

DP980 钢激光焊接接头的低周疲劳性能

翟战江^{1,2}, 赵琳^{1**}, 彭云^{1*}, 朱姣², 曹洋¹¹钢铁研究总院焊接所, 北京 100081;²钢研纳克检测技术股份有限公司, 北京 100081

摘要 采用 MTS 疲劳试验机对 DP980 钢激光焊接接头进行了低周疲劳试验, 分析了应变-疲劳寿命数据, 并利用金相显微镜和扫描电镜进行了组织分析和断裂分析。结果表明, 母材表现出最好的抗疲劳性能。当应变幅 $\Delta\epsilon_1/2 \leq 0.4\%$ 时, 线能量为 80 J/mm 的试样表现出较好的抗疲劳性能; 当 $\Delta\epsilon_1/2 = 0.5\%$ 时, 三个激光焊接接头的疲劳寿命接近。当 $\Delta\epsilon_1/2 \geq 0.3\%$ 时, 母材和 DP980 钢激光焊接接头经历循环软化阶段、循环饱和阶段和循环硬化阶段; 当 $\Delta\epsilon_1/2 = 0.25\%$ 时, 母材和 DP980 钢激光焊接接头依次经历了循环硬化阶段、循环软化阶段、循环饱和阶段和循环硬化阶段。DP980 钢激光焊接接头的亚临界热影响区是裂纹萌生的主要区域, 不同应变幅下的疲劳裂纹扩展区均有疲劳条带, 疲劳断裂的方式是穿晶断裂。

关键词 激光技术; 回火马氏体; 线能量; 低周疲劳; 疲劳寿命; 疲劳条带

中图分类号 TG130

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1802003

1 引言

为了节约能源, 减少温室气体的排放, 先进高强度钢在汽车上的应用越来越多。其中, 双相钢是以 Mn、Si 为主要合金成分的低成本钢, 它的室温组织是连续的铁素体基体上分布着岛状的马氏体相, 这种金相组织结构决定了双相钢具有较高的强度和韧性^[1-5]。由于汽车车身结构材料在正常使用过程中会经历循环荷载, 因此在设计和材料选择中都需要考虑材料的疲劳性能。当汽车板在一定的循环荷载下发生塑性变形时, 疲劳裂纹容易从发生塑性变形的应力集中区开始, 所以了解汽车板的低周疲劳性能是非常重要的。已经有相关的文献^[6-14]研究了双相钢中马氏体的体积分数对 DP590 钢疲劳性能的影响。研究表明, 随着马氏体含量的增加, 材料的抗拉强度不断增加, 疲劳强度增加^[6]。对于马氏体体积分数为 13%~88% 的双相钢, 在相同的塑性应变幅下, 马氏体体积分数的增加会显著降低疲劳寿命, 双相钢在最初的循环荷载下发生循环硬化, 随后发生循环软化^[8]。对马氏体体积分数为 19% 和

50% 的双相钢进行应变控制的疲劳试验, 结果显示, 疲劳试样的位错结构、表面滑移和疲劳裂纹的萌生随着马氏体含量的变化而变化^[9]。在铁素体-马氏体钢和铁素体-贝氏体钢的低周疲劳性能试验中, 当应变幅 $\Delta\epsilon_1/2 \leq 0.005$ 时, 铁素体-马氏体钢表现出较好的疲劳性能, 这是因为铁素体-马氏体钢在初始循环荷载下发生硬化, 而铁素体-贝氏体钢表现出连续软化的性能^[10]。因此, 关于汽车板的低周疲劳研究主要集中在母材方面, 关于汽车板焊接接头疲劳性能的研究鲜有报道。

目前, 在汽车的制造过程中, 采用的连接方法主要包括电阻点焊、熔化极气体保护焊、搅拌摩擦焊和激光焊。其中, 激光焊接由于具有焊接速度快、生产效率高、变形小和成本低等优点, 在汽车钢的焊接过程中得到广泛的应用^[15-17]。汽车板经过激光焊接之后, 焊接接头由焊缝区和热影响区 (HAZ) 组成, 研究表明, 回火马氏体的形成导致热影响区发生软化现象^[18-21]。Parkes 等^[20]认为软化区的存在会影响焊接接头的疲劳强度。在塑性变形的条件下, 汽车钢激光焊接接头可能经过循环硬化或软化过程, 也

收稿日期: 2021-01-11; 修回日期: 2021-02-08; 录用日期: 2021-03-15

基金项目: 国家国际科技合作专项(2015DFA51460)

通信作者: *yunpeng21@139.com; **hhnds@aliyun.cn

可能保持稳定循环,所以应变-寿命曲线和周期循环的硬化-软化行为成为材料选择的一个依据^[10],同时对于选择合适的焊接工艺参数也具有十分重要的意义。在早期的研究中,疲劳性能被认为与材料的宏观力学性能和微观变形机理有着密切的关系,基于应变控制的 Coffin-Manson 方程被广泛地应用于低周疲劳寿命的评估。本文采用 2 kW 光纤激光器对 DP980 钢进行激光焊接,在激光功率、离焦量、气流量不变的情况下,主要研究了在不同焊接速度下母材和焊接接头的低周疲劳性能。利用低周疲劳试验数据来确定 Coffin-Manson^[22] 方程,利用扫描电镜对试样断口进行分析以明确表面损伤性质。

表 1 焊接工艺参数

Table 1 Welding parameters

Sample No.	Heat input / (J·mm ⁻¹)	Laser power / W	Welding speed / (m·min ⁻¹)	Defocus quantity / mm	Focal length / mm	Flow rate / (L·min ⁻¹)
L1	80	2000	1.5	0	300	15
L2	100	2000	1.2	0	300	15
L3	133	2000	0.9	0	300	15

采用线切割的方法,沿垂直于焊接方向切割试样,制成金相样品,试样经打磨和抛光后,用硝酸体积分数为 4% 的硝酸乙醇溶液进行腐蚀,用金相显微镜(OM)观察样品的微观组织。在垂直于焊接方向的横截面上,采用 FM300 型显微硬度仪测量接头的显微硬度,焊缝中心为零点,载荷为 100 g,加载时间为 10 s,打点间隔为 0.15 mm。用扫描电镜观察不同热输入条件下亚临界热影响区的组织,并表征低周疲劳试样的断口形貌。在低周疲劳试验中,试样取向垂直于焊接方向,试样的形貌如图 1 所示。

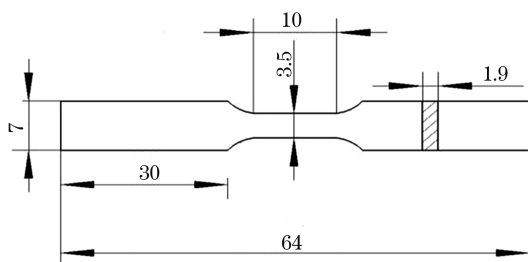


图 1 疲劳试样尺寸

Fig. 1 Dimensions of fatigue specimen

应变控制的疲劳试验是在疲劳试验机上进行的,最小应变与最大应变的比值为-1。应变幅值分别为 0.0025、0.0030、0.0040、0.0050,频率分别为 0.5000、0.4167、0.3125、0.2500 Hz。每个应变幅对应两个试样,应变速率为 0.005 mm·mm⁻¹·s⁻¹,通过试验机上控制低周疲劳试验的软件程序,对试样的应变进行动态监测。以稳定应力幅值为参考值,将应力幅下降至

2 试验方法

试验用钢为 DP980 钢,其化学成分(质量分数)为 C(0.17%)、Mn(1.81%)、Cr(0.52%)、Si(0.38%)、Al(0.04%)、Mo(0.003%)和 Fe(余量),DP980 钢的厚度为 2.5 mm。焊接前采用砂纸打磨表面,并采用丙酮进行清洗以去除油污。采用 YLS-2000 光纤激光器在 DP980 钢板上直接进行焊接,焦距为 300 mm。焊接方向平行于母材轧制方向,激光焊接板的尺寸为 100 mm×200 mm,采用连续激光模式进行焊接,DP980 激光焊接工艺参数如表 1 所示。

