

U75V 轨道钢线性摩擦焊工艺研究

苏宇^a, 李文亚^a, 马铁军^a, 杨夏炜^a, 马良^a, 窦晓牧^b

(西北工业大学 a. 材料学院 凝固技术国家重点实验室 陕西省摩擦焊接技术重点实验室;
b. 航天学院, 西安 710072)

摘要: **目的** 提高及改善目前轨道连接与修复的质量。**方法** 采用线性摩擦焊(LFW)的方法, 对高碳轨道钢(U71Mn)在不同参数下进行了焊接试验, 并对其微观组织和力学性能进行了表征。**结果** 焊接参数对接头质量起着决定性的作用。根据焊后接头的微观组织差异, 可将其分为4个部分: 焊缝中心区(WCZ)、热力影响区(TMAZ)、热影响区(HAZ)和母材(BM)。BM为珠光体和上贝氏体的混合组织, TMAZ由珠光体和少量马氏体组成。在WCZ中, 由于受到的热力耦合作用的增强和更高的冷却速率, 该区域马氏体含量进一步增加。在拉伸试验中, 所有试样均在WCZ处发生断裂, 接头的最大抗拉强度达到BM强度的86.6%。此外, WCZ中存在大量马氏体, 在增加焊缝显微硬度的同时也降低了焊缝的冲击韧性。**结论** 采用LFW的方法可以得到焊接质量优良的轨道钢接头。

关键词: 线性摩擦焊; 轨道钢; 微观组织; 抗拉强度; 显微硬度; 冲击韧性

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2019.06.003

中图分类号: TG406 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2019)06-0014-10

Linear Friction Welding Process of U75V Rail Steel

SU Yu^a, LI Wen-ya^a, MA Tie-jun^a, YANG Xia-wei^a, MA Liang^a, DOU Xiao-mu^b

(a. Shaanxi Key Laboratory of Friction Welding Technologies, State Key Laboratory of Solidification Processing, School of Materials Science and Engineering; b. School of Astronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

ABSTRACT: In order to improve the connection and repair quality of the rail, linear friction welding (LFW) was used in this study to conduct welding tests on a kind of high carbon rail steel (U71Mn) with different parameters, and the microstructure and mechanical properties of the welded joint were characterized. The experimental results showed that welding parameters played a decisive role in joint quality. According to the microstructure difference of the welded joint, it could be divided into four parts: weld center zone (WCZ), thermo-mechanical affected zone (TMAZ), thermal affected zone (HAZ) and base material (BM). BM was a mixture of pearlite and upper bainite; and TMAZ was composed of pearlite and a small amount of martensite. In WCZ, the martensite content was further increased due to the stronger thermo-mechanical coupling and higher cooling rate. In the tensile test, all samples fractured at WCZ; and the maximum tensile strength of the joint reached 86.6% of BM strength. In addition, there was a large amount of martensite in WCZ, which not only increased the microhardness but also reduced the impact toughness of the weld. Therefore, rail steel joints with good welding quality can be obtained by the LFW method.

KEY WORDS: linear friction welding; rail steel; microstructure; tensile strength; microhardness; impact toughness

收稿日期: 2019-08-31

基金项目: 国家自然科学基金(51675435)

作者简介: 苏宇(1993—), 男, 博士研究生, 主要研究方向为摩擦焊接。

通讯作者: 李文亚(1976—), 男, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为摩擦焊接及喷涂。

铁路运输是目前最重要的运输手段之一^[1],而火车出轨等故障经常会导致人员伤亡及财产损失。随着列车运行速度和负载的提高,对轨道的韧性和精度要求日渐增加,因此对轨道的连接和修复提出了更高的要求^[2]。钢轨通常由碳钢制成,在铁路生产中钢轨的焊接通常采用闪光对焊和 MAG 焊^[3-4]。然而,这些技术中通常面临着两个严重的质量问题。首先是难以控制最终接头的外部形态或特征,尤其是裂纹等表面缺陷。同时,钢轨焊缝组织通常包含着夹杂物和偏析等冶金缺陷。此外,矿山和森林等钢轨的运行环境引起的局部腐蚀,如点蚀、晶间腐蚀等,会影响钢轨的使用寿命,因此,对轨道的连接和修理都提出了更高的技术要求。

目前,线性摩擦焊接(LFW)技术已被用于航空发动机整体叶盘的制造^[5],其在轨道连接和维修方面也存在着潜在的应用。LFW 是一种固态焊接方法,具有焊接质量高、节能和环保等优点。在 LFW 过程中,一个工件在给定的振幅和频率下相对于另一个工件在摩擦压力下进行线性往复运动^[6-7],焊接界面的热量是通过待焊工件之间的摩擦产生的。当焊接界面上的金属变为粘塑性状态时,在轴向压力的作用下被挤出形成飞边将焊接界面包围起来。同时,线性往复运动被迅速停止并施加顶锻压力完成焊接过程。

LFW 现已成功实现了多种材料的连接,如钢材^[8-12]、镍高温合金^[13-17]及钛合金^[18-21]等,公开报道的文献主要针对 LFW 接头组织及其力学性能。Li 等^[8]研究了 45# 钢 LFW 接头,发现摩擦时间对接头的飞边形状和轴向缩短有较大的影响。由于焊接界面的中间材料与边缘材料的温度存在明显差异,因此在焊接过程中产生了不均匀弯曲的飞边。在适当的焊接参数下,当摩擦时间超过 3 s 时,可以有足够的飞边被挤出包围原始焊接界面,从而形成良好的接头。焊缝中心区、热力影响区和热影响区组织分别为“铁素体、珠光体、回火索氏体、回火屈氏体及回火马氏体”。Kelly 等^[9]分析了焊前预热对 AISI1020 钢 LFW 接头质量的影响。结果表明,焊前预热对焊缝的热影响区宽度、屈服强度和硬度峰值的影响均不大。然而,焊前预热可以降低两待焊试件在 LFW 过程中所需的最小摩擦速度。Li 等^[10]研究了 S31042 耐热钢的组织 and 力学性能。在焊缝中心区中发现了超细的 NbCrN 粒子和细小的再结晶晶粒,而在热力影响区中同时存在等轴晶粒和伸长晶粒,这是由于焊接过程中各区域存在剪切应力差异。在热影响区奥氏体晶界处存在着链状的 $M_{23}C_6$

