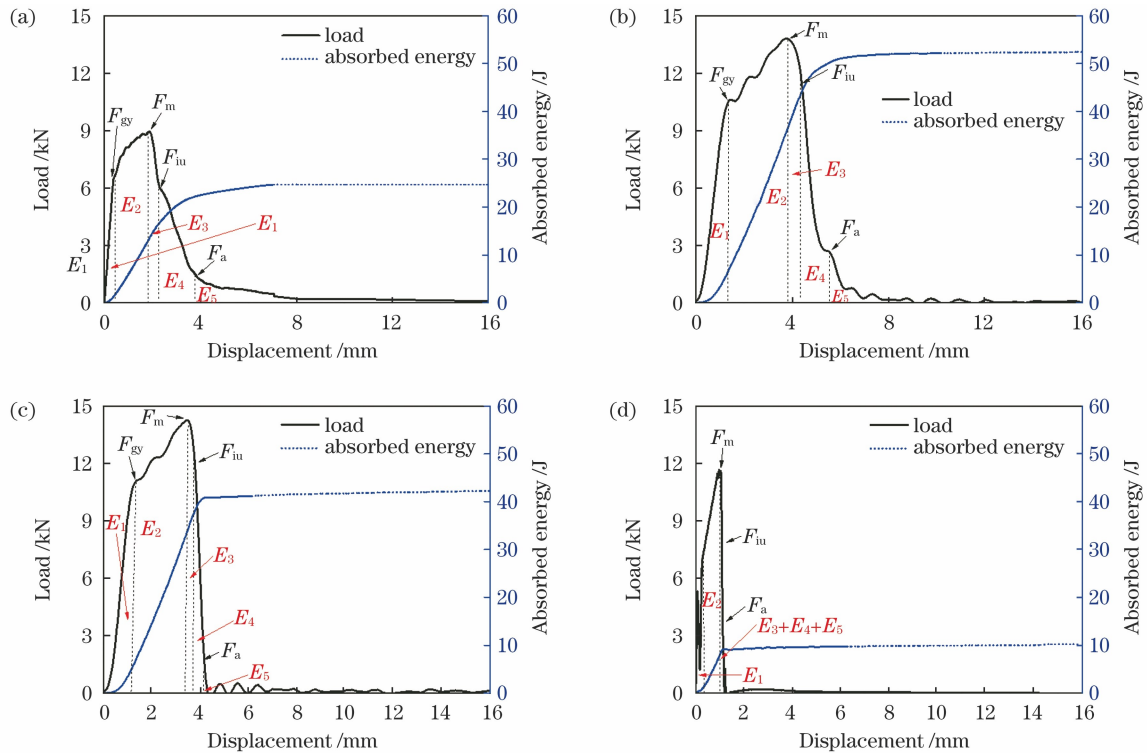


图 8 不同热输入下焊缝冲击功与示波冲击曲线。(a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm  
 FIG. 8 Impact energies and oscillographic impact curves of welds under different heat inputs. (a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm

表 4 焊缝示波冲击结果

Table 4 Oscillographic impact results of welds

Heat input / (J·mm <sup>-1</sup> )	E <sub>1</sub> /J	E <sub>2</sub> /J	E <sub>1</sub> +E <sub>2</sub> /J	E <sub>3</sub> /J	E <sub>4</sub> /J	E <sub>3</sub> +E <sub>4</sub> /J	E <sub>5</sub> /J	E <sub>total</sub> /J	F <sub>gy</sub> /kN	F <sub>m</sub> /kN	F <sub>iu</sub> /kN	F <sub>a</sub> /kN
150	1.74	11.58	13.32	3.40	5.33	8.73	3.93	25.98	6.49	8.94	6.10	1.43
300	6.65	29.72	36.37	7.25	6.20	13.45	2.04	51.86	10.60	13.80	12.35	2.60
375	6.41	26.86	33.27	3.32	2.00	5.32	1.83	40.42	11.10	14.26	12.25	1.08
500	1.14	5.90	7.04	1.38	0.47	1.85	0.09	8.98	7.28	11.65	9.47	3.14

