

马氏体含量对双相钢激光焊接接头组织和性能的影响

环鹏程^{1,2**}, 陈文刚¹, 王晓南^{2*}, 郑知¹, 朱天才^{1,2}, 张敏³, 陈长军³¹西南林业大学汽车与交通学院, 云南 昆明 650224;²苏州大学沙钢钢铁学院, 江苏 苏州 215021;³苏州大学机电工程学院, 江苏 苏州 215021

摘要 利用连续光纤激光器进行了 800 MPa 级和 1000 MPa 级双相钢的激光拼焊试验,研究了马氏体含量对双相钢焊接接头组织和性能的影响。结果表明,不同马氏体含量双相钢的焊接接头均由全马氏体区和不完全相变区组成。两种焊接接头不完全相变区的宽度和显微硬度的降幅较小,其拉伸断裂位置均位于母材。1000 MPa 级双相钢焊接接头在杯突试验中沿不完全相变区直接开裂并扩展,杯突值达到母材的 85.0%;800 MPa 级双相钢焊接接头则垂直于全马氏体区方向开裂,杯突值达到母材的 91.7%,成形性能好。

关键词 激光技术; 双相钢; 马氏体含量; 显微组织; 结构模型; 力学性能

中图分类号 TG457.1

文献标识码 A

doi: 10.3788/LOP55.111406

Effect of Martensite Content on Microstructure and Properties of Laser Welded Dual-Phase Steel Joints

Huan Pengcheng^{1,2**}, Chen Wengang¹, Wang Xiaonan^{2*},
Zheng Zhi¹, Zhu Tiancai^{1,2}, Zhang Min³, Chen Changjun³¹School of Automobile and Transportation, Southwest Forestry University, Kunming, Yunnan 650224, China;²School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215021, China;³School of Mechanical and Electric Engineering, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215021, China

Abstract A continuous fiber laser is used for the tailored blank laser welding of 800 MPa and 1000 MPa dual-phase (DP) steels and the effects of martensite content on the microstructure and properties of laser welded DP steel joints are investigated. The results show that the laser welded DP steel joints with different martensite contents are all composed of the full-martensite area and the non-full-phase-transformation area. The widths and microhardness of two laser welded joints are relatively reduced, and their tensile fracture positions are both in the base materials (BMs). The 1000 MPa welded DP steel joint directly cracks and expands along the non-full transformation area during the erichson test and its erichson value is 85.0% that of the BM. In contrast, the 800 MPa welded DP steel joint cracks perpendicular to the full-martensite area and its erichson value is up to 91.7% that of the BM.

Key words laser technique; dual-phase steel; martensite content; microstructure; structural model; mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 140.3510

1 引言

节能、环保是世界汽车技术发展的趋势之一,而汽车轻量化与能耗有着直接的关系^[1],故汽车轻量

化的进程备受关注。在保证汽车原有各项安全性能的前提下,汽车用钢正逐渐向强度更高、厚度更薄的先进高强度钢(AHSS)方向发展^[2]。双相(DP)钢是 AHSS 系列中最常见的钢种,具有屈强比低、加工硬

收稿日期: 2018-04-27; 修回日期: 2018-05-11; 录用日期: 2018-06-06

基金项目: 国家自然科学基金(51775102)、中国博士后基金第 11 批特别资助项目(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; ** E-mail: 309243391@qq.com

化率高、延展性好和价格低廉等特点,被广泛应用于汽车领域^[3]。激光焊接技术具有焊接速度快、热影响区小及焊接接头成形性能好等优势,已被广泛应用于汽车生产制造等领域^[4-5]。

DP 钢中弥散分布在铁素体上的马氏体对钢板的强度和成形性能起决定性作用^[6]。随着马氏体体积分数的增大,DP 钢的强度增大而延展性减弱。在激光焊接 DP 钢的过程中,受到焊接热循环的影响,热影响区中会出现硬度减小明显的软化区,从而影响整个焊接接头的性能。王金凤等^[7]研究发现,利用 YAG 固体激光器焊接的 DP1000 钢接头的不同区域在拉伸过程中的变形不一致。Wang 等^[8]研究发现,当热输入为 $6 \sim 66 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$ 时,利用光纤激光器焊接的 DP780 钢接头出现了明显的软化区,且随着热输入的增大,接头在拉伸和杯突试验中沿软化区开裂。Xu 等^[9]研究发现,采用光纤激光器焊接的 DP980 钢接头软化区中马氏体回火程度比二极管激光器焊接的更低,软化区的宽度和硬度降幅更小,接头的性能更好。Farabi 等^[10]研究发现,激光拼焊异种接头中马氏体含量大的 DP980 钢一侧的软化区的宽度大于马氏体含量小的 DP600 钢一侧的,焊缝两侧硬度分布不对称。