结构。焊后接头的强度与母材相近,断裂是由母材中的链状 NbCrN 结构引起。同时, Effertz 等^[11]采用数值模拟方法研究了 30CrNiMo8 高强度钢链在 LFW 过程中的飞边形成,模型计算结果与实验结果吻合较好。结果表明,链界面的粗糙度是引起初始阶段塑性变形的主要原因。Ceretti 等^[12]利用数值模拟方法对 AISI1045 钢的 LFW 接头进行了研究,发现接触算法和摩擦模型对分析结果有显著影响。为了研究实际的连接条件,有必要建立合适的连接准则。

文中采用 LFW 方法在多种参数下实现了轨道钢的连接,其主要任务是研究焊接参数对接头组织演变和力学性能的影响,从而提高钢轨的焊接质量及维修水平。

1 材料及方法

选取材料为 U75V 轨道钢,其化学成分如表 1 所示^[1]。根据实验室前期工作经验最终选取的工艺参数如表 2 所示,实验中采用了控制单一变量法,分别单独改变压力、振幅、频率与轴向缩短量来研究其对接头组织及性能的影响。选取的焊件尺寸为 12 mm×22 mm×65 mm,其中 12 mm×22 mm 为焊接平面,所有的试样均是从同一锻件中沿同一方向进行取样。

本试验所选用的焊接设备是西北工业大学摩擦焊接课题组自制的 XMH-250 型 LFW 设备,完成焊接后分别取样对各接头进行微观组织及力学性能的测试。金相试样进行打磨抛光后用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液进行腐蚀,腐蚀时间为 25 s。随后使用 OLYMPUS PMG3 型光学显微镜与 TESCAN MIRA3 XMU 型扫描电子显微镜对接头微观组织特征、焊缝缺陷进行观察,研究接头的各区域组织变化特征及焊接参数对其影响。依据 GB/T 228.1—2002,加工本次试验拉伸试样的尺寸,示意图见图 1a。为确保拉伸数据的可靠性,试验时采用不同粒度的水磨砂纸对试样表面进行机械研磨,从而减少电火花线切割后试样表面残留纹理对拉伸性能的影响。室温拉伸试验选用的拉伸设备为 Instron(英斯特朗) 3382 电子万能材料试验机,拉伸速率为 1 mm/min。采用 Struers Duramin-A300 型显微硬度试验机测试各接头的显微硬度,设置载荷为 500 g,保压时间为 15 s。依据 GB/T 229—2007 中的标准加工本次试验冲击试样的尺寸,示意图见图 1b,在焊缝处加工的缺口为 U 型缺口,冲击试验选用的试验设备为 JB-300B 摆锤式冲击试验机。

表 1 U75V 轨道钢的化学成分
Tab.1 Chemical composition of U75V rail steel

元素	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	V
质量分数/%	0.79	0.56	0.90	0.12	0.08	0.02	0.03	0.55

表2 实验选取的焊接参数
Tab.2 Welding parameters selected in the experiment

试样编号	摩擦压力/MPa	振幅/mm	频率/Hz	缩短量/mm
1 [#]	30	2	25	8
2 [#]	50	2	25	8
3 [#]	70	2	25	8
4 [#]	50	1	25	8
5 [#]	50	3	25	8
6 [#]	50	2	15	8
7 [#]	50	2	20	8
8 [#]	50	2	25	4
9 [#]	50	2	25	12

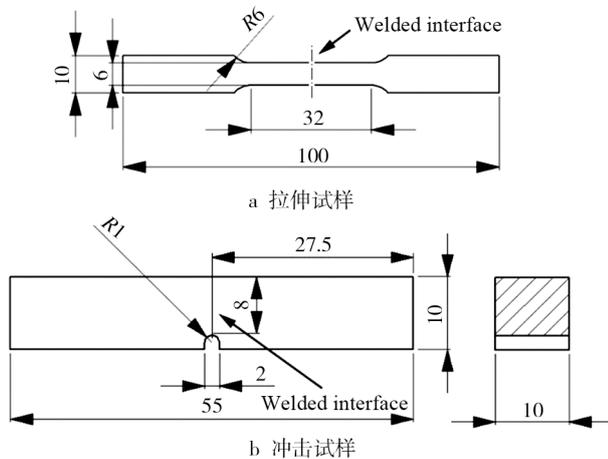


图1 拉伸和冲击试样
Fig.1 Tensile and impact test specimens

2 结果与分析

U75V 轨道钢在不同焊接工艺参数下的 LFW 接头焊后宏观形貌如图 1 所示。可以看出,图 2a, 2d, 2e, 2f 接头的飞边挤出量不足,飞边没有在焊接界面形成完全闭合的现象,平行振动方向的飞边表面无明显波纹线,且生成量少于垂直于振动方向的飞边。图 2b, 2c, 2g, 2h, 2i 试样的飞边挤出量相对较多,基本在焊接界面处形成了较为紧密的闭合连接,保证了焊接过程中界面的热塑性金属不会发生氧化。同时,由于 LFW 过程为周期性的线性往复剪切运动,飞边在轴向压力的作用下不断被挤出,因此上下飞边的表面形貌呈现为明显的波纹状。上述分析可以初步判定 U75V 的 1[#] (图 2a), 4[#] (图 2d), 5[#] (图 2e), 6[#] (图 2f) 试样焊接参数选取不合适,接头的焊接质量较差。

通过观察接头飞边形貌及挤出量,发现摩擦压力、振幅、频率的变化都会明显影响到飞边的挤出量。LFW 过程中,界面处的热塑性金属受到强烈的热力学耦合作用被挤出形成了飞边。当摩擦压力、振幅或频

率较小时,接头摩擦产热较小,界面处的温度较低,软化程度较小,导致飞边的挤出量也就较小。当摩擦压力、振幅或频率较大时,热输入较大,热塑性金属增多,接头界面处形成大量飞边,试样缩短量较大。根据本课题组前期的研究可知^[22],LFW 过程中界面存在一种“自清理”现象,焊接前界面处未清理的表面油污、夹杂颗粒、氧化物等,随着热塑性金属的流动,不断被挤出界面形成飞边,保证了焊缝无杂质及无氧化缺陷。为使界面处金属塑化,摩擦过程中必须提供足够的热输入,以充分抵消掉向母材热传导及与周围空气的对流和辐射所损失掉的热量。