参考值的 15% 时的状态定义为试件失效。在试验中,通过自动记录循环应力幅值随加载次数的变化,测定试样在不同应变幅下的疲劳寿命(N_f)。分别用总应变幅、弹性应变幅和塑性应变幅与失效反向数的双对数曲线表征应变-寿命曲线。对不同应变幅下的低周疲劳数据进行拟合,得到

$$\frac{\Delta \epsilon_f}{2} = \frac{\sigma_f}{E^*} (2N_f)^b + \epsilon_f (2N_f)^c, \quad (1)$$

式中: σ_f 为疲劳强度系数; b 为疲劳强度指数; ϵ_f 为疲劳延性系数; c 为疲劳延性指数; E^* 为稳定回滞曲线卸载段的弹性模量。

3 试验结果

试验用钢 DP980 的金相组织如图 2 所示,其中黑色为马氏体组织(M),连续的马氏体组织沿着轧制方向(RD)呈带状分布,白色为铁素体组织(F)。

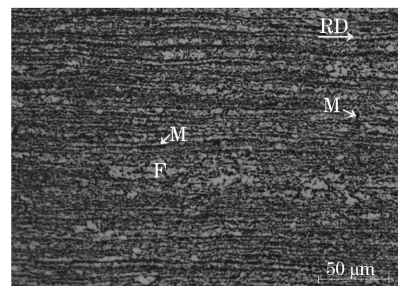


图 2 DP980 钢显微组织

Fig. 2 Microstructure of DP980 steel

不同线能量条件下激光焊接接头的宏观形貌如图 3 所示。随着焊接线能量的增大,上下表面的熔宽逐渐增大,呈倒梯形状,不同热输入条件下的焊接接头均由焊缝区 (FZ)、超临界热影响区 (Supercritical HAZ)、临界热影响区 (Intercritical HAZ) 和亚临界热影响区 (Subcritical HAZ) 四个部分组成。通过对焊接接头微观组织进行观察,发现

不同线能量下的焊接接头显微组织相似。

DP980 钢和焊接接头的力学性能如表 2 所示。可以看出, L1、L2 和 L3 试样之间的抗拉强度相当,但与母材相比,抗拉强度降低了 45 ~ 61 MPa; 试样 L1 的屈服强度与母材相当,试样 L2 和 L3 的屈服强度略高于母材,但延伸率和强塑积均低于母材。

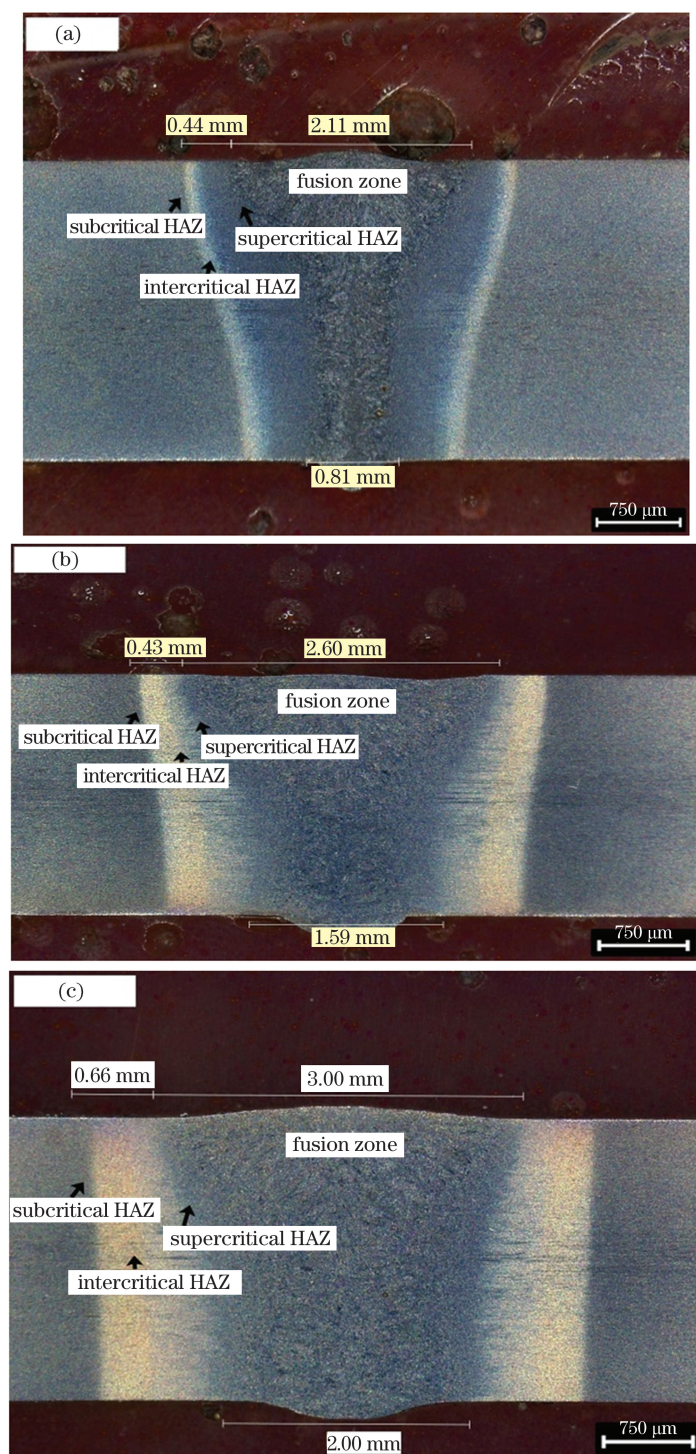


图 3 不同热输入条件下焊接接头的形貌。(a) $80 J \cdot mm^{-1}$; (b) $100 J \cdot mm^{-1}$; (c) $133 J \cdot mm^{-1}$

Fig. 3 Morphologies of welding joints under different heat inputs. (a) $80 J \cdot mm^{-1}$; (b) $100 J \cdot mm^{-1}$; (c) $133 J \cdot mm^{-1}$

表 2 DP980 钢和焊接接头的力学性能

Table 2 Mechanical properties of DP980 steel and welding joints

Sample No.	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%	Product of strength and elongation / (GPa · %)
DP980	706	1071	14.0	15.0
L1	704	1026	12.0	12.3
L2	737	1028	10.5	10.8
L3	727	1010	10.5	10.6

DP980 钢激光焊接接头的显微硬度分布如图 4 所示。从焊缝中心到母材,显微硬度的变化趋势是先逐渐减小后逐渐增加,焊缝区的显微硬度(420 ~ 444 HV)均高于母材的显微硬度(303 ~ 312 HV)。随着焊接线能量的增加,DP980 钢焊接接头热影响区的软化程度增大,这是由于亚临界热影响区发生了马氏体回火时效。对于 L3 试样,在距离焊缝中心 2.1 mm 处,显微硬度最小值为 256 HV,较母材的硬度下降了约 17%,软化现象最为严重;对于 L2 试样,在距离焊缝中心 1.35 mm 处,显微硬度最小值为 283 HV,较母材硬度下降了 9%;对于 L1 试样,在距离焊缝中心 0.60 mm 处,显微硬度最小值为 293 HV,较母材硬度下降了约 5%,软化程度最小。试验结果与文献[21]中的热影响区的软化程度与焊接线能量有紧密联系的观点一致。显微硬度的试验结果表明,DP980 钢的激光焊接接头为高强匹

配,母材和激光焊接接头的静态拉伸失效位置如图 5 所示。

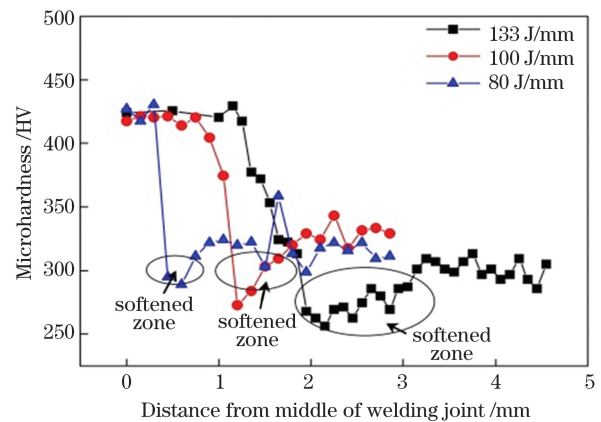


图 4 不同热输入下 DP980 激光焊接接头的显微硬度分布

Fig. 4 Microhardness profiles of DP980 welding joints under different heat inputs