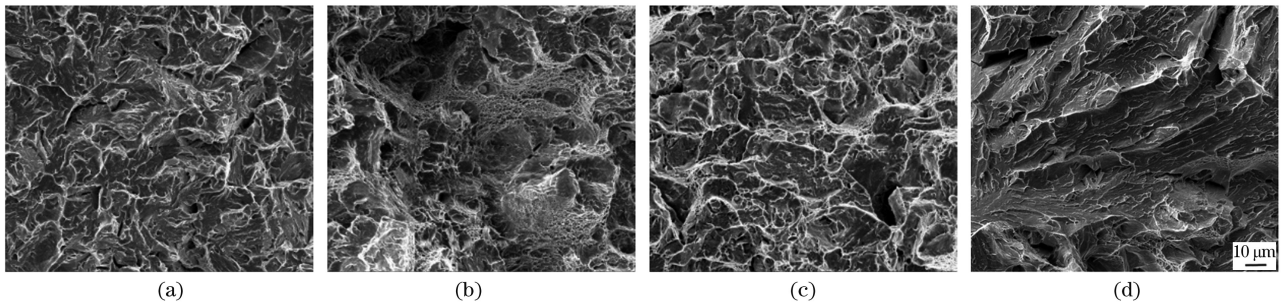


图 9 不同热输入下的焊缝冲击断口形貌。(a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm  
 Fig. 9 Impact fracture morphologies of welds under different heat inputs. (a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm

中解理小刻面尺寸较细小, 撕裂棱较多。研究<sup>[19-20]</sup>表明, 韧窝带和白亮的撕裂棱均为大角度晶界, 裂纹不能直接穿越, 需要重新形核, 再沿着新组成的解离面扩展, 引起台阶和河流的增加, 阻碍裂纹扩展, 使

裂纹扩展功提高。当热输入量为 300 J/mm 时, 断口由大小不等的韧窝组成, 韧窝内可见细小的第二相颗粒, 大量韧窝的产生严重阻碍了裂纹的扩展, 裂纹扩展功显著提高; 当热输入量为 375 J/mm 时, 断

口呈准解理断裂方式,解理刻面逐渐变大,撕裂棱变浅,对裂纹扩展的阻碍能力降低;当热输入量增大到 500 J/mm 时,断口为典型的解理断裂,解理刻面继续变大,刻面上的河流花样从裂纹源向四周扩展,河流花样较平直且撕裂棱较少,对裂纹扩展的阻碍减小,因此裂纹扩展功急剧降低。

### 3.5 焊缝区的韧性分析

激光焊接中锰钢焊缝未添加焊丝,焊缝韧性主要受焊缝区组织、有效晶粒尺寸及大角度晶界的影响。如前面所述,焊缝区主要以板条马氏体组织为主,随着热输入的增加,组织中会有少量贝氏体组织生成。板条马氏体微观组织单元由大到小依次为原奥氏体晶粒、马氏体板条束、马氏体板条块和马氏体板条<sup>[21-23]</sup>。关于马氏体韧性控制单元的研究较多,随着 EBSD 技术的应用,大量研究表明,马氏体内部微观组织即马氏体板条束、马氏体板条块以及大角度晶界密度占比均对韧性有显著影响<sup>[24-26]</sup>。

实验中 EBSD 取样位置如图 3 焊缝截面形貌图所示,在 X 轴方向上取焊缝中心线与熔合区的中心,在 Y 轴方向上取上表面与上颈部的中心位置。图 10 为不同热输入下焊缝区组织的取向图,其中粗线为 15°~50°大角度晶界,近似为原奥氏体晶界;细线代表 >50°的大角度晶界,由马氏体组织中的板条束界和板条块界组成<sup>[22]</sup>。利用 Image-pro 软件,从