2.1 接头微观组织研究

焊后接头在光镜下的低倍组织形貌见图 3。可以看出,U75V 的 1[#], 4[#], 6[#]及 7[#]接头由于压力、振幅及频率选取不当,造成接头热输入不足,从而使接头均存在明显的未焊合缺陷,焊接质量较差。对比 1[#], 2[#]及 3[#]试样的接头组织,发现随着摩擦压力的增大,两种材料的焊缝均逐渐由宽变窄,这证明了摩擦压力对于焊缝成形有着重要的影响作用。其余接头没有出现明显的裂纹缺陷,表明接头成形良好。LFW 过程是一种往复的线性摩擦运动,因此焊缝组织的流线沿着焊缝中心线上下对称分布。从组织形态上看,接头均可分为焊缝中心区(WCZ)、热力影响区(TMAZ)、热影响区(HAZ)及母材区(BM)。从图 3 可以看出,这些接头焊缝组织呈现为一条宽度沿焊缝方向不断变化的条带。这是由于焊接起始阶段,焊缝中部金属摩擦产热量高于端部金属,随着焊接进行,中部热塑性金属不断被挤到两端,中部热塑性金属的产生和转移达到动态平衡,而热塑性金属不断从端部挤出形成飞边,并带走了大量的热量,导致端部温度低于中部,最后随着顶锻压力的施加,中部高温热塑性金属也被挤向端部,最终会导致端部焊缝宽度大于中部焊缝宽度。TMAZ 位于焊缝中心区的两侧,与焊缝中心区没有明显的界线,由于该区域受到摩擦压力与剪切力的双重作用,晶粒沿着剪切摩擦方向发生拉长变形,呈现明显的流线状,其方向代表接头摩擦剪切振动的方向。其中距离焊缝越近,组织变形越大,近缝区的晶粒变形与流线更为明显。

选取焊接质量较好的 2[#]接头,其各区域高倍组织分别如图 4 所示。可以看出,接头 BM 由珠光体与上贝氏体的混合组织构成,在图 4d 中能够看到片层状的铁素体相间分布。HAZ 与 BM 较为接近,为珠光体与铁素体的混合组织,但由于受到焊接热作用的影响,珠光体片层之间的间距相较 BM 更为细小。TMAZ 由于受到热力耦合的作用,出现了部分马氏体组织,为马氏体与珠光体的混合组织。在 WCZ 中,由于受到的热力学耦合作用更为强烈,马氏体组织含量进一步

上升, 表现为大量的马氏体组织与少量的珠光体组织。焊接过程中, 接头温度随着距离摩擦界面距离的增加而不断下降。界面处的温度最高, 可以达到的接头应变速率也最大, 此处的变形量最大, 相比其他区域更易于发生动态再结晶现象, 因此接头在 WCZ 中组织更为细小。整个接头没有出现明显的孔洞、夹渣等缺陷, 表明接头焊接质量较高。

2.2 接头力学性能研究

2.2.1 显微硬度

对各个接头进行显微硬度测试, 由于 LFW 接头两侧的显微组织沿焊缝中心线对称分布, 因此仅对焊缝一侧组织进行硬度测试。硬度测试从焊缝一侧靠近 WCZ 的位置开始, 直至另一侧的 BM 结束。对位于

同一水平位置测量 3 个点并取其硬度平均值作为该水平位置的最终硬度值, 绘制各个接头的显微硬度分布曲线如图 5 所示。

从图 5 可以看出, 4# 试样接头的各个区域显微硬度值基本保持稳定不变, 这是由于该接头的振幅较小, 热输入较低, 接头最高温度可能低于马氏体相变温度, WCZ 中没有发现马氏体的出现, 因此接头硬度与 BM 基本相同。除 4# 试样外, 所有接头的整体硬度分布趋势基本相同。接头的 4 个组织分区的硬度值呈现不同的分布, WCZ 的显微硬度值最大 (最高达到了 HV830), TMAZ 的显微硬度值次之, HAZ 显微硬度值低于 TMAZ 但高于 BM, BM 显微硬度值最低, 基本在 HV300 附近波动。WCZ 中金属一方面由于出现了马氏体组织, 使接头的硬度值发生了显著的提