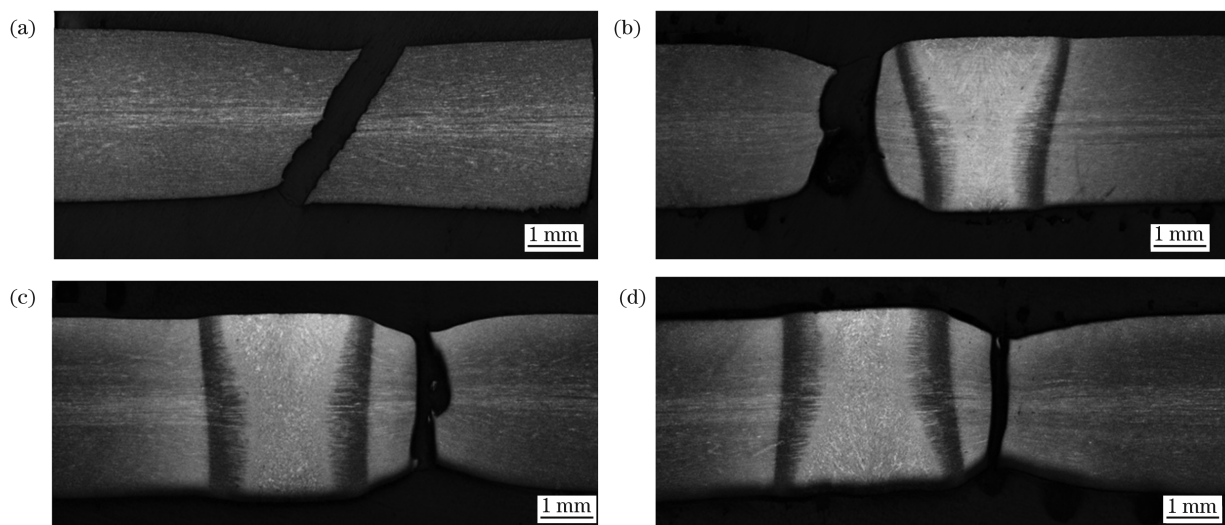


图 5 母材和 DP980 钢焊接接头拉伸失效位置。(a) 母材;(b) L1 试样;(c) L2 试样;(d) L3 试样

Fig. 5 Typical tensile failure locations of DP980 welding joints and base material. (a) Base material; (b) L1 sample; (c) L2 sample; (d) L3 sample

DP980 钢和不同线能量条件下激光焊接接头的 $2N_f$ -总应变幅曲线如图 6 所示。试验结果表明,

随着总应变幅的增加,疲劳寿命逐渐降低,在相同的应变幅下,DP980 钢表现出最佳的抗疲劳性能。当

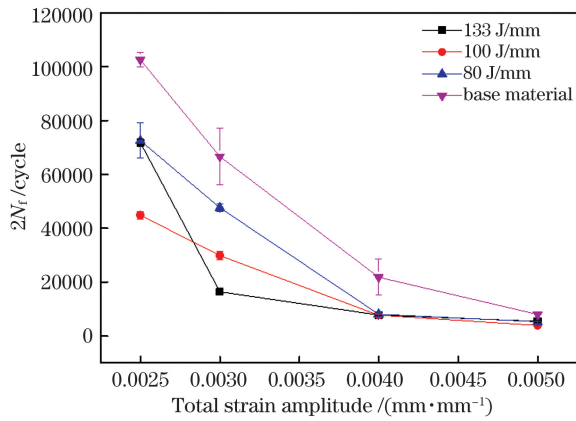


图 6 母材和 DP980 焊接接头的 $2N_f$ -总应变幅曲线

Fig. 6 Relationship between total strain amplitude and $2N_f$ for base material and DP980 welding joints

表 3 DP980 钢和焊接接头的低周疲劳性能参数

Table 3 Low cycle fatigue parameters of DP980 steel and welding joints

Sample No.	σ_f /MPa	b	ϵ_f	c	N_f /cycle
DP980	1860	-0.1136	0.7407	-0.6429	2536
L1	1776	-0.1200	1.1537	-0.7561	1148
L2	1625	-0.1158	1.2824	-0.7771	1122
L3	1521	-0.1127	0.2765	-0.5862	957

4 分析和讨论

在激光焊接过程中, DP980 钢经历快速加热和冷却过程。焊接接头的不同位置经历的热循环不同, 即距离焊缝中心线的不同位置所经历的热循环峰值温度的差异, 导致焊接接头的组织不同。以试样 L2 为例, 图 7(a) 所示是试样的焊缝区、超临界热影响区和临界热影响区的形貌。在激光焊接过程中, 焊缝区的金属经历了高温加热和快速冷却过程, 焊缝区的组织为马氏体。在超临界热影响区, 峰值温度高于完全奥氏体化温度, 马氏体和铁素体组织

$\Delta\epsilon_t/2 \leq 0.004$ 时, 线能量为 80 J/mm 的激光焊接接头表现出较好的抗疲劳性能, 当 $\Delta\epsilon_t/2 = 0.005$ 时, 三种激光焊接接头的疲劳寿命接近。

DP980 钢和不同线能量下激光焊接接头的低周疲劳性能参数如表 3 所示。可以看出, DP980 钢具有最高的疲劳强度系数 σ_f , 母材的过渡疲劳寿命大于焊接接头的过渡疲劳寿命, 随着线能量的增加, 疲劳强度系数逐渐减小, 过渡疲劳寿命 (N_t) 逐渐减小。过渡疲劳寿命 N_t 是通过弹性和塑性曲线的交点得到的, 通常材料的强度和塑性是影响过渡疲劳寿命 N_t 的主要因素^[23], 母材的过渡疲劳寿命最大, 这主要是因为母材具有较高的强度和延伸率。换言之, 对于汽车板, 强塑积越高, 过渡疲劳寿命越大。

发生完全奥氏体化, 在快速冷却条件下, 全部转变为板条马氏体。在临界热影响区, 峰值温度在不完全奥氏体化温度与完全奥氏体化温度之间, 马氏体和铁素体发生不完全奥氏体化, 转变后的组织为超细铁素体和马氏体。图 7(b) 所示为亚临界热影响区的形貌, 其中 TM 为回火马氏体, C 为碳化物。该区域的峰值温度低于铁素体向奥氏体转化的温度, 部分马氏体分解为回火马氏体和碳化物。

图 8 所示是不同焊接线能量下亚临界热影响区的显微组织。可以看出, 与母材相比, 黑色的连续带状的马氏体组织被破坏; 随着热输入的增加, 马氏体

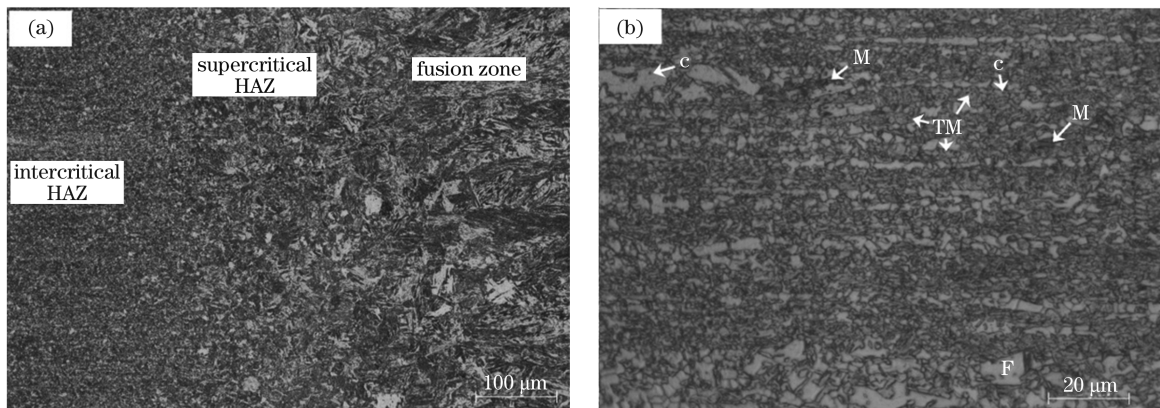


图 7 L2 试样的显微组织。(a) 焊缝区、超临界热影响区和临界热影响区; (b) 亚临界热影响区

Fig. 7 Microstructures of L2 sample. (a) Weld zone, supercritical HAZ, and intercritical HAZ; (b) subcritical HAZ