焊缝组织照片中测得垂直于柱状晶方向的原奥氏体晶粒宽度,结果如表 5 所示。随着焊接热输入的增大,原奥氏体柱状晶逐渐变宽,柱状晶宽度由 12.8 μm 逐渐增加大 26.3 μm;利用 channel5 软件,计算四种热输入下的平均有效晶粒尺寸(>15°的大角度晶界),结果如表 5 所示。随着热输入的增加,有效晶粒尺寸先减小,在热输入量为 300 J/mm 时达到相对最小值 1.775 μm。对于板条马氏体组织而言,内部亚结构往往会随着原奥氏体晶粒的增大而增大,当热输入量为 300 J/mm 时,有效晶粒尺寸未能长大反而降为 1.775 μm。出现的这个反常现象与中锰钢焊缝组织中产生的少量贝氏体组织有关,由于贝氏体早于马氏体形成,优先将奥氏体晶粒分割成几部分,使随后形成的马氏体限制在较小的范围内,从而获得更为细小的混合组织,即马氏体板条束和板条块尺寸更加细小。随着热输入的继续增加,有效晶粒尺寸也开始增大,在热输入量为 500 J/mm 时,有效晶粒尺寸增至 2.464 μm,由此可见,马氏体和贝氏体混合组织仅起到一定的限制晶粒长大的作用。当热输入量超过一定范围后,随着过冷度的减小,马氏体亚结构开始长大,有效晶粒尺寸也随之增加,因此随着焊接热输入的增加,焊缝区的平均有效晶粒尺寸出现了先减小后增大的趋势。

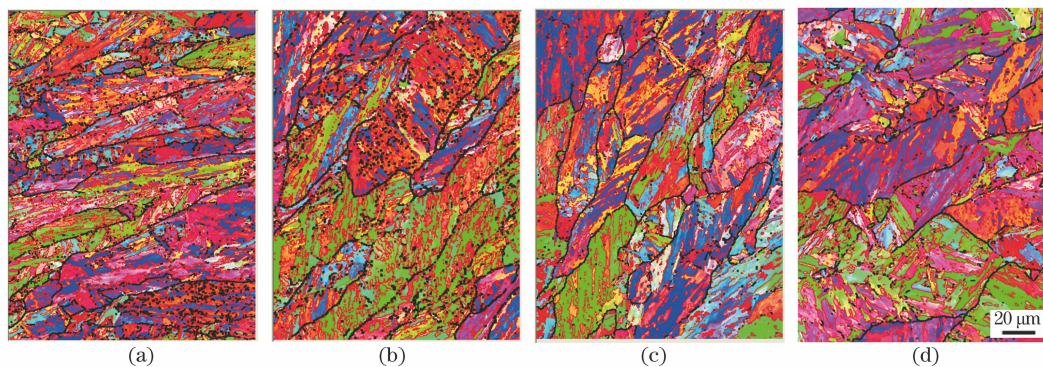


图 10 不同热输入下焊缝区组织的取向图。(a) 150 J/mm;(b) 300 J/mm;(c) 375 J/mm;(d) 500 J/mm

Fig. 10 Orientation maps of microstructures in weld zone under different heat inputs. (a) 150 J/mm; (b) 300 J/mm; (c) 375 J/mm; (d) 500 J/mm

表 5 不同热输入下的焊缝晶粒尺寸与裂纹扩展功

Table 5 Weld grain sizes and crack propagation energies under different heat inputs

Heat input / (J·mm <sup>-1</sup> )	Width of austenite columnar crystal / μm	Average effective high angle grain size / μm	Crack propagation energy at -40 °C / J
150	12.8	1.972	8.73
300	15.4	1.775	13.45
375	18.8	2.289	5.32
500	26.3	2.464	1.85

图 11 所示分别为热输入量为 150 J/mm 时焊缝冲击断口前沿剖面的组织形貌、取向和晶界图。图 11(a)~(c)中粗黑线为 15°~50°大角度晶界,即为原奥氏体晶界 (Prior austenite crystal boundary, PACB),从裂纹扩展路径可见,裂纹在经过 PACB 处时发生了大角度偏折。图 11(b)中细线为 >50°的大