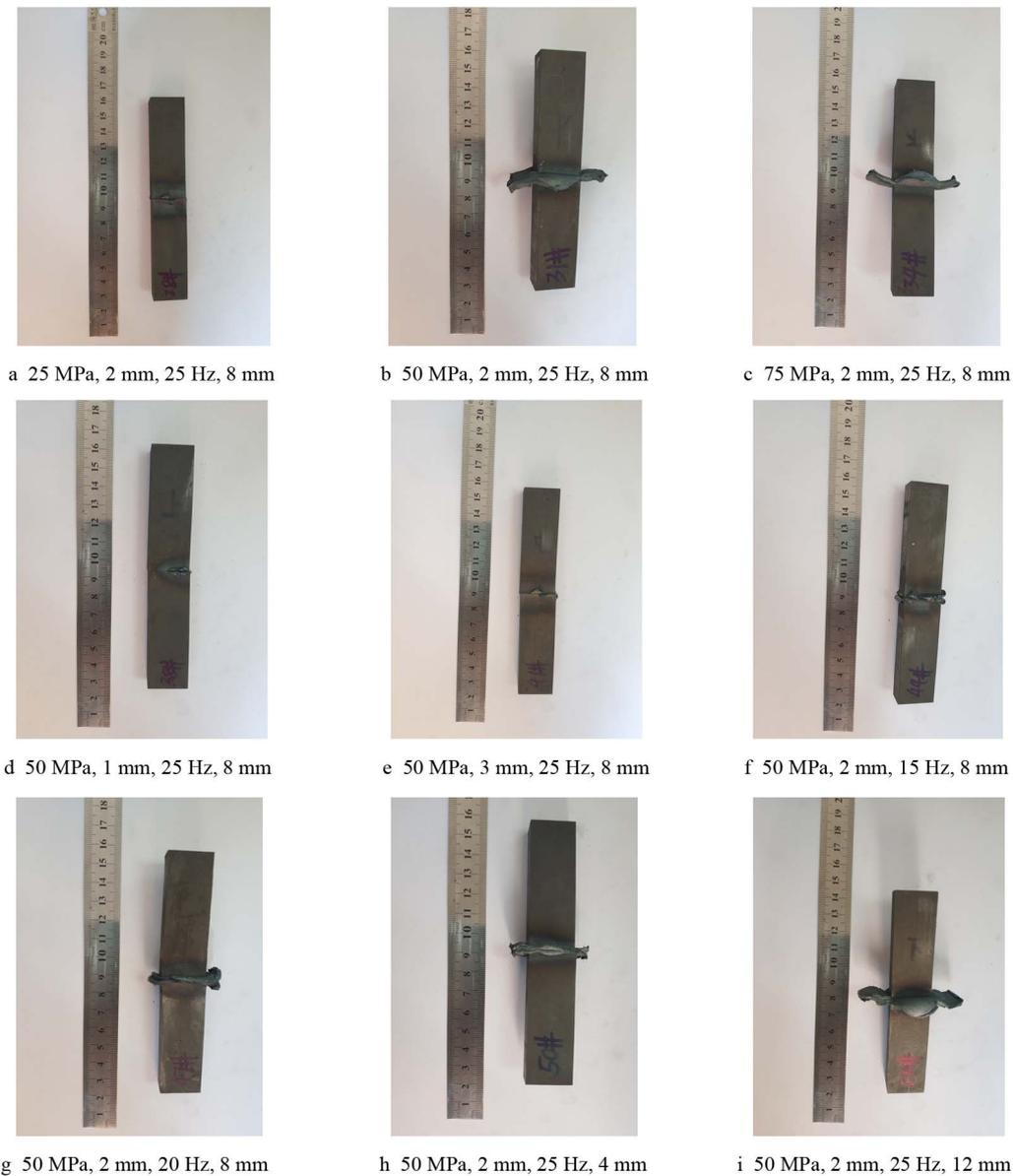


图 2 不同焊接参数的 U75V 轨道钢焊后接头形貌 (摩擦压力、振幅、频率、缩短量)

Fig.2 Joint morphology of U75V rail steel with different welding parameters (friction pressure, amplitude, frequency and shortening amount)

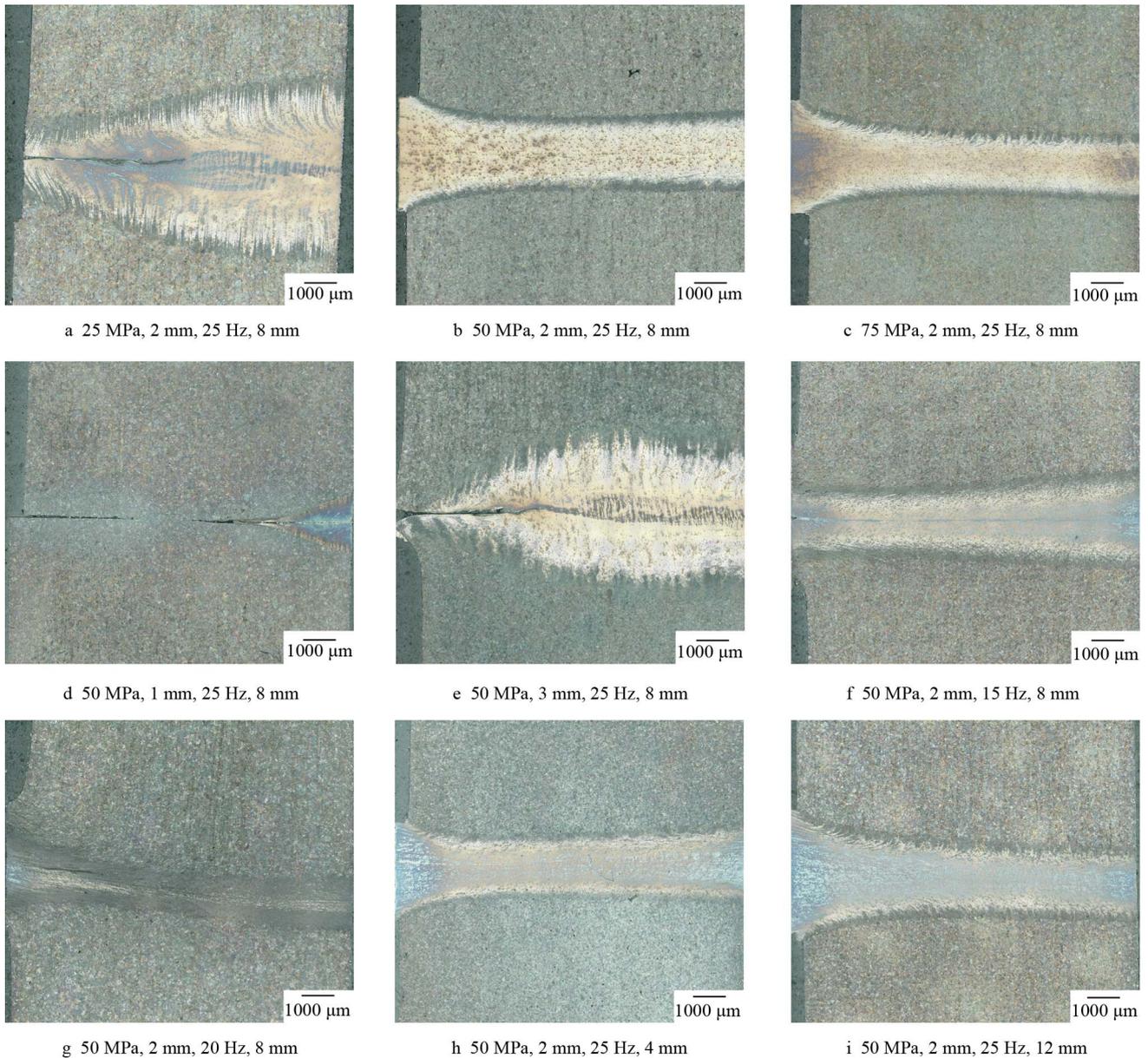


图3 不同焊接参数的U75V轨道钢LFW接头截面组织(摩擦压力、振幅、频率、缩短量)

Fig.3 Cross section of LFW joint of U75V rail steel with different welding parameters (friction pressure, amplitude, frequency and shortening amount)