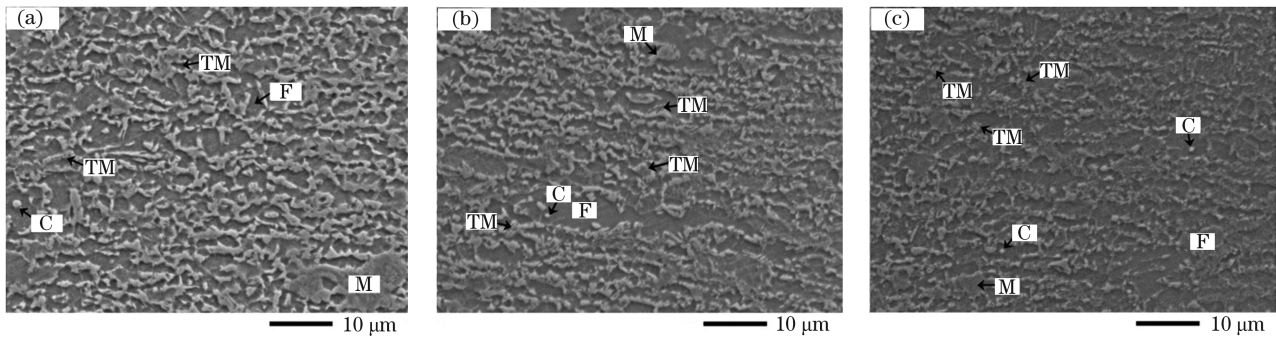


图 8 不同热输入条件下亚临界热影响区的显微组织。(a) $80 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$; (b) $100 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$; (c) $133 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$

Fig. 8 Microstructures of subcritical HAZ under different heat inputs. (a) $80 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$; (b) $100 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$; (c) $133 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-1}$

含量降低,回火马氏体和碳化物含量增多,显微硬度也降低,从而造成热影响区的软化。在三种线能量下,激光焊接接头静态拉伸失效的位置一致^[24]。结合低周疲劳试验数据,发现在不同的线能量条件下,亚临界热影响区作为激光焊接接头的软化区,通常是疲劳断口的裂纹萌生区。

图 9 所示为母材和激光焊接接头在不同应变幅下,循环应力幅值随着循环周次的变化情况。随着应变幅的减小,循环载荷的饱和阶段逐渐变长,疲劳寿命逐渐增加。可以看出,当应变幅 $\Delta\epsilon_1/2 \geq 0.3\%$ 时,母材和激光焊接接头均先经历软化过程,当载荷趋于平稳、裂纹形核时,接头再次发生软化,最终试

样失效;当应变幅 $\Delta\epsilon_1/2 = 0.25\%$ 时,DP980 钢和激光焊接接头均先瞬间硬化,而后软化,当载荷趋于平稳、裂纹形核时,接头再次发生软化,最终试样失效。循环硬化的主要原因是材料内部产生大量的位错,高密度的位错在疲劳过程中发生交互作用,造成位错运动阻力增大,表现为应力增加。循环软化的主要原因是当材料发生塑性变形时,位错增殖和位错湮灭在位错运动过程中发生相互作用,造成位错运动阻力减小。稳定载荷阶段的产生是材料在交互载荷作用下,位错的增殖和湮灭达到平衡的结果^[25],以稳定滞回曲线的形式表现出来,滞后环是闭合的,以 $80 \text{ J}/\text{mm}$ 稳定滞回曲线为例,如图 10 所示。

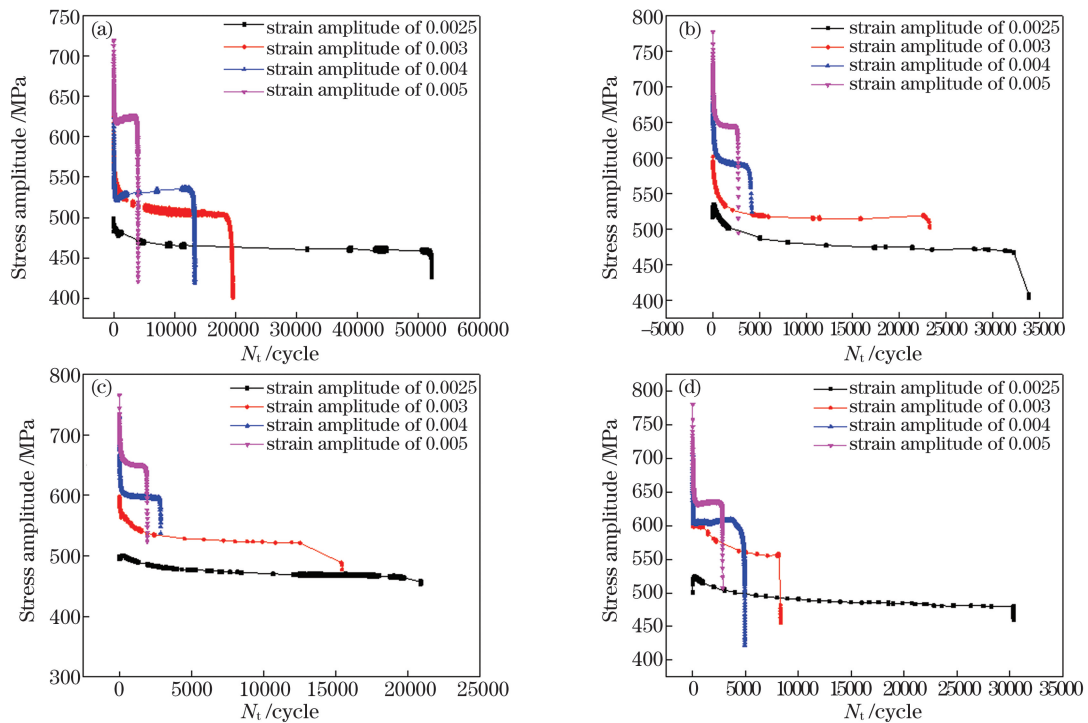


图 9 母材和 DP980 焊接接头在不同应变幅下的应力幅值随循环周次的变化情况。(a)母材;(b)L1 试样;(c)L2 试样;(d)L3 试样

Fig. 9 Variation of stress amplitudes of base material and DP980 welding joints under different strain amplitudes with numbers of cycles. (a) Base material; (b) L1 sample; (c) L2 sample; (d) L3 sample

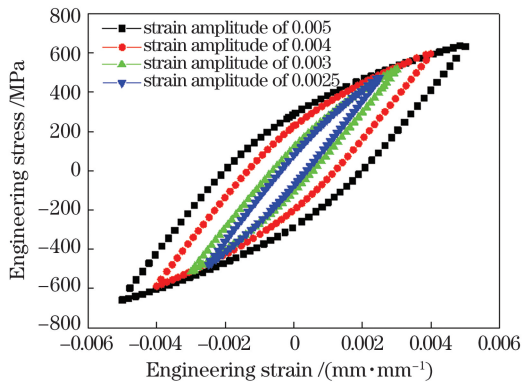


图 10 半周期的稳定滞回曲线

Fig. 10 Stabilized hysteresis loops at half fatigue life

图 11 所示为低周疲劳试样的典型宏观照片,应变幅为 0.3%,可以看出,L1 试样的疲劳断裂区位于试样母材部位。L2 试样和 L3 试样的疲劳断裂区位于亚临界热影响区,裂纹萌生位置附近的扫描图像如图 12 所示,可以看出,L2 和 L3 试样的断口附近有回火马氏体和大量的碳化物,形成了一定数