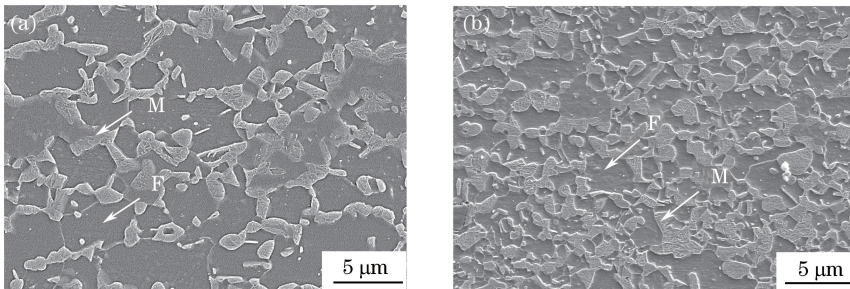


图 1 不同马氏体含量双相钢的显微组织。(a) 800 MPa;(b) 1000 MPa

Fig. 1 Microstructures of DP steels with different martensite contents. (a) 800 MPa; (b) 1000 MPa

表 1 不同马氏体含量双相钢的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of DP steels with different martensite contents (mass fraction, %)

Material	C	Si	Mn	Ti	Cr	Mo	Nb	Al	Fe
800 MPa	0.07	0.06	1.80	0.02	0.40	0.10	0.03	0.40	Bal.
1000 MPa	0.09	0.06	1.90	0.03	0.50	0.20	0.03	0.30	Bal.

表 2 不同马氏体含量双相钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of DP steels with different martensite contents

Material	Yield strength / MPa	Tensile strength / MPa	Elongation / %
800 MPa	525.0	890.0	19.0
1000 MPa	690.0	1080.0	12.0

Gao 等^[11]研究发现,不同热输入下异种钢激光接头的 DP980 钢一侧热影响区的马氏体体积分数大于 DP780 钢一侧的。

以上研究工作集中在不同的热输入及激光器对双相钢焊接接头显微组织及性能的影响,而关于马氏体含量对双相钢焊接接头影响的研究鲜有报道。本文采用高功率连续激光对马氏体体积分数分别为 36.0% 和 45.0% 的双相钢进行了激光拼焊试验,研究了马氏体含量对双相钢焊接接头组织、拉伸性能和成形性能的影响,为改进先进车用高强钢激光焊接工艺提供了试验依据。

2 试验材料及方法

2.1 试验材料

采用冷轧退火态的 800 MPa 和 1000 MPa 级双相钢作为试验母材(BM),马氏体的体积分数分别为 36.0% 和 45.0%。焊接试样的尺寸为 $80.0 \text{ mm} \times 60.0 \text{ mm} \times 1.5 \text{ mm}$ 。不同马氏体含量双相钢的显微组织如图 1 所示。可以看出,两种双相钢均由黑色块状铁素体(F)和灰色凸起的岛状马氏体(M)组成^[11]。不同马氏体含量双相钢的化学成分及力学性能分别见表 1 和 2。

2.2 试验方法

利用连续光纤激光器进行激光拼焊试验,光斑直径为 0.3 mm,聚焦镜片的焦距为 200.0 mm。激光拼焊示意图如图 2 所示。激光拼焊试验的工艺参数:离焦量为 0 mm,激光功率为 2.0 kW,焊接速度为 $83.3 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$,热输入为 $24.0 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$,选用质量分数为 99.99% 的纯氩气作为保护气体,气体流量为

$15.0 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$, 采用与激光束同轴的输送方式。在焊接热循环过程中, 试验钢材珠光体向奥氏体转变的温度 (T_{Ac1})、先共析铁素体全部转变为奥氏体的终了温度 (T_{Ac3}) 以及马氏体转变的开始温度 (T_{Ms}) 的计算公式^[12]分别为

$$T_{\text{Ac1}} = 723 - 20.7x_{\text{Mn}} - 16.9x_{\text{Ni}} + 29.1x_{\text{Si}} + 16.9x_{\text{Cr}} + 290x_{\text{As}} + 6.38x_{\text{W}}, \quad (1)$$

$$T_{\text{Ac3}} = 910 - 203\sqrt{x_{\text{C}}} + 44.7x_{\text{Si}} - 15.2x_{\text{Ni}} + 31.5x_{\text{Mo}} + 104x_{\text{V}} + 13.1x_{\text{W}}, \quad (2)$$

$$T_{\text{Ms}} = 561.1 - 317x_{\text{C}} - 33x_{\text{Mn}} - 28x_{\text{Cr}} - 17x_{\text{Ni}} - 11x_{\text{Si}} - 11x_{\text{Mo}} - 11x_{\text{W}}, \quad (3)$$