高;另一方面,该区域由于存在细晶强化现象,也会使其硬度值明显升高。在LFW的摩擦阶段中,焊缝处的金属同时受到轴向压力与摩擦剪切力的共同作用,产生大量的热,使界面温度急剧升高并伴随着界面金属的剧烈变形。快速变形的晶粒内部位错大量增殖,这将会增大该区域发生动态再结晶的驱动力。同时,由于摩擦焊接头的加热时间很短,接头的温度梯度很大,冷却速度很快,故再结晶晶粒的长大受到较大制约,从而形成了WCZ的细晶组织。同时在较快的冷却速度下更容易出现马氏体组织,因此提高了WCZ的硬度。TMAZ中同样发现了马氏体组织,但含量低于WCZ,使该区域显微硬度介于WCZ和BM之间;同时该区域金属也受到摩擦力和剪切力的共同

作用,晶粒被拉长,发生了严重的变形,产生了明显的加工硬化现象。HAZ的珠光体中的铁素体片层间距相对BM较小,这也造成了HAZ的硬度提升^[23-24]。

2.2.2 拉伸试验

在每组焊接参数下,分别制作3个拉伸试样并进行拉伸试验,所有试样断裂均发生在WCZ,各个接头的抗拉强度、屈服强度及伸长率绘制成柱状图如图6所示。可以发现伸长率的变化是无规律的,这可能是接头的抗拉强度与WCZ宽度综合作用的结果。一方面,由于在拉伸过程中,WCZ相较BM仅发生少量变形,因此WCZ宽度越大,接头伸长率越小;另一方面,接头WCZ的抗拉强度越高,拉伸过程所持

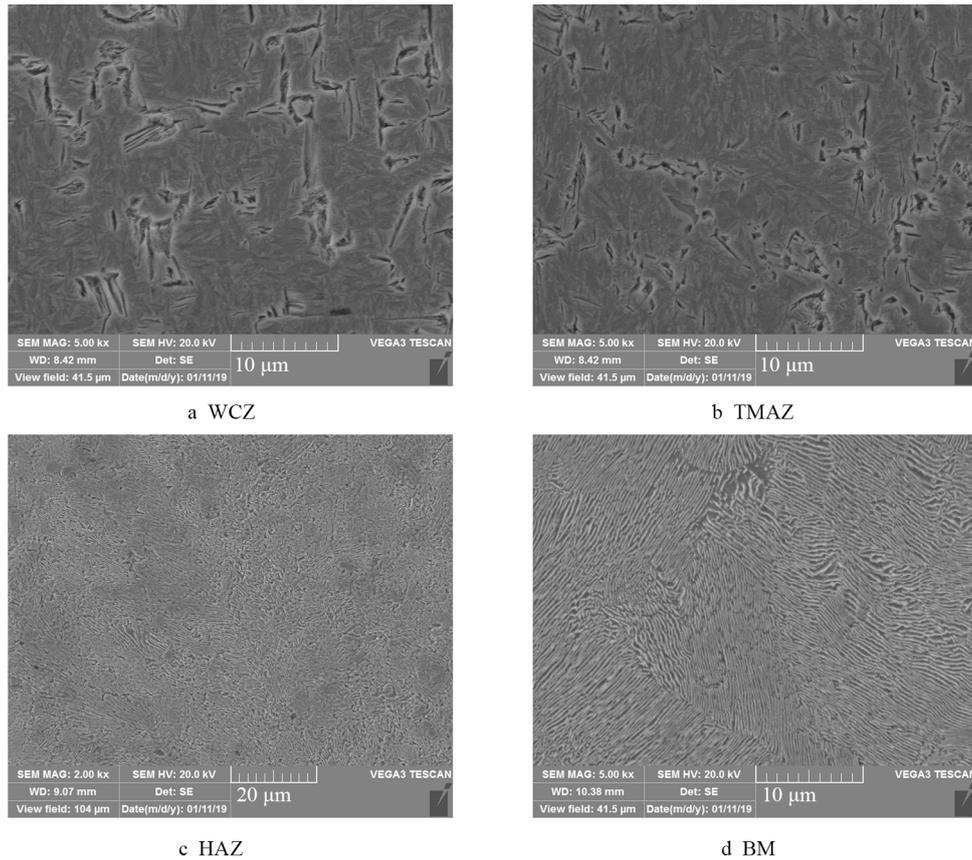


图 4 U75V 典型接头 (2#接头) 各区域组织放大
Fig.4 Microstructure of typical U75V joints (2# joints) in different zones