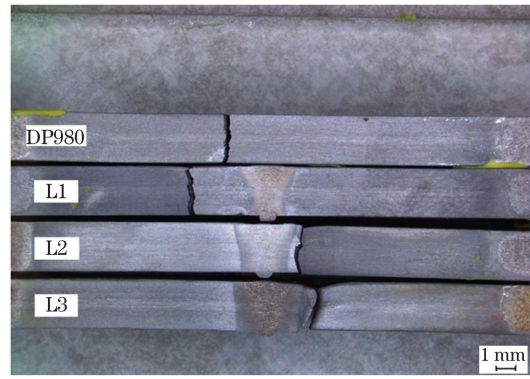


图 11 母材和接头的低周疲劳试样

Fig. 11 Low-cycle fatigue specimens of base material and joints

量的孔隙。对于 L2 试样和 L3 试样,随着线能量的增加,热影响区的软化程度增大;断裂位置的塑性变形明显,亚临界热影响区的回火马氏体塑性变形最大,加上有大量的碳化物,所以对于高线能量下的焊接接头,其软化区是产生疲劳裂纹的主要区域。

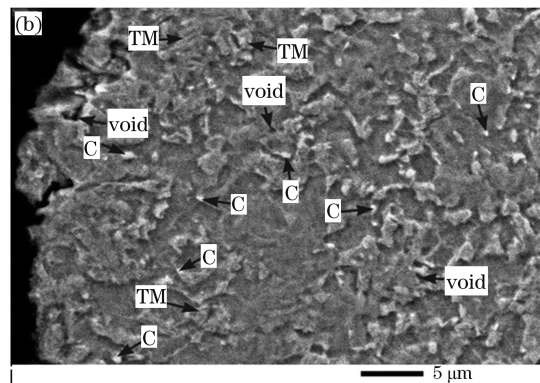
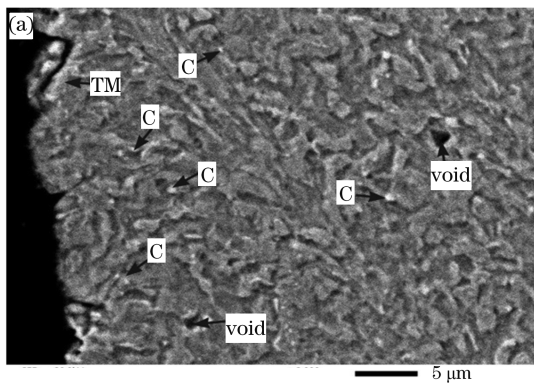


图 12 L2 试样和 L3 试样的疲劳断裂区。(a)L2 断口处的亚临界热影响区;(b)L3 断口处的亚临界热影响区

Fig. 12 Fatigue fracture domains of L2 and L3 samples. (a) Subcritical HAZ near L2 fracture; (b) subcritical HAZ near L3 fracture

利用扫描电镜对疲劳试样的断口进行观察,疲劳断口由裂纹萌生区、裂纹扩展区和瞬时断裂区三个区域组成^[26],裂纹萌生区和裂纹扩展区在断裂表面占据较大的区域,如图 13 所示。母材和激光焊接接头的裂纹萌生区均位于试样表面,疲劳源区为平面状断口,此为疲劳裂纹扩展的第一阶段。由于该阶段的裂纹严格地沿晶粒内某一滑移面扩展,因此断口平坦光滑。裂纹在第一阶段扩展一段距离后,将沿着与正应力垂直的方向扩展,此为裂纹扩展的第二阶段,图 13(b)中的箭头方向为裂纹扩展的方向。母材试样的断裂位置都是以裂纹萌生区为中心,疲劳裂纹扩展区呈放射状分布,沟壑明显。L2 和 L3 试样断口的裂纹沿试样边缘产生,而不是在局部的某一个区域,裂纹源呈多源性,裂纹扩展区较

为平坦,沟壑不太明显。

图 14 所示为母材和激光焊接接头在裂纹扩展区的微观形貌,可以看到一系列相互平行的疲劳条带呈波浪形,这些疲劳条带的方向与裂纹局部扩展方向垂直。疲劳条带是裂纹扩展区的基本微观特征,疲劳条带是指金属构件在交变载荷下发生疲劳裂纹时,在断口上留下的显微痕迹。疲劳条带在多个平面上扩展,这些平面大小不等、高低不一,每个平面上的疲劳条带是连续且平行的,当不同平面的疲劳条带会聚时,就形成了明亮的棱边。从疲劳条带的形貌可以看出,母材在裂纹扩展阶段的疲劳条带较为清晰且连续,轮胎压痕明显,疲劳条带之间的间距较小,这表明裂纹尖端在经历一次载荷循环后,裂纹尖端扩展的距离较短,所以母材的疲劳寿命最

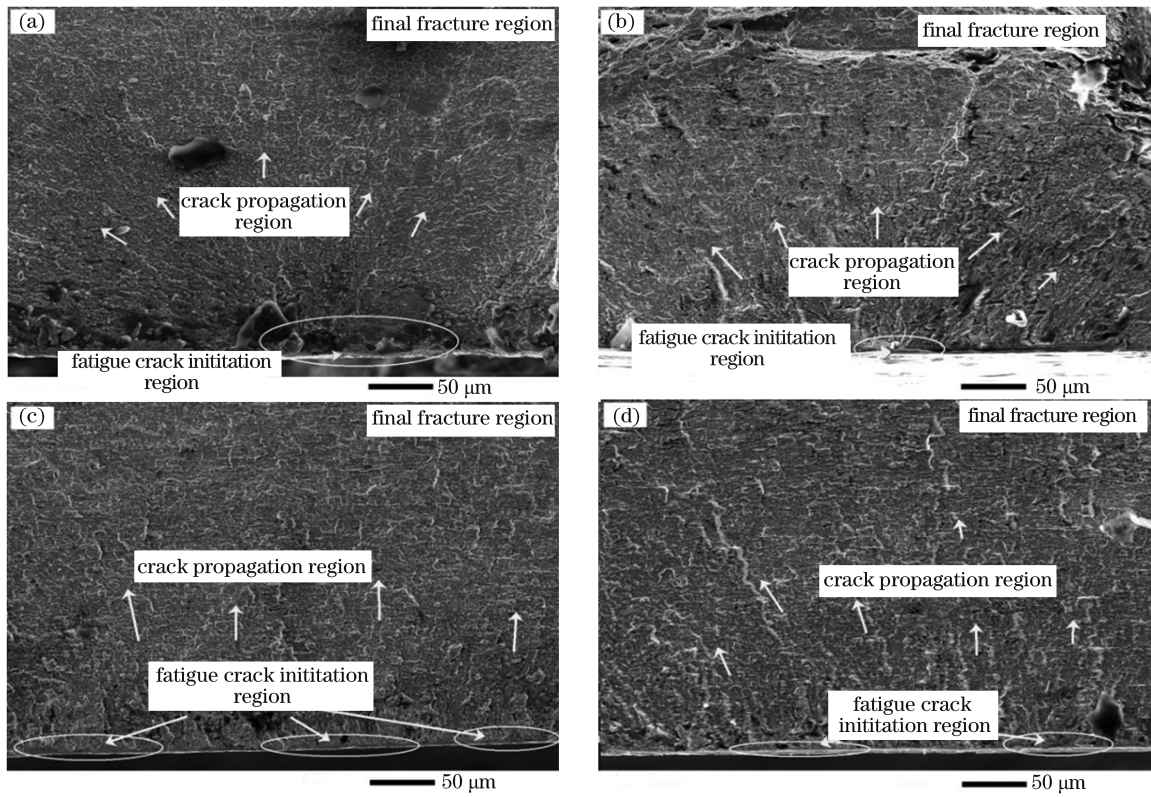


图 13 当 $\Delta\epsilon_1/2=0.3\%$ 时母材和焊接接头的疲劳断口宏观形貌。(a)母材;(b)L1 试样;(c)L2 试样;(d)L3 试样
 Fig. 13 Macroscopic fatigue fracture morphologies of base material and welding joints when $\Delta\epsilon_1/2=0.3\%$. (a) Base material; (b) L1 sample; (c) L2 sample; (d) L3 sample