式中 x_i 为试验钢材中各元素的质量分数。结合表 1 及 (1)~(3) 式可知, 800 MPa 级 DP 钢的 T_{Ac1} 、 T_{Ac3} 和 T_{Ms} 分别约为 694.0, 862.1, 440.5 °C; 1000 MPa 级双相钢的 T_{Ac1} 、 T_{Ac3} 和 T_{Ms} 分别约为 693.9, 858.1, 426.9 °C。

采用体积分数为 4.0% 的硝酸乙醇溶液对抛光后的焊接接头进行化学腐蚀。利用德国 ZEISS 公司生产的 Axio Vert.A1 MAT 型金相显微镜和日本 Hitachi 公司生产的 SU5000 场发射扫描电子显微镜观察焊接接头的显微组织。利用上海泰明公司生产的 HXD-1000TMC/LCD 型数显显微维氏硬度计测试焊接接头横截面的硬度, 其上表面距离测试部位 0.4 mm, 载荷为 2.94 N, 保载时间为 10.0 s。采用长春机械科学研究院研制的 DNS300 型万能材料试验机进行焊接接头的拉伸试验, 拉伸速度为 $3.0 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, 拉伸试样尺寸如图 3 所示。利用深圳万测设备有限公司生产的 CTM604 型通用板材成形性试验机进行焊接接头的杯突试验, 压边力为 20.0 kN, 试验速度为 $17.0 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 。

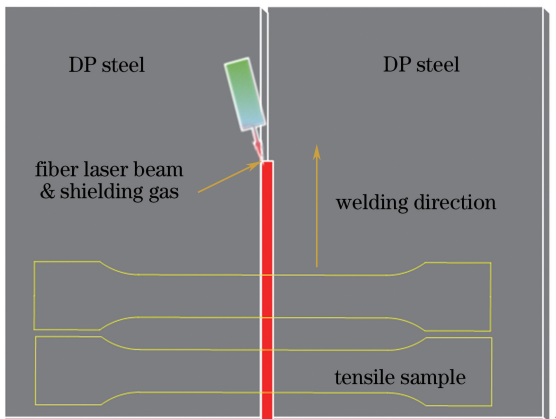


图 2 激光拼焊示意图

Fig. 2 Schematic of tailored blank laser welding

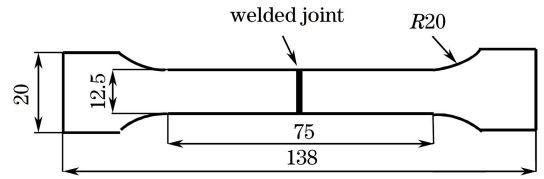


图 3 拉伸试样尺寸

Fig. 3 Size of tensile sample

3 结果及分析

3.1 显微组织和显微硬度

不同马氏体含量双相钢焊接接头的显微组织如图 4 所示。可以看出, 两种焊接接头都由熔合区(FZ)、粗晶区(CGHAZ)、细晶区(FGHAZ)、混晶区(MGHAZ)及回火区(TZ)组成^[11]。其中, 熔合区、粗晶区和细晶区为全马氏体区, 混晶区和回火区为不完全相变区。由于 1000 MPa 级双相钢的 T_{Ms} 小于 800 MPa 级双相钢的, 因此, 在焊接热循环的作用下, 1000 MPa 级双相钢焊接接头中生成了更多的马氏体, 其全马氏体区的宽度 (L_2) 大于 800 MPa 级双相钢焊接接头的 (L_1)。

两种焊接接头显微组织具有相似的变化规律, 以 800 MPa 级双相钢焊接接头为例进行分析。800 MPa 级双相钢焊接接头的显微组织如图 5 所示。可以看出, 在激光焊接过程中, 熔合区的峰值温度大于 1350 °C, 该区域的金属将发生液化、凝固及固体相变, 在极快的冷却速度下, 柱状晶由熔池边界向焊缝中心快速生长, 形成具有明显方向性的板条马氏体组织(LM)。粗晶区的峰值温度大于奥氏体的粗化温度, 导致奥氏体晶粒严重长大; 在焊接热循环过程中, 母材组织被完全奥氏体化后在极快的冷却速度下获得了组织粗大的板条马氏体组织。细晶区的冷却速度相对较慢且峰值温度未达到马氏体粗化温度, 相变时奥氏体则转变为较细的板条马氏体。