角度晶界,结合图 11(b)、(c)可判定,图 11(a)箭头所指分别为马氏体板条束界(Packet boundary, PB)和板条块界(Block boundary, BB),当裂纹扩展遇到 PB 和 BB 大角度晶界时,扩展方向也发生了改变。综上所述,大角度原奥氏体晶界、马氏体板条束界和板条块界均对中锰钢焊缝中的裂纹扩展起阻碍作用。

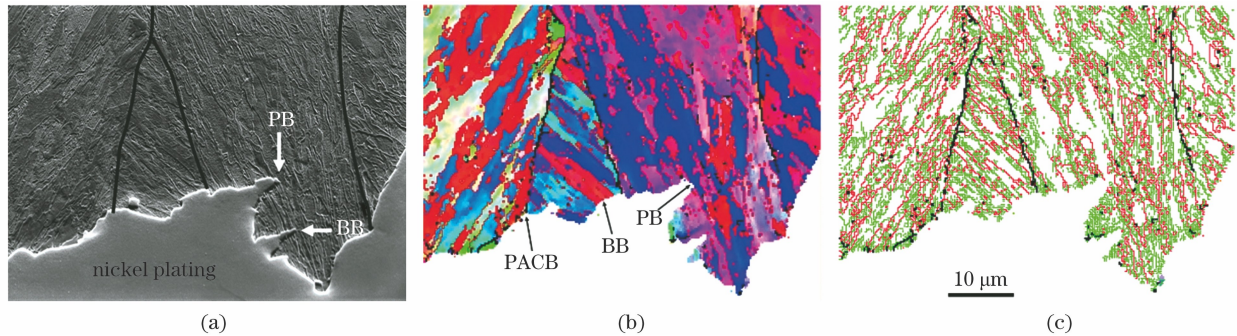


图 11 热输入量为 150 J/mm 时冲击断口裂纹扩展区的组织形貌、取向和晶界分布图。(a)断口剖面组织;(b)断口剖面反极图;(c)断口剖面角度分布

Fig. 11 Microstructural morphology, orientation, and grain boundary distribution in crack propagation zone of impact fracture when heat input is 150 J/mm. (a) Fracture sectional structure; (b) reverse pole diagram of fracture section; (c) angular distribution of fracture section

表 6 所示为不同焊接热输入下焊缝区的大角度晶界占比和密度。可以看出,随着热输入量的增加,大角度晶界密度先增加后减小,其变化规律与平均有效晶粒尺寸成反比,即晶粒尺寸越小,大角度晶界密度越高。激光焊接热输入对大角度晶界密度的影

响规律与对冲击裂纹扩展功的影响一致,当焊接热输入量为 300 J/mm 时,焊缝大角度晶界密度最高为 892 mm/mm<sup>2</sup>,同时也获得了最高的裂纹扩展功 13.45 J。因此,可用中锰钢焊缝区的大角度晶界密度来评定焊缝区裂纹扩展的难易程度。

表 6 不同焊接热输入下焊缝的大角度晶界占比和密度

Table 6 Proportions and densities of high-angle grain boundaries of welds under different welding heat inputs

Heat input / (J·mm <sup>-1</sup> )	Proportion of high-angle grain boundary / %	Length of high-angle grain boundary / μm	High-angle grain boundary density / (mm·mm <sup>-2</sup> )
150	22.44	23797	793
300	25.22	26751	892
375	16.96	17981	599
500	15.26	16185	539

## 4 结 论

激光焊接了 6 mm 厚中锰钢,当热输入量为 150~500 J/mm 时,激光焊接均属于深熔焊,焊缝上下表面的熔宽均随着热输入的增加而增加,当热输入量为 300 J/mm 时,上下表面熔合较好。当激光焊接热输入较小时,中锰钢焊缝组织为马氏体组织,有孪晶马氏体产生;随着热输入的增加,原奥氏体晶粒逐渐长大,焊缝组织中产生了贝氏体,且随着热输入的增大,贝氏体的数量略有增加;中锰钢焊缝硬度明显高于母材,且随着热输入的增加呈下降趋势。