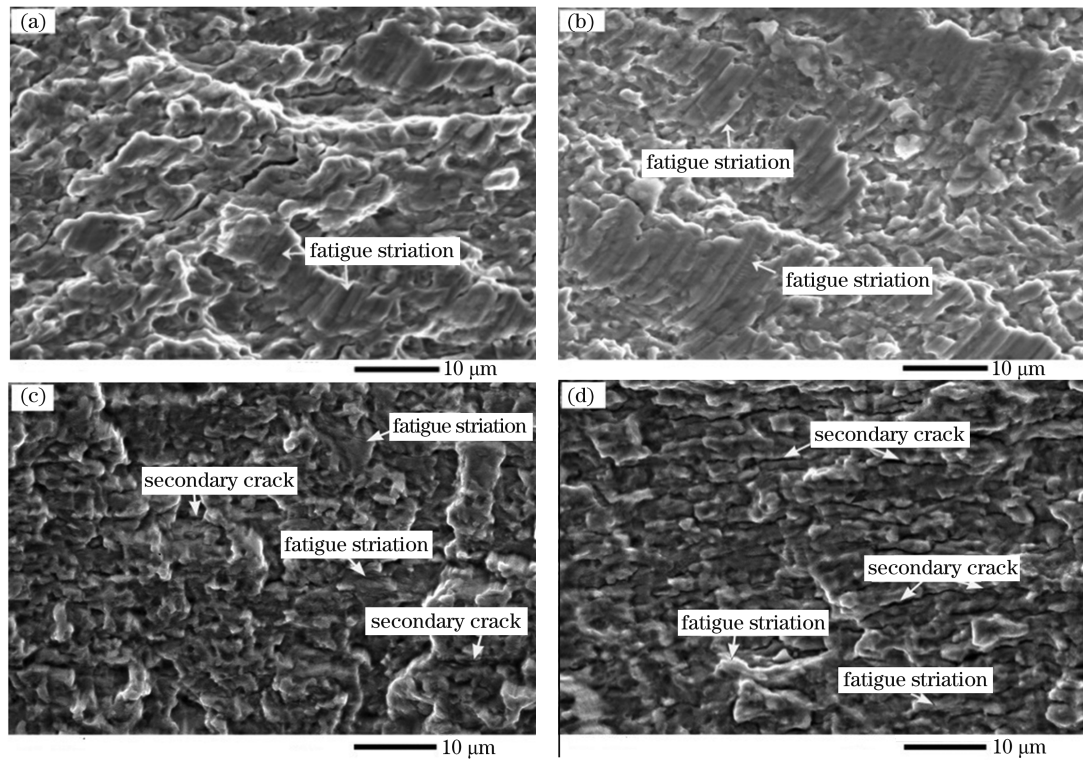


图 14 当 $\Delta\epsilon_1/2=0.3\%$ 时母材和焊接接头的疲劳断口微观形貌。(a)母材;(b)L1 试样;(c)L2 试样;(d)L3 试样
 Fig. 14 Microscopic fatigue fracture morphologies of base material and welding joints when $\Delta\epsilon_1/2=0.3\%$. (a) Base material; (b) L1 sample; (c) L2 sample; (d) L3 sample

长。在相同的应变幅下, L1 试样的疲劳寿命较母材低。对于焊接接头而言, 焊缝区马氏体的塑性变形最小, L1 试样的母材部分塑性变形最大, 同时 L1 试样的软化程度最低, 所以 L1 试样的断裂位置位于母材部分。对于 L2 和 L3 试样, 断裂位置均在亚临界热影区。随着线能量的增加, 疲劳裂纹稳定扩展区存在大量滑移面断裂, 疲劳断口呈明亮的片状分布, 这些解理台阶垂直于疲劳条带, 并且把疲劳条带分割开, 解理面之间的二次裂纹明显, 疲劳条带呈不连续分布。与母材疲劳断口相比, L3 试样疲劳条带之间的间距变宽, 疲劳裂纹在经历一次载荷循环后,

裂纹尖端扩展的距离变大, 并且二次裂纹明显, 所以 L3 试样的疲劳寿命最短。综上所述, 母材和激光焊接接头疲劳裂纹扩展区的疲劳条带为脆性断裂条带。

以 L3 试样为例, 不同应变幅下的低周疲劳宏观断口如图 15 所示, 疲劳裂纹起源于试样表面。当 $\Delta\epsilon_1/2=0.25\%$ 时, 疲劳裂纹位于矩形试样的棱角处, 通常矩形试样的棱角为应力集中区域, 疲劳源单一, 疲劳源区光滑。当 $\Delta\epsilon_1/2\geq 0.3\%$ 时, 疲劳裂纹的裂纹源不止一个, 裂纹均起始于试样表面和矩形试样的棱角处, 裂纹源处无夹杂物和组织缺陷。

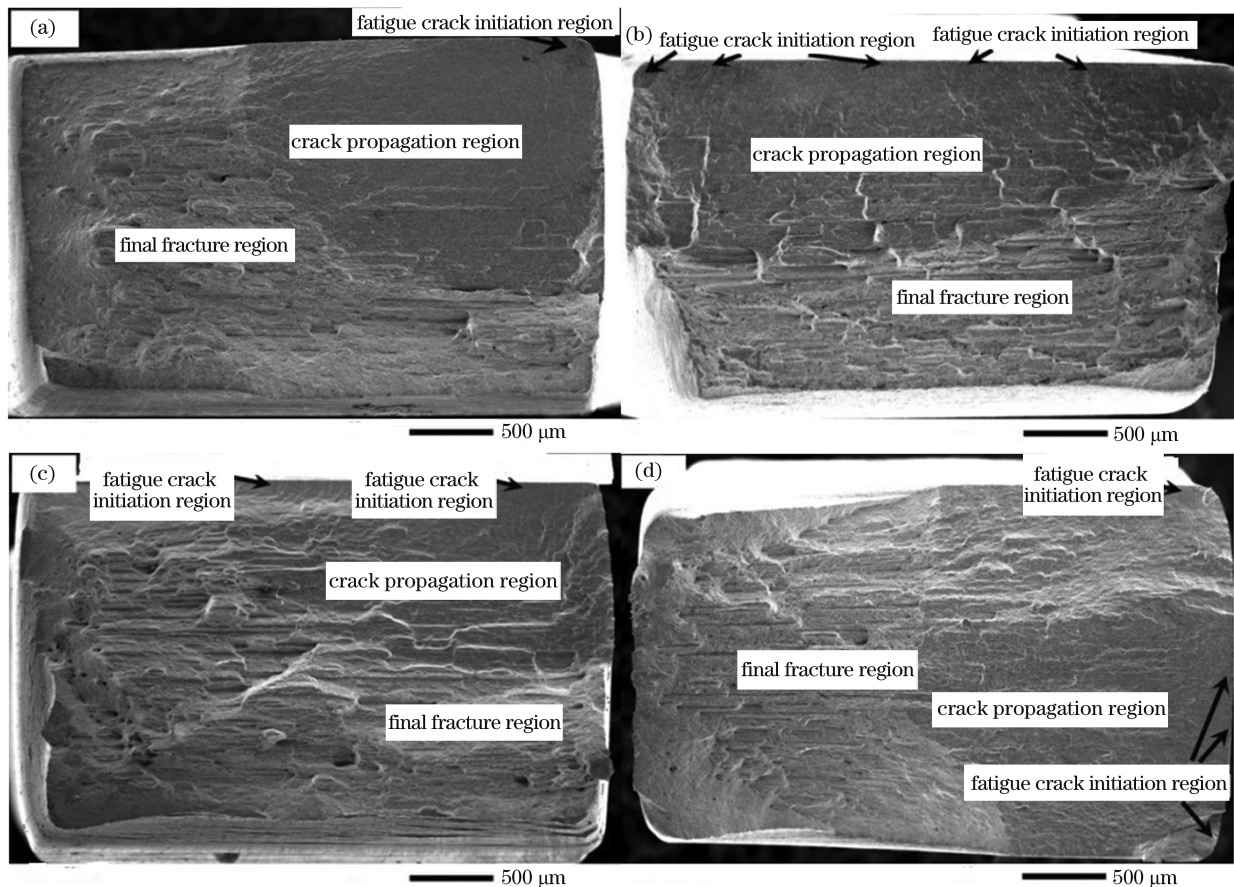


图 15 不同应变幅下 L3 试样焊接接头的疲劳断口宏观形貌。(a) $\Delta\epsilon_1/2=0.25\%$; (b) $\Delta\epsilon_1/2=0.3\%$; (c) $\Delta\epsilon_1/2=0.4\%$; (d) $\Delta\epsilon_1/2=0.5\%$

Fig. 15 Macroscopic fatigue fracture morphologies of welding joints of L3 sample under different strain amplitudes.