不同马氏体含量双相钢焊接接头不完全相变区的显微组织如图 6 所示。两种焊接接头的混晶区离热源较远, 800 MPa 级焊接接头混晶区的峰值温度为 694~862 °C, 1000 MPa 级焊接接头混晶区的峰值 694~858 °C。母材中原有的马氏体和部分铁素体经历两次相变重结晶, 生成新的马氏体组织和细化的铁素体, 如图 6(a)、(b) 所示^[13]。因此, 不完全相变区的组织类型有: 1) 奥氏体相变而新形成的细晶铁素体(FGF); 2) 母材中原有的铁素体; 3) 母材中原有的马氏体经奥氏体相变形成新的马氏体。两

种焊接接头混晶区的组织类型也一致,由马氏体、铁素体以及细晶铁素体组成。

从图 6(c)~(d)可以看出,回火区距离焊缝中心位置最远,基本靠近母材,其峰值温度较低,母材中的铁素体在该峰值温度下未发生相变而保持原始

的组织形态。母材中的马氏体受焊接热循环的作用发生回火,岛状马氏体界面中有明显的碳化物析出,进而形成了较软的回火马氏体。1000 MPa 级双相钢更大的马氏体体积分数导致其回火区的回火马氏体体积分数明显大于 800 MPa 级双相钢^[8-9,13]。

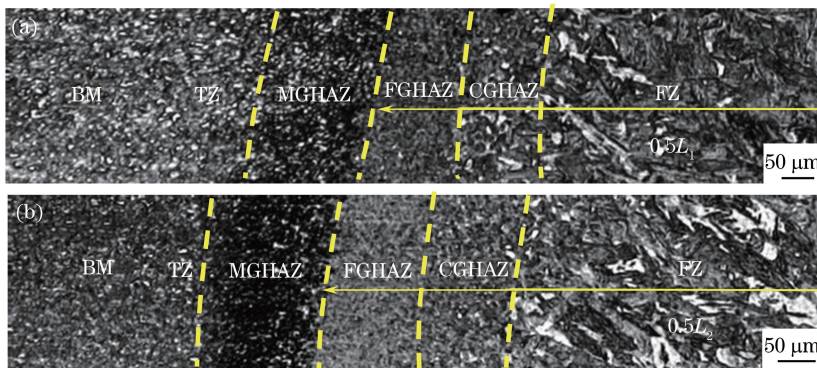


图 4 不同马氏体含量双相钢焊接接头的显微组织。(a) 800 MPa;(b) 1000 MPa

Fig. 4 Microstructures of DP steel joints with different martensite contents. (a) 800 MPa; (b) 1000 MPa

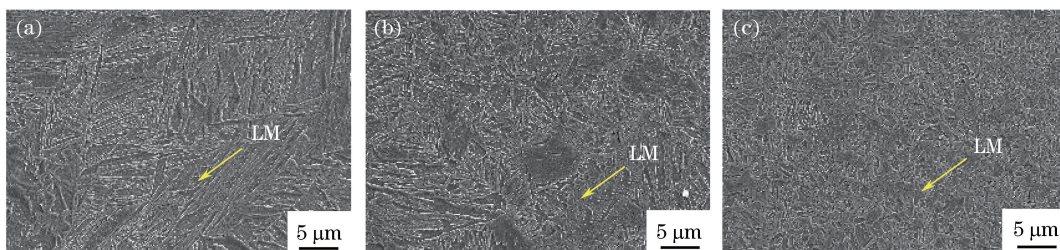


图 5 800 MPa 级双相钢焊接接头的显微组织。(a) FZ;(b) CGHAZ;(c) FGHAZ

Fig. 5 Microstructure of 800 MPa welded DP steel joint. (a) FZ; (b) CGHAZ; (c) FGHAZ