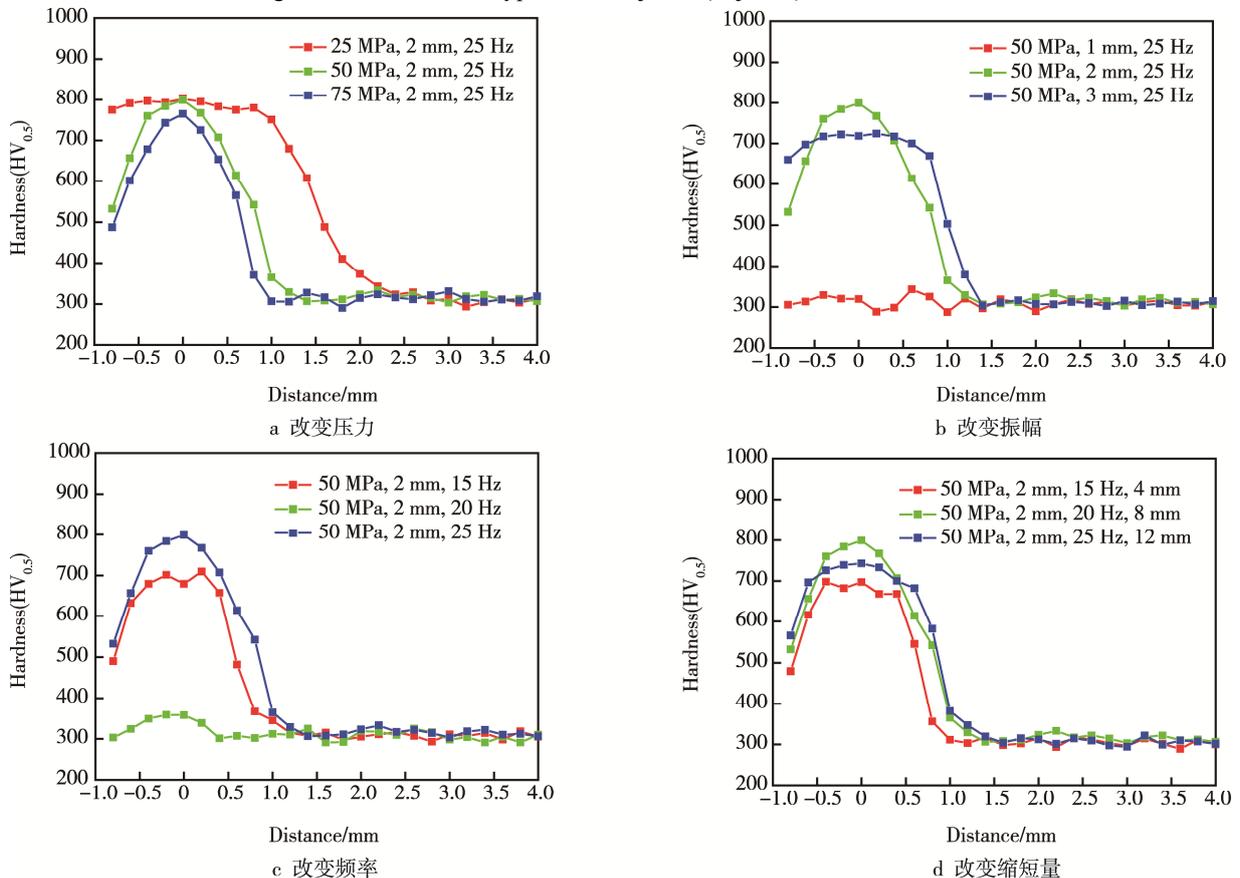


图 5 U75V 在不同焊接参数下接头的硬度分布
Fig.5 Microhardness distribution of U75V joints under different welding parameters

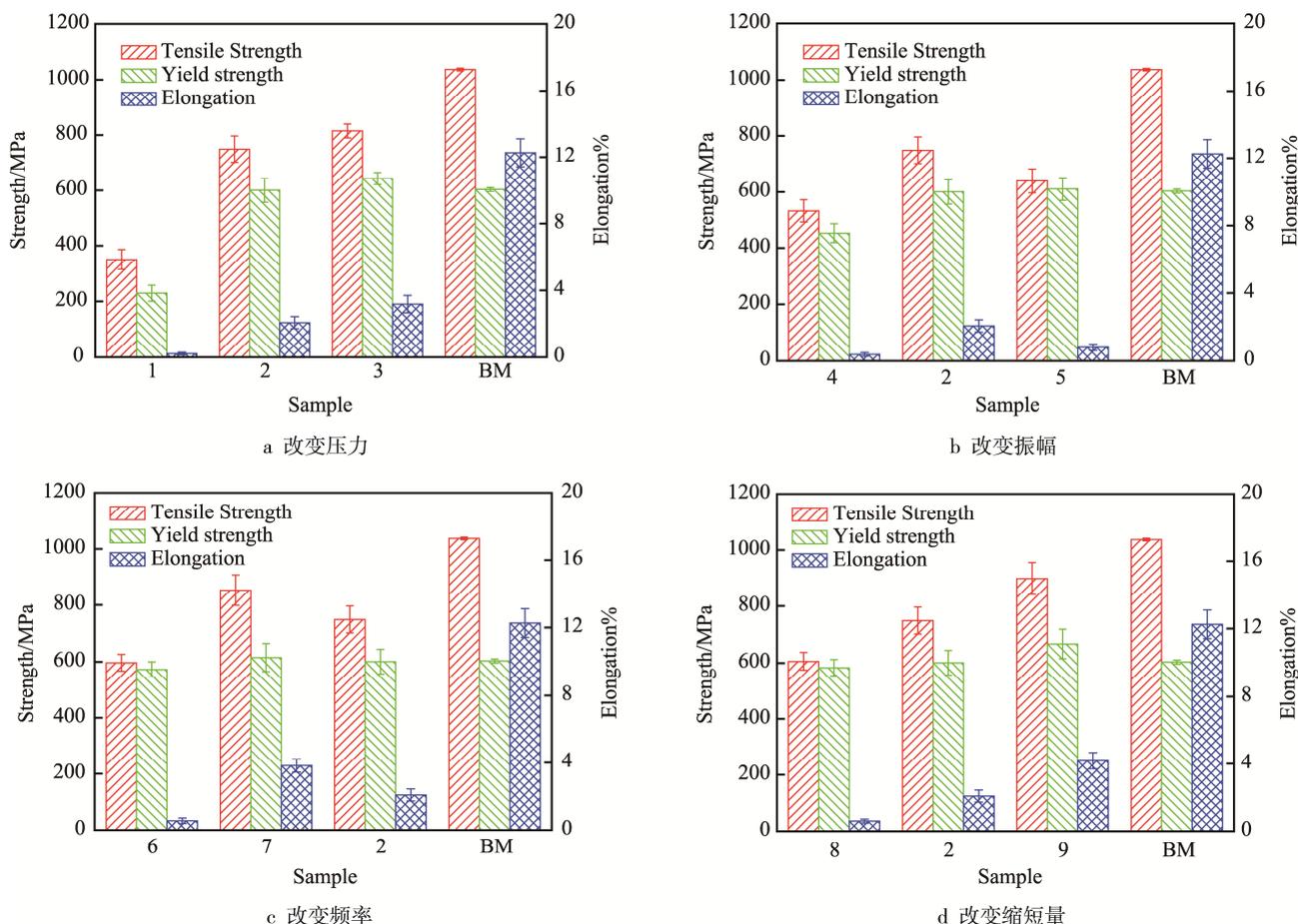


图6 U75V不同焊接参数下焊接接头拉伸数据

Fig.6 Tensile results of U75V joints under different welding parameters

续的时间就越长,接头其他区域就会发生更大的变形,因此接头的伸长率就会更高。

在图6a中,仅改变摩擦压力,其他参数保持不变,可以发现随着摩擦压力的增大,接头的抗拉强度呈现先逐渐增大的趋势。这是由于当摩擦压力较低时,焊接过程中焊接热输入不足,接头中出现未焊合区域,降低了接头的力学性能;随着摩擦压力的增大,接头热输入增大,接头升温速率较快,热塑性金属更易被挤出,有助于最终良好焊缝的形成,从而使接头的强度增大。在图6b中,仅改变振幅,其他参数保持不变,可以发现随着振幅的增大,接头的抗拉强度也呈现出先增大后减小的趋势。当振幅较小时,摩擦界面产热的速率比较低,热输入较小,导致接头升温速率较慢或者接头温度峰值较低,从而使焊接接头存在未焊合缺陷。根据摩擦学理论,粘着磨损过程为粘着、破坏再粘着的交替过程,而振幅较大的情况下,摩擦副摩擦速度加快,焊接界面金属焊合与撕裂程度加大,增大了摩擦界面金属对焊缝处金属的加热速度。但同时,随着振幅的增大,在增大热输入的同时,也增大了焊接界面与空气的接触面积,大量的热量通过摩擦界面和周围的空气被耗散掉,也可能造成接头界面的温度上升较慢或接头温度峰值较低,最终降低