(a) $\Delta\epsilon_1/2=0.25\%$; (b) $\Delta\epsilon_1/2=0.3\%$; (c) $\Delta\epsilon_1/2=0.4\%$; (d) $\Delta\epsilon_1/2=0.5\%$

不同应变幅下 L3 试样焊接接头裂纹扩展区的断口形貌如图 16 所示。可以看出, 裂纹扩展区断口处有疲劳条带, 并伴随有大量的二次裂纹。当 $\Delta\epsilon_1/2=0.25\%$ 时, 疲劳裂纹扩展区表面光滑, 轮胎压痕较少。当 $\Delta\epsilon_1/2\geq 0.3\%$ 时, 疲劳裂纹扩展区由

二次裂纹分割开, 断裂面垂直于裂纹扩展方向。随着应变幅的增加, 塑性变形累积损伤愈加明显, 二次裂纹的间距变大。疲劳条带在断裂面上表现得不太明显, 扩展区断口表现为脆性断口, 呈冰糖状, 断口特征为穿晶断裂。

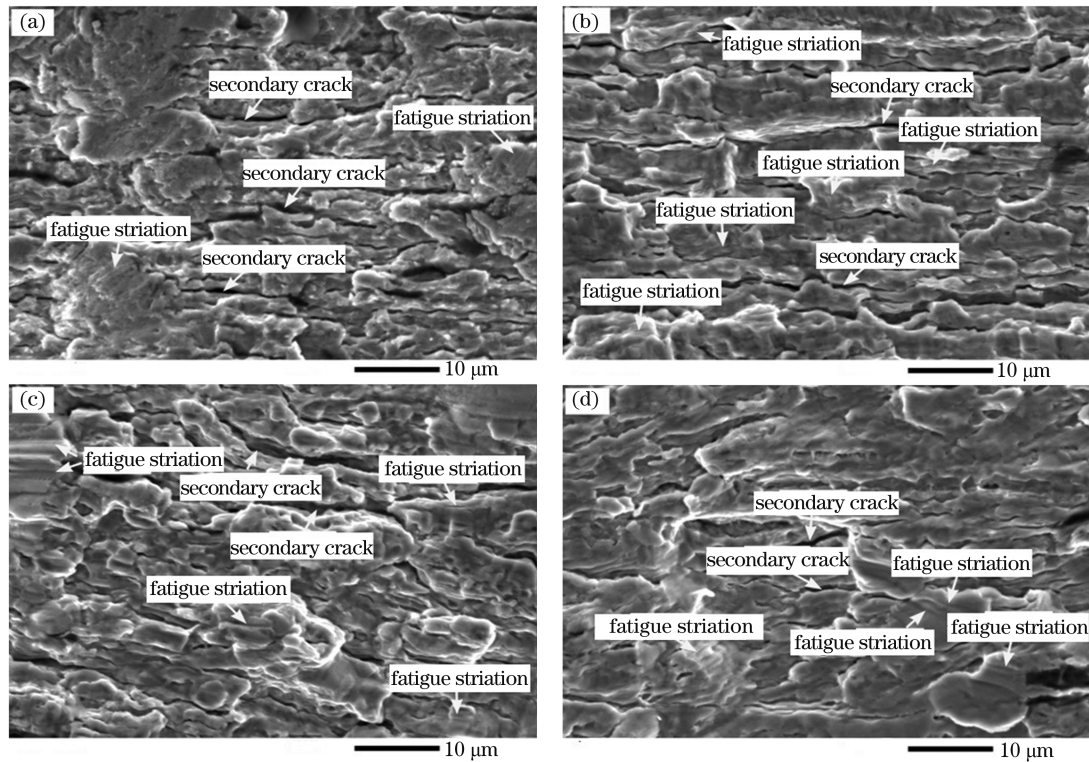


图 16 不同应变幅下 L3 试样焊接接头的断口微观形貌。(a) $\Delta\epsilon_1/2=0.25\%$; (b) $\Delta\epsilon_1/2=0.3\%$; (c) $\Delta\epsilon_1/2=0.4\%$; (d) $\Delta\epsilon_1/2=0.5\%$

Fig. 16 Microscopic fatigue fracture morphologies of welding joints of L3 sample under different strain amplitudes.

(a) $\Delta\epsilon_1/2=0.25\%$; (b) $\Delta\epsilon_1/2=0.3\%$; (c) $\Delta\epsilon_1/2=0.4\%$; (d) $\Delta\epsilon_1/2=0.5\%$

5 结 论

通过对母材和不同热输入条件下 DP980 钢激光焊接接头低周疲劳性能的分析,发现母材和激光焊接接头随着应变幅的减小,疲劳寿命逐渐增加,循环载荷的饱和阶段逐渐变长。当 $\Delta\epsilon_1/2 \leq 0.004$ 时, L1 试样表现出较好的疲劳性能;当 $\Delta\epsilon_1/2 = 0.005$ 时,三种激光焊接接头的疲劳寿命无明显差异。当应变幅 $\Delta\epsilon_1/2 \geq 0.3\%$ 时, DP980 钢和激光焊接接头的循环载荷经历软化、平稳和再次软化三个阶段;当应变幅 $\Delta\epsilon_1/2 = 0.25\%$ 时, DP980 钢和激光焊接接头的循环载荷经历了瞬间硬化、软化、平稳和再次软化四个阶段。在与疲劳源相同距离的断口处,随着应变幅的增加,疲劳条带间距变大。不同线能量条件下的激光焊接接头疲劳断口以穿晶断裂为主,热影响区的软化区(亚临界热影响区)是疲劳裂纹的主要萌生区域,这主要是因为亚临界热影响区含有大量的回火马氏体,回火马氏体的抗塑性变形能力与母材相比明显较小。

参 考 文 献

- [1] Russo S P, D'Aiuto F, Matteis P, et al. Dissimilar arc welding of advanced high-strength car-body steel sheets [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, 23(11): 3949-3956.
- [2] Jia J, Yang S L, Ni W Y, et al. Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded joints of ultrahigh-strength steel 22MnB5 and dual-phase steels [J]. *Journal of Materials Research*, 2014, 29(21): 2565-2575.
- [3] Gao B, Chen X F, Pan Z Y, et al. A high-strength heterogeneous structural dual-phase steel [J]. *Journal of Materials Science*, 2019, 54(19): 12898-12910.
- [4] Jia Q, Guo W, Peng P, et al. Microstructure- and strain rate-dependent tensile behavior of fiber laser-welded DP980 steel joint [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(2): 668-676.
- [5] Ma M T, Wu B R. Dual phase steel: physical and mechanical metallurgy [M]. 2nd ed. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 1-5.
马鸣图, 吴宝榕. 双相钢: 物理和力学冶金 [M]. 2 版. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 1-5.
- [6] Sherman A M, Davies R G. Influence of martensite carbon content on the cyclic properties of dual-phase steel [J]. *International Journal of Fatigue*, 1981, 3(4): 195-198.