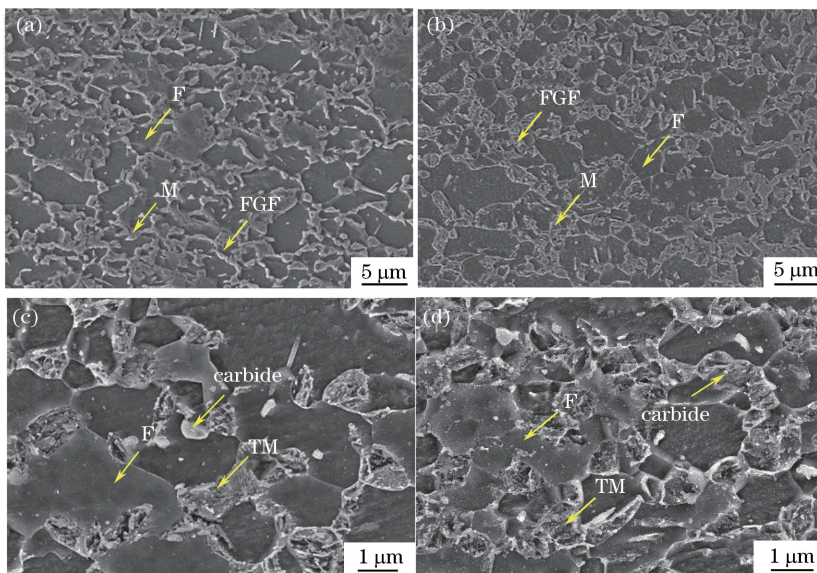


图 6 不同马氏体含量双相钢焊接接头不完全相变区的显微组织。(a) 800 MPa, MGHZ; (b) 1000 MPa, MGHZ; (c) 800 MPa, TZ; (d) 1000 MPa, TZ

Fig. 6 Microstructures of non-full transformation areas of DP steel joints with different martensite contents.

(a) 800 MPa, MGHZ; (b) 1000 MPa, MGHZ; (c) 800 MPa, TZ; (d) 1000 MPa, TZ

焊接接头的显微硬度分布及不完全相变区宽度和显微硬度的最大降幅如图 7 所示。从图 7(a)、(b) 可知, 熔合区、粗晶区和细晶区的板条马氏体组织使得两种焊接接头熔合区和完全相变区的显微硬度明显大于母材。两种焊接接头不完全相变区均出现显微硬度明显减小的软化现象, 1000 MPa 级双相钢焊接接头的不完全相变区宽度减小 624 μm , 显微硬度最大降幅为 9.8%, 均大于 800 MPa 级双相钢焊接接

头, 如图 7(a)、(b) 中 A 和 B 处所示。由不完全相变区的显微组织可知, 两种焊接接头混晶区中铁素体的含量增大以及回火区中出现了较软的回火马氏体, 位错密度减小且析出大量碳化物, 导致了两种焊接接头不完全相变区的显微硬度明显小于母材^[13]; 随着基体马氏体含量的增大, 1000 MPa 级双相钢焊接接头回火区更多的马氏体在焊接热循环中发生回火, 导致回火马氏体体积分数增大, 其软化程度更高。

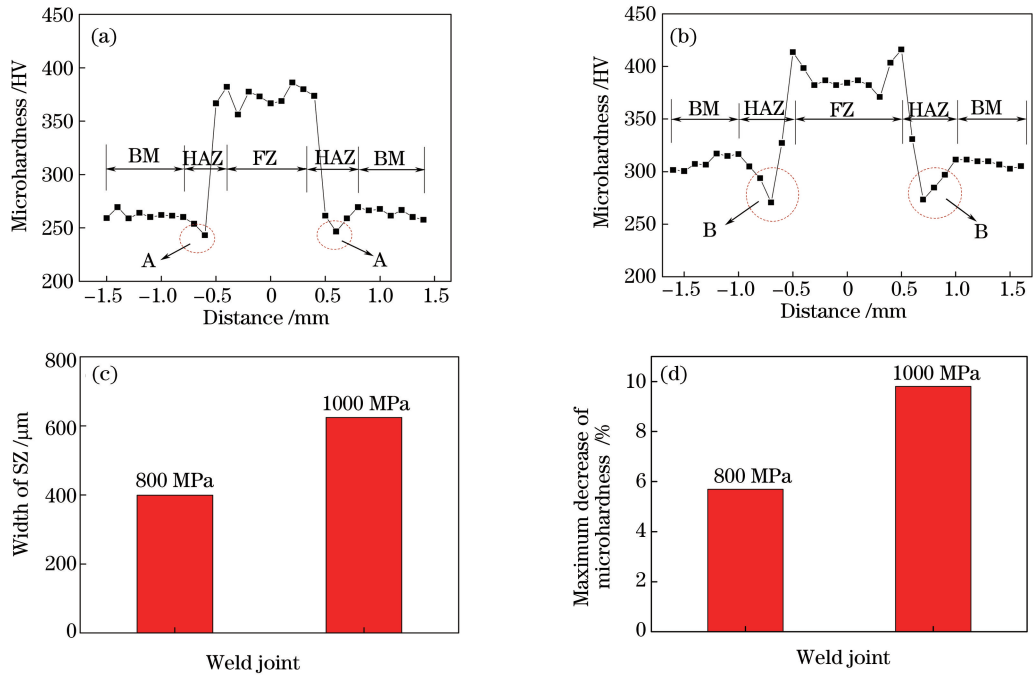


图 7 焊接接头的显微硬度分布及不完全相变区宽度降幅和显微硬度的最大降幅。(a) 800 MPa, 显微硬度分布; (b) 1000 MPa, 显微硬度分布; (c) 不完全相变区宽度降幅; (d) 不完全相变区显微硬度的最大降幅