中锰钢焊缝组织中的原奥氏体晶界、马氏体板条束界和板条块界均对裂纹的扩展起阻碍作用,焊缝区的裂纹扩展功与平均有效晶粒尺寸呈反比,与大角度晶界密度呈正比。中锰钢焊缝 -40 °C 冲击韧性随着热输入的增加先增大后降低。当焊接热输入较小时,焊缝裂纹萌生功较低,断口呈解理断裂;当热输入量为 300 J/mm 时,焊缝混合组织使有效晶粒尺寸降低、大角度晶界密度增加,裂纹萌生功和扩展功提高,断口呈韧性断裂;当热输入大于 300 J/mm 时,大角度晶界密度逐渐降低,裂纹扩展功也随之降低,当热输入为 500 J/mm 时,大角度晶界密度最



低, 裂纹扩展功急剧降低, 断口呈解理断裂。

## 参 考 文 献

- [1] Gibbs P J, Moor E D, Merwin M J, et al. Austenite stability effects on tensile behavior of manganese-enriched-austenite transformation-induced plasticity steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(12): 3691-3702.
- [2] Dong H, Wang M Q, Weng Y Q. Performance improvement of steels through  $M^3$  structure control [J]. *Iron & Steel*, 2010, 45(7): 1-7.  
董瀚, 王毛球, 翁宇庆. 高性能钢的  $M^3$  组织调控理论与技术 [J]. *钢铁*, 2010, 45(7): 1-7.
- [3] Hamada A S, Karjalainen L P, Somani M C. The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 467(1/2): 114-124.
- [4] Wang C Y, Chang Y, Zhou F L, et al.  $M^3$  microstructure control theory and technology of the third-generation automotive steels with high strength and high ductility [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(4): 400-410.  
王存宇, 常颖, 周峰峦, 等. 高强度高塑性第三代汽车钢的  $M^3$  组织调控理论与技术 [J]. *金属学报*, 2020, 56(4): 400-410.
- [5] Aydin H, Essadiqi E, Jung I H, et al. Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 564: 501-508.
- [6] 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): 48.
- [7] Chen Y X, Wang H H, Cai H, et al. Role of reversed austenite behavior in determining microstructure and toughness of advanced medium Mn steel by welding thermal cycle [J]. *Materials*, 2018, 11(11): E2127.
- [8] Li J H, Wang H H, Luo Q, et al. Correlation between microstructure and impact toughness of weld heat-affected zone in 5wt.% manganese steels [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2019, 26(7): 761-770.
- [9] Cao Y, Zhao L, Peng Y, et al. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of laser welded medium Mn steel joints [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(11): 1102008.  
曹洋, 赵琳, 彭云, 等. 热输入对激光焊中锰钢接头组织和力学性能的影响 [J]. *中国激光*, 2018, 45(11): 1102008.
- [10] Cao Y, Zhao L, Peng Y, et al. Microstructure and mechanical properties of simulated heat affected zone of laser welded medium-Mn steel [J]. *ISIJ International*, 2020, 60(10): 2266-2275.
- [11] Zhao L, Cao Z, Zou J L, et al. Keyhole morphological characteristics in high-power deep penetration fiber laser welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(11): 1102005.  
赵乐, 曹政, 邹江林, 等. 高功率光纤激光深熔焊接小孔的形貌特征 [J]. *中国激光*, 2020, 47(11): 1102005.
- [12] Zhang D, Zhao L, Liu A B, et al. Understanding and controlling the influence of laser energy on penetration, porosity, and microstructure during laser welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(15): 1502005.  
张迪, 赵琳, 刘奥博, 等. 激光能量对激光焊接接头熔化形状、气孔和微观组织的影响及其调控方法 [J]. *中国激光*, 2021, 48(15): 1502005.
- [13] Zhao L, Tsukamoto S, Arakane G, et al. Influence of shielding oxygen content on weld homogeneity and fluid flow in laser-arc hybrid welding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(6): 0603006.  
赵琳, 塚本进, 荒金吾郎, 等. 激光-电弧复合焊接保护气体  $O_2$  含量对焊缝均匀性和熔池流动的影响 [J]. *中国激光*, 2015, 42(6): 0603006.
- [14] Rai R, Roy G G, DebRoy T. A computationally efficient model of convective heat transfer and solidification characteristics during keyhole mode laser welding [J]. *Journal of Applied Physics*, 2007, 101(5): 054909.
- [15] Cao Y. Study on laser welding and properties of new generation medium manganese automobile steel [D]. Beijing: Tsinghua University, 2020: 44-46  
曹洋. 新一代汽车用中锰钢激光焊接及性能研究 [D]. 北京: 清华大学, 2020: 44-46.
- [16] Ji Y P, Liu Z C, Ren H P. Twin crystal substructure of martensite in steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2013, 34(4): 162-165.  
计云萍, 刘宗昌, 任慧平. 钢中马氏体的孪晶亚结构 [J]. *材料热处理学报*, 2013, 34(4): 162-165.
- [17] Zhang P, Chen Y L, Xiao W L, et al. Twin structure of the lath martensite in low carbon steel [J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2016, 26(2): 169-172.
- [18] Ahmad S, Lü L F, Fu L M, et al. Effect of annealing on microstructure and mechanical properties of ultrafine-grained low-carbon medium-manganese steel produced by heavy warm rolling [J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2019, 32(3): 361-371.
- [19] Wen M Y, Dong W C, Pang H Y, et al.