[1] Russo S P, D'Aiuto F, Matteis P, et al. Dissimilar

- [7] Mediratta S R, Ramaswamy V, Rao P R. Low cycle fatigue behaviour of dual-phase steel with different volume fractions of martensite [J]. *International Journal of Fatigue*, 1985, 7(2): 101-106.
- [8] Paul S K, Stanford N, Hilditch T. Effect of martensite volume fraction on low cycle fatigue behaviour of dual phase steels: experimental and microstructural investigation [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 638: 296-304.
- [9] Wang Z G, Wang G N, Ke W, et al. Influence of the martensite content on the fatigue behaviour of a dual-phase steel [J]. *Materials Science and Engineering*, 1987, 91: 39-44.
- [10] Majumdar S, Roy S, Ray K K. Fatigue performance of dual-phase steels for automotive wheel application [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2017, 40(3): 315-332.
- [11] Mediratta S R, Ramaswamy V, Rao P R. Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on the low cycle fatigue of a dual-phase steel [J]. *International Journal of Fatigue*, 1985, 7(2): 107-115.
- [12] Mediratta S R, Ramaswamy V, Rao P R. Two stage cyclic work hardening and two slope Coffin-Manson relationship in dual phase steels [J]. *Scripta Metallurgica*, 1986, 20(4): 555-558.
- [13] Mediratta S R, Ramaswamy V, Rao P R. On the estimation of the cyclic plastic strain energy of dual-phase steels [J]. *International Journal of Fatigue*, 1988, 10(1): 13-19.
- [14] Mediratta S R, Ramaswamy V, Rao P R. On the transition fatigue life in dual phase steels [J]. *Scripta Metallurgica*, 1987, 21(3): 377-380.
- [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] Rauschenberger J, Cenigaonaindia A, Keseberg J, et al. Laser hybrid joining of plastic and metal components for lightweight components [J]. *Proceedings of SPIE*, 2015, 9356: 93560B.
- [17] 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.
- [18] 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.
- [19] 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.
- [20] Parkes D, Xu W, Westerbaan D, et al. Microstructure and fatigue properties of fiber laser welded dissimilar joints between high strength low alloy and dual-phase steels [J]. *Materials & Design*, 2013, 51: 665-675.
- [21] Biro E, McDermid J R, Embury J D, et al. Softening kinetics in the subcritical heat-affected zone of dual-phase steel welds [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41(9): 2348-2356.
- [22] Manson S S. Fatigue: a complex subject: some simple approximations [J]. *Experimental Mechanics*, 1965, 5(4): 193-226.
- [23] Yang F M, Sun X F, Guan H R, et al. Low cycle fatigue behavior of K40S cobalt-base superalloy at elevated temperature I. Fatigue properties [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(10): 1047-1052.
杨富民, 孙晓峰, 管恒荣, 等. K40S 钴基高温合金的高温低周疲劳行为 I. 疲劳性能 [J]. *金属学报*, 2002, 38(10): 1047-1052.
- [24] Zhai Z J, Cao Y, Zhao L, et al. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2019, 31(6): 582-591.
翟战江, 曹洋, 赵琳, 等. 热输入对 DP600 激光焊组织和力学性能的影响 [J]. *钢铁研究学报*, 2019, 31(6): 582-591.
- [25] Xu W F, Liu J H, Chen D L. Study on nonhomogeneity of low-cycle fatigue properties along thickness direction of plate for friction stir welded aluminum alloy joint [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(5): 587-596.
徐韦锋, 刘金合, 陈道伦. 厚板铝合金搅拌摩擦焊接头沿板厚方向低周疲劳性能不均匀性研究 [J]. *金属学报*, 2015, 51(5): 587-596.
- [26] Luo X Y, Zhao R G, He W, et al. Analysis on low cycle fatigue properties and fractography of TC25 titanium alloy [J]. *Chinese Journal of Solid Mechanics*, 2011, 32(S1): 145-150.
罗希延, 赵荣国, 何伟, 等. TC25 钛合金低周疲劳特性与断口分析 [J]. *固体力学学报*, 2011, 32(S1): 145-150.

Low Cycle Fatigue Behavior of Laser Welded DP980 Steel Joints

Zhai Zhanjiang^{1,2}, Zhao Lin^{1*}, Peng Yun¹, Zhu Jiao², Cao Yang¹

¹ Institute of Welding, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China;

² NCS Testing Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China

Abstract

Objective The fatigue properties of automobile body structural materials should be considered in design and material selection when the automotive body experiences a cyclic load. When the plastic deformation occurs under a certain cyclic load, the fatigue cracks initiate more easily from the stress concentration zone where the plastic deformation occurs. Therefore, it is very important to understand the low cycle fatigue performance of automotive steels. Under the condition of plastic deformation, the laser welded joints of automotive steel possibly undergo the process of cyclic hardening or cyclic softening, and they possibly maintain a cyclic saturation stage, so the strain-life curve and the hardening-softening behavior of a periodic cycle become a basis for material selection. After laser welding, the welding joints of DP980 steel are composed of fusion zone and heat affected zone (HAZ). The study of DP980 steel welding joints shows that the subcritical HAZ softening is due to the formation of tempered martensite. In this paper, DP980 steels are welded using a 2 kW fiber laser at different welding speeds with a constant laser power and defocus quantity. Three welding joints are obtained by adjusting welding speed. By studying the low cycle fatigue properties of base material and welded joints, it is a great significance to select suitable welding parameters.

Methods Firstly, the laser welding experiment of DP980 steels was carried out using a YSL-2000 fiber laser system. The laser welding parameters were listed in Table 1. The welding direction was parallel to the rolling direction of base material. Second, the specimens were cut from the welding cross-sections and then mounted, ground, polished, and etched with 4% (volume fraction) Nital solution. The microstructures of welding joints were observed by an optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM). The Vickers microhardness of welding joints was measured on etched specimens by the microhardness tester under a 100g load and a 10 s dwell time. Third, the dimensions of fatigue specimens were machined as shown in Figure 1. Lastly, the fracture surfaces were observed by SEM to examine the failure locations and fracture surface morphologies.

Results and Discussions The welding joints are composed of fusion zone, supercritical HAZ, intercritical HAZ, and subcritical HAZ (Fig. 3). From the fusion zone to the base material, the microhardness decreases firstly and then increases (Fig. 4). The static tensile failure positions of welding joints are all in subcritical HAZ (Fig. 5). Under the same strain amplitude, the base material has the best anti-fatigue property. When the strain amplitude $\Delta\epsilon_1/2 \leq 0.4\%$, the fatigue life of the 80 J/mm welding joint is better than those of the 100 J/mm and 133 J/mm welding joints (Fig. 11). When the strain amplitude $\Delta\epsilon_1/2 = 0.5\%$, the fatigue life of three laser welded joints is similar (Fig. 6). When the strain amplitude $\Delta\epsilon_1/2 \geq 0.3\%$, the base material and the laser welded DP980 joints undergo three stages of cyclic softening stage, saturation stage, and cyclic softening stage. When the strain amplitude $\Delta\epsilon_1/2 = 0.25\%$, the base material and the laser welded DP980 joints undergo four stages of cyclic hardening stage, cyclic softening stage, cyclic saturation stage, and cyclic softening stage (Fig. 9). For the 100 J/mm and 133 J/mm welding joints, the fatigue fracture zone is located in the subcritical HAZ (Fig. 11). The tempered martensite and a large amount of carbides are near the fracture surface, and a certain number of voids are formed near the fracture surface (Fig. 12). The fatigue fractures are composed of the fatigue crack initiation region, the crack propagation region, and the final fracture region. The base material and the 80 J/mm welding joint have a single crack source, and the crack propagation zone is radial. The 100 J/mm and 133 J/mm welding joints have a multi-source crack source, and the crack propagation zone is flat (Fig. 13). With the increase of strain amplitude, the cumulative damage of plastic deformation is more obvious, the spacing of secondary cracks becomes larger, and the fatigue striation is not obvious on the fracture surface. The fracture surface of the crack propagation region is of brittle fracture, which is sugar-like. The fracture surface is characterized by transgranular fractures (Fig. 14).

Conclusions The microstructure and fatigue properties of laser welded DP980 steel joints under three different heat inputs have been studied. The results show that the subcritical heat affected zone is the main place of crack initiation for the 100 J/mm and 133 J/mm welding joints. When the strain amplitude $\Delta\epsilon_1/2 \leq 0.4\%$, the 80 J/mm

welding joints have a better anti-fatigue property. The fatigue crack propagation zones have fatigue striation. Fatigue fracture mode is a transgranular fracture.

Key words laser technique; tempered martensite; heat input; low cycle fatigue; fatigue life; fatigue striation

OCIS codes 140.3380; 160.2290; 160.3900