Fig. 7 Microhardness distributions of welded joints, width decrease and maximum microhardness decrease of non-full transformation area. (a) 800 MPa, microhardness distribution; (b) 1000 MPa, microhardness distribution; (c) width decrease of non-full transformation area; (d) maximum microhardness decrease of non-full transformation area

3.2 拉伸性能

不同马氏体含量双相钢焊接接头及母材的应力-应变曲线如图 8 所示。可以看出, 两种焊接接头

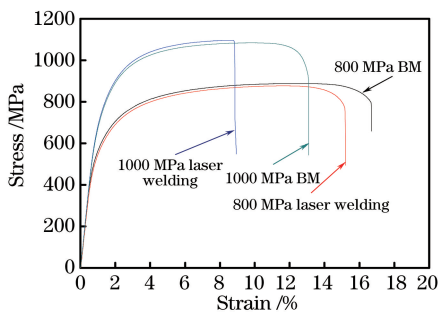


图 8 不同马氏体含量双相钢焊接接头及母材的应力-应变曲线
Fig. 8 Engineering stress-strain curves of DP steel joints with different martensite contents and BMs

的抗拉强度和屈服强度与母材相近。不同马氏体含量双相钢焊接接头拉伸试样的宏观形貌如图 9 所示。可以看出, 两种焊接接头的拉伸断裂位置均在母材处。不同马氏体含量双相钢焊接接头的延伸率及变化见表 3。可以看出, 虽然两种焊接接头的抗拉强度和屈服强度均与母材相近, 但其延伸率及延

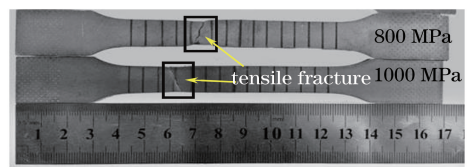


图 9 不同马氏体含量双相钢焊接接头拉伸试样宏观形貌
Fig. 9 Macro-morphologies of tensile samples of DP steel joints with different martensite contents

伸率减小幅度差异明显。结合显微组织和显微硬度的分析结果,得到双相钢焊接接头的显微结构示意图如图 10 所示。由显微组织分析可知,焊接接头的焊

缝两侧对称分布着熔合区、粗晶区、细晶区、混晶区和回火区^[13-14]。熔合区、粗晶区和细晶区的组织为全马氏体,而不完全相变区则由混晶区和回火区组成。

表 3 不同马氏体含量双相钢焊接接头的延伸率

Table 3 Elongation of DP steel joints with different martensite contents

Material	Position	Elongation /%	Decrease of elongation /%	Increase of martensite content /%
800 MPa	BM	19.0	-	-
	Welded joint	18.3	3.7	4.2
1000 MPa	BM	12.5	-	-
	Welded joint	12.3	1.8	2.7

拉伸试样在母材处断裂而不在最薄弱的不完全相变区处断裂的原因:1) 两种焊接接头不完全相变区的宽度和显微硬度减小幅度较小,不足以影响整个焊接接头的拉伸性能;2) 受到来自相对硬度更大的母材区和细晶区的拘束应力的作用,不完全相变区在拉伸变形过程中一起变形。因此,焊接接头拉伸时最终在次薄弱的母材区发生断裂失效,这与 Wang 等^[8-9]的研究结果一致。

由图 10 可知,在快速冷却的过程中生成的全马氏体区域使整个焊接接头马氏体的体积分数增大,最终导致两种焊接接头的塑性变形能力减弱且延伸率减小^[15]。不同马氏体含量的焊接接头中马氏体含量增幅的不一致导致其延伸率降幅有差异,

焊接接头拉伸试样标距长度中马氏体含量的变化(ΔM)计算公式为

$$\Delta M = \left[\frac{(L_3 - L - D) \times M_0 + L \times 100\%}{L_3} - M_0 \right] \div M_0, \quad (4)$$

式中 L 为焊接接头全马氏体区的宽度,分别取 L_1 和 L_2 ; D 为焊接接头不完全相变区的宽度; L_3 为拉伸试样标距长度,取 50 mm; M_0 为基体马氏体含量。由(4)式计算可得,800 MPa 级双相钢焊接接头马氏体含量增大了 4.2%,使得其延伸率减小了 3.7%;1000 MPa 级双相钢焊接接头马氏体含量增大了 2.7%,其延伸率仅减小了 1.8%。