- Microstructure and impact toughness of welding heat-affected zones of a Fe-Cr-Ni-Mo high strength steel [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(4): 501-511.
- 文明月, 董文超, 庞辉勇, 等. 一种 Fe-Cr-Ni-Mo 高强度钢焊接热影响区的显微组织与冲击韧性研究 [J]. *金属学报*, 2018, 54(4): 501-511.
- [20] Hutchinson B, Komenda J, Rohrer G S, et al. Heat affected zone microstructures and their influence on toughness in two microalloyed HSLA steels [J]. *Acta Materialia*, 2015, 97: 380-391.
- [21] Morito S, Tanaka H, Konishi R, et al. The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(6): 1789-1799.
- [22] Li J K, Li Z D. EBSD characterization on the structure of ultra-low carbon martensite [J]. *Journal of Chinese Electron Microscopy Society*, 2011, 30(Z1): 394-398.
- 李继康, 李昭东. 超低碳马氏体的 EBSD 结构表征 [J]. *电子显微学报*, 2011, 30(Z1): 394-398.
- [23] Wang C F, Wang M Q, Shi J, et al. Effect of microstructure refinement on the strength and toughness of low alloy martensitic steel [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2007, 23(5): 659-664.
- [24] Ghosh A, Kundu S, Chakrabarti D. Effect of crystallographic texture on the cleavage fracture mechanism and effective grain size of ferritic steel [J]. *Scripta Materialia*, 2014, 81: 8-11.
- [25] Morito S, Yoshida H, Maki T, et al. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 438/439/440: 237-240.
- [26] Luo Z J, Shen J C, Su H, et al. Effect of substructure on strength and toughness of lath martensite-bainite microstructure in a 10CrNi5MoV steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2010, 31(10): 65-71.
- 罗志俊, 沈俊昶, 苏航, 等. 10CrNi5MoV 钢板条 M/B 组织亚单元对强韧性的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2010, 31(10): 65-71.

## Microstructure and Toughness of Laser Welding Seam of Medium Manganese Automobile Steel

Wang Yanjie<sup>1,2</sup>, Zhao Lin<sup>1\*</sup>, Peng Yun<sup>1\*</sup>, Cao Yang<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Institute of Welding, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;*

<sup>2</sup> *College of Materials Engineering, North China Institute of Aerospace Engineering, Langfang, Hebei 065000, China*