接头的强度。在图6c中,仅改变频率,其他参数保持不变,可以发现在一定范围内,随着频率的增大,接头的抗拉强度呈现出先增大后减小的趋势。焊接过程中采用大的频率能产生较大的热输入和塑性变形量,以获得高的焊接效率。然而单纯地增加焊接频率并不是很合理的,这是由于焊接过程中,焊接惯性力以焊接频率的平方倍增加,这显然会降低轴向缩短量的控制精度,从而使接头强度有所下降。在图6d中,仅改变接头缩短量,其他参数保持不变,随着接头缩短量的增大,接头的抗拉强度逐渐增大。当接头缩短量较小时,飞边挤出量较少,焊缝不能形成有效的闭合,存在裂纹缺陷,因此接头强度较低;当接头缩短量增大时,足够的热塑性金属材料被挤出形成飞边,逐渐将焊接界面完全包覆起来,原始焊接界面逐渐消失不见,因此接头强度逐渐增大。

为阐明接头的拉伸断裂机理,根据各试样拉伸曲线及宏观断裂照片,选取1#及2#试样作为典型试样进行微观断口分析,其断口微观形貌如图7所示。1#试样断口表现为明显的河流花样,没有韧窝,表现为明显的解理断裂。结合金相组织可以发现,该接头的焊缝存在部分未焊合区,有明显的裂纹缺陷,拉伸过程中应力在此处缺陷集中,裂纹不断扩展,极大降低了

试样的拉伸性能。这主要是由于摩擦压力过小,焊接热输入不足,接头的变形程度小,飞边挤出量少,从而导致了焊缝存在部分未焊合区,接头的力学性能较差。2#试样得到的拉伸断口在起裂区出现河流花样,裂纹扩展区存在着撕裂棱,为典型的准解理断裂方式。总结以上分析结果可以看出,在不同的焊接参数下接头的断裂方式存在明显的差异。

2.2.3 冲击试验

为表征焊后接头的冲击韧性,对其进行了冲击试验。试样的冲击韧性 α_k 用冲击能量与样品横截面积

的比值 (KU2) 来表征^[25]。冲击后试样宏观如图 8a 所示,试样的冲击韧性绘制成柱状图如图 8b 所示。从图 8b 可以看出,材料本身的冲击韧性均较低,焊后接头韧性相比 BM 略有降低,造成两种材料冲击性能偏低的主要原因可能如下:一方面,WCZ 中含有大量的马氏体组织,该组织硬而脆,在外力作用下易于破碎和断裂,冲击时通常先从此处开裂,导致试样的冲击性能较低;另一方面,轨道钢在冶炼过程中通常容易引入脆性氧化夹杂物,其内部的易产生严重偏析,形成疏松组织,这均会对轨道钢冲击性能产生严重的影响^[26]。

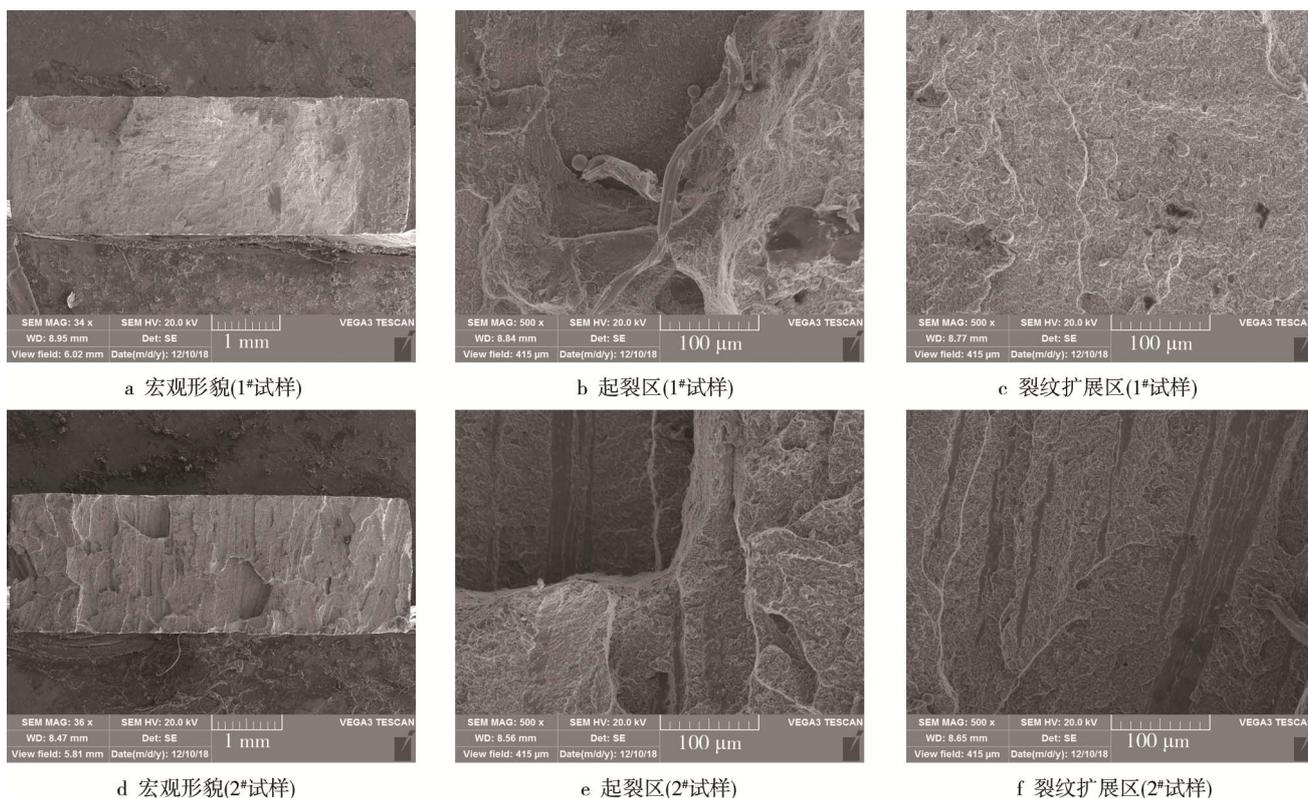
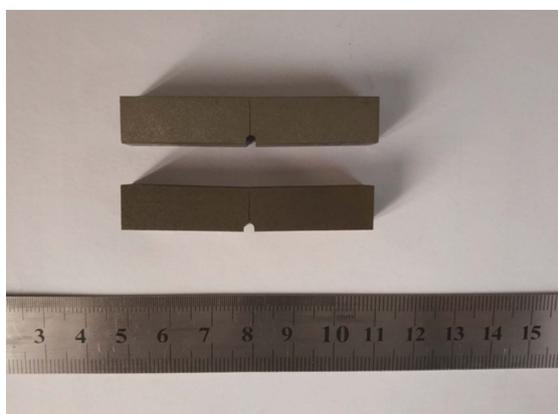
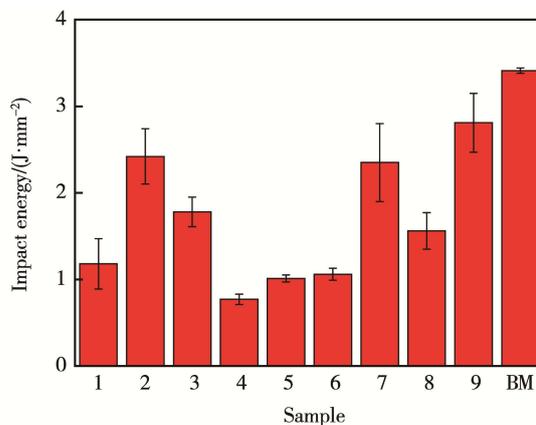