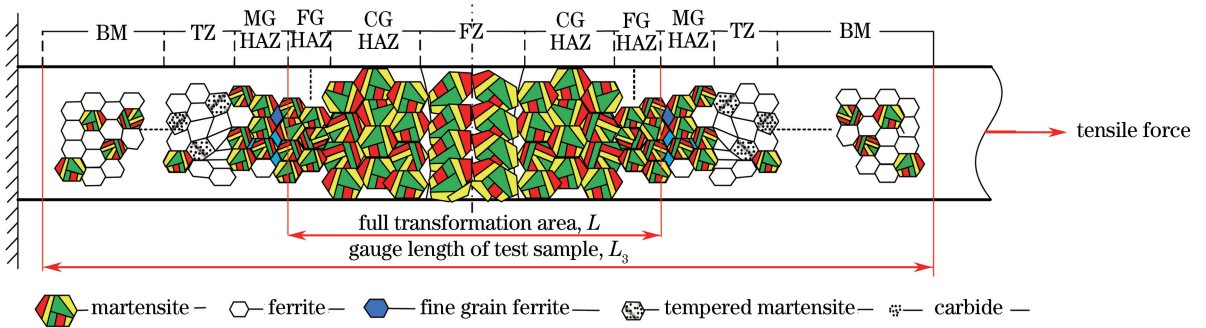


图 10 双相钢焊接接头的显微结构示意图

Fig. 10 Microstructural diagram of welded DP steel joints

3.3 成形性能

焊接接头显微组织的变化显著,成形性能与母材差异较大,故焊接接头成形性能的研究十分重要^[16-17]。不同马氏体含量双相钢焊接接头的杯突值如图 11 所示。可以看出,800 MPa 和 1000 MPa 级双相钢母材的杯突值分别为 8.7 mm 和 8.1 mm,1000 MPa 级双相钢焊接接头的杯突值为 6.9 mm,达到母材的 85.0%,而 800 MPa 级双相钢焊接接头的杯突值最大为 8.0 mm,达到母材的 91.7%,成形性能最好。

不同马氏体含量双相钢焊接接头杯突断口的宏观形貌如图 12 所示。可以看出,800 MPa 级双相钢焊接接头的失效形式为垂直于全马氏体区开裂并平行于焊缝沿母材扩展。这是因为在杯突试验的变形过程中,两种焊接接头全马氏体区是高强度区域且两侧的热影响区及母材金属平均分配应变,全马氏体区在变形过程中基本不发生移动,此时 800 MPa 级双相钢焊接接头的杯突性能主要受高强度的全马氏体区的限制^[18],在应变超出全马氏体区的变形极限而未达到母材成形极限情况下,产生了裂纹且裂

纹垂直于全马氏体区向母材扩展。而 1000 MPa 级双相钢焊接接头不完全相变区较大的显微硬度降幅及较大的区域宽度,使得其在冲压过程中还未到达全马氏体区的成形极限时,不完全相变区就产生了局部应力,集中承担了整个试样大部分的应变,发生了严重减薄并提前断裂,最终导致试样在不完全相变区开裂且裂纹平行于全马氏体区扩展^[19]。

虽然两种焊接接头的抗拉强度和屈服强度均与母材相当且拉伸断裂位置均位于母材处,拉伸性能良好,但在杯突试验中,1000 MPa 级双相钢焊接接头在冲压过程中直接沿不完全相变区开裂,成形性能较差。

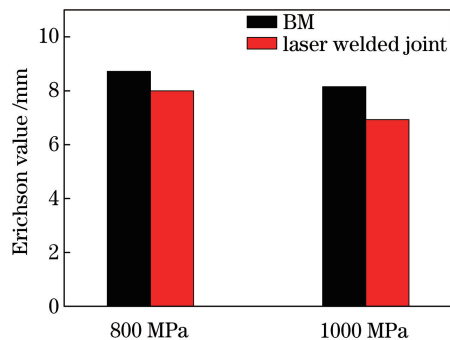


图 11 不同马氏体含量双相钢焊接接头和母材的杯突值

Fig. 11 Erichson value of DP steel joints with different martensite contents and BMs

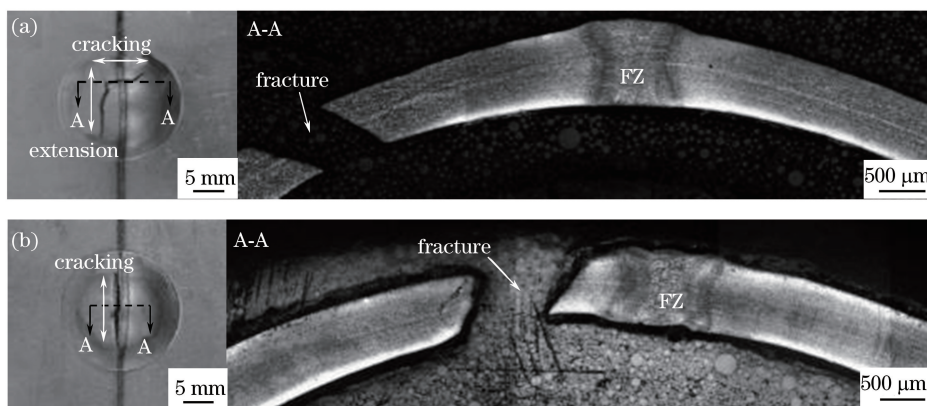


图 12 不同马氏体含量双相钢焊接接头杯突断口形貌。(a) 800 MPa; (b) 1000 MPa

Fig. 12 Erichson fracture morphologies of DP steel joints with different martensite contents.