### Abstract

**Objective** Medium manganese automobile steel is the third generation of advanced automobile steels developed to meet the requirements of lightweight, safety, and low cost. Its structure at room temperature is submicron lath ferrite and austenite two-phase structure, which can improve the strong plastic volume through the transformation induced plastic effect and make up for the deficiencies of low plastic properties of the first generation steel and high cost of the second generation steel. Thus, medium manganese steel has a broad prospect in industrial applications. Laser welding is a promising welding method for medium manganese steel, due to its advantages of high efficiency, narrow heat affected zone and small deformation. During the laser welding of medium manganese steel, however, the high cooling rate promotes easily the generation of martensite structure in the weld metal, resulting in reducing the weld toughness of medium thick plate and influencing subsequent processing. At present, the researches on weld microstructure, toughness, and crack propagation behaviors of the medium manganese steel are insufficient. Therefore, this paper studies the influences of different laser welding heat inputs on weld microstructure, hardness, and toughness of a 6 mm thick hot rolled medium manganese steel plate, and determines the microstructural unit controlling weld crack propagation, providing a theoretical basis for its industrial applications.

**Methods** First, the 6 kW IPG fiber laser is used for laser welding of the medium manganese steel plate, and X-ray is used for the nondestructive test of welds. Second, the cross-sectional morphologies of welded joints are observed by the microscope. The Charpy pendulum oscillographic impact test is carried out on the weld seam at  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ . The weld microstructure and impact fracture morphology are observed by scanning electron microscope (SEM) or transmission electron microscope (TEM). The weld hardness of each process is measured by the microhardness

tester. Finally, the electron back scatter diffraction (EBSD) is used to analyze the grain orientation and crack propagation path of welds.

**Results and Discussions** The 6 mm thick medium manganese steel is laser-welded. When the heat input is 150–500 J/mm, the laser welding technique used in this paper belongs to deep fusion welding, and the fusion widths of the upper and lower surfaces of the weld increase with the increase of heat input (Fig. 3). When the welding heat input is small, the weld microstructure of the medium manganese steel is lath martensite and some twin martensite (Fig. 4). With the increase of heat input, the prior austenite grains gradually grow up, bainite is generated in the weld microstructure, and the number of bainite increases slightly with the increase of heat input (Fig. 5). The weld hardness of the medium manganese steel is obviously higher than that of the base metal, and it decreases with the increase of heat input (Fig. 6). The impact toughness of the medium manganese steel weld increases first and then decreases with the increase of heat input at  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  (Fig. 7). When the laser welding heat input is 300 J/mm, the mixed microstructure of the weld has the smallest effective grain size (Table 5) and the highest high-angle grain boundary density (Table 6), which improves the crack initiation and propagation energies (Table 4), and presents the ductile fracture (Fig. 9). The prior austenite grain boundary, martensitic lath bundle boundary, and lath block boundary in the weld microstructure of the medium manganese steel all hinder the crack propagation (Fig. 11). The crack propagation energy in the weld zone is inversely proportional to the average effective grain size ( $>15^{\circ}$  angle grain boundary) (Table 5), and positively proportional to the high angle grain boundary density.

**Conclusions** When the heat input of the manganese steel in laser welding is 150–500 J/mm, the weld forming is better. When the heat input is small, the weld microstructure is martensite, and with the increase of heat input, a small amount of bainite is generated in the weld. The prior-austenite grain boundary, martensitic packet boundary, and block boundary in the weld microstructure of the medium manganese steel can hinder crack propagation. The crack propagation energy in the weld zone is inversely proportional to the average effective grain size ( $>15^{\circ}$  high-angle grain boundary) and positively proportional to the high-angle grain boundary density. The impact toughness of the weld at  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  increases first and then decreases with the increase of heat input. When the welding heat input is 150 J/mm, the dislocation group and the twin martensite structure reduce the crack initiation energy and make it easy to crack, and the fracture is a cleavage fracture. When the heat input is 300 J/mm, the effective grain size decreases, the high-angle grain boundary density is the highest, the crack initiation and propagation energies increase, and the fracture is a ductile fracture. When the heat input is greater than 300 J/mm, the effective grain size increases, the high-angle grain boundary density decreases, and the crack propagation energy decreases. When the heat input is 500 J/mm, the high-angle grain boundary density is the lowest, the crack propagation energy decreases sharply, and the fracture is a cleavage fracture.

**Key words** laser technique; medium manganese steel; microstructure; hardness; toughness; high-angle grain boundary