(a) 800 MPa; (b) 1000 MPa

4 结 论

利用激光焊接技术焊接了不同马氏体含量的双相钢,研究了不同马氏体含量对双相钢焊接接头的组织及性能的影响,得到以下结论。

1) 基体马氏体含量对焊接接头的显微组织类型影响不明显。熔合区、粗晶区和细晶区的显微组织类型均为板条马氏体,混晶区为马氏体、铁素体以及细晶铁素体。

2) 不同马氏体含量双相钢焊接接头的拉伸断裂位置均位于母材。

3) 800 MPa 级双相钢焊接接头的失效形式为垂直于全马氏体区方向开裂,成形性能好。

参 考 文 献

[1] Di H S, Sun Q, Wang X N, *et al.* Microstructure and properties in dissimilar/similar weld joints between DP780 and DP980 steels processed by fiber laser welding [J]. *Journal of Materials Science &*

Technology, 2017, 33(12): 1561-1571.

- [2] 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.
- [3] Wang W R, He C W, Zhao Z H, *et al.* The limit drawing ratio and formability prediction of advanced high strength dual-phase steels [J]. *Materials & Design*, 2011, 32(6): 3320-3327.
- [4] Zhang J, Lin S J, Su S X, *et al.* Effect of defocusing amount on weld shaping in fiber laser welding of aluminum alloy [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2016, 53(12): 121405.
- 张健, 林仕君, 苏绍兴, 等. 光纤激光焊接铝合金离焦量对焊缝成形的影响 [J]. *激光与光电子学进展*, 2016, 53(12): 121405.
- [5] Qu P F, Wang S Y, Shao X Z, *et al.* Temperature stability of Nd:YAG/Nd:YVO₄ combination crystals laser [J]. *Acta Optica Sinica*, 2017, 37(6): 0614001.

- 屈鹏飞, 王石语, 邵新征, 等. Nd:YAG/Nd:YVO₄ 组合晶体激光器温度稳定性研究 [J]. 光学学报, 2017, 37(6): 0614001.
- [6] 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, 2016, 70(6): 1575-1584.
- [7] Wang J F, Wang L J, Yang L J, *et al.* Study 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.
- [8] 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 & Engineering: A, 2017, 699: 18-25.
- [9] 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 & Engineering: A, 2012, 553: 51-58.
- [10] Farabi N, Chen D L, Zhou Y. Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(3): 982-989.
- [11] Gao S L, Li Y T, Yang L J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser-welded dissimilar DP780 and DP980 high-strength steel joints [J]. Materials Science & Engineering: A, 2018, 720: 117-129.
- [12] Liedl U, Traint S, Werner E A. An unexpected feature of the stress-strain diagram of dual-phase steel [J]. Computational Materials Science, 2002, 25(1/2): 122-128.
- [13] 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.
- [14] Chabok A, van der Aa E, De Hosson J T M, *et al.* Mechanical behavior and failure mechanism of resistance spot welded DP1000 dual phase steel[J]. Materials & Design, 2017, 124: 171-182.
- [15] Xu W, Westerbaan D, Nayak S S, *et al.* Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloy and DP980 dual-phase steel joints [J]. Materials & Design, 2013, 43: 373-383.
- [16] Bae G H, Huh H. Comparison of the optimum designs of center pillar assembly of an auto-body between conventional steel and ahss with a simplified side impact analysis [J]. International Journal of Automotive Technology, 2012, 13(2): 205-213.
- [17] Sreenivasan N. Effects of laser welding on formability aspects of advanced high strength steel [D]. Waterloo: University of Waterloo, 2007: 1-31.
- [18] Hu Z G, Zhu P, Meng J. Fatigue properties of transformation-induced plasticity and dual-phase steels for auto-body lightweight: Experiment, modeling and application [J]. Materials & Design, 2010, 31(6): 2884-2890.
- [19] Jia Q, Guo W, Li W D, *et al.* Experimental and numerical study on local mechanical properties and failure analysis of laser welded DP980 steels [J]. Materials Science & Engineering: A, 2017, 680: 378-387.