图 7 U75V 拉伸断口形貌
Fig.7 Morphology of U75V tensile fracture



a 冲击试样外观形貌



b 冲击韧性柱状图

图 8 U75V 焊态接头冲击试验结果
Fig.8 Impact test results of U75V welded joint

2#试样的断口形貌如图 9a 所示,断口主要包括两个部分,即紧挨 U 型口的起裂区及白亮色的裂纹扩展区。试件的起裂发生在焊缝的中心处,随后逐渐扩展,图 9b 为起裂区的微观形貌。同时因为冲击试验的摆锤速率较快,因此在起裂点出现解理断口。在

图 9b 可以看到起裂区为细小、极不规则的解理面构成。试样起裂后,裂纹沿着焊缝逐渐向裂纹扩展区扩展。比较平整,如图 9c 所示,可以清楚看到裂纹扩展区河流花样的解理断口特征形貌,断裂模式为明显的解理断裂。

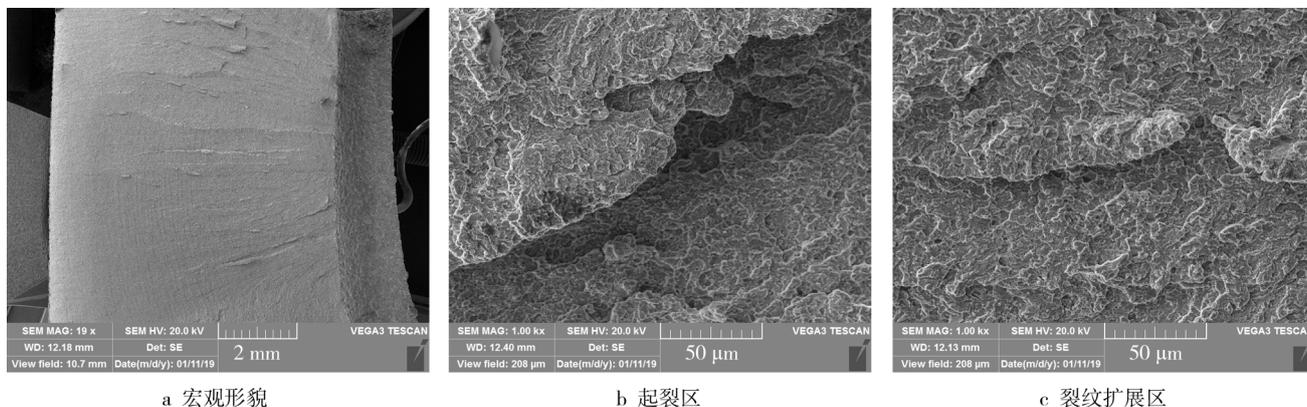


图 9 冲击断口形貌

Fig.9 Morphology of impact fracture

3 结论

研究了 U75V 轨道钢 LFW 接头的组织和力学性能。得出的主要结论如下。

1) 焊后接头可以分为 WCZ, TMAZ, HAZ 和 BM 这 4 个区域。BM 是珠光体和上贝氏体的混合组织, HAZ 的微观结构与 BM 相类似,但由于受到焊接热循环的作用,HAZ 珠光体中的铁素体片层间距相比 BM 较小, TMAZ 是马氏体和珠光体的混合物。在 WCZ 中,由于更加强烈的热力耦合作用与冷却速率,马氏体组织含量进一步增大。当摩擦热输入较低时,由于焊接时接头温度低于 A1 点,接头中不存在马氏体结构。

2) 由于 TMAZ 中的加工硬化作用与 WCZ 中的细晶强化作用,同时伴随着 BM 到 WCZ 中马氏体含量的逐渐增加,使得接头的显微硬度由 BM 到 WCZ 也逐渐增加。焊接参数对高硬度区宽度有显著影响,所有拉伸试样的断裂均发生在 WCZ 处,接头的抗拉强度和断裂方式对焊接参数较为敏感。

3) 焊接参数对接头的冲击韧性也有显著影响。使用的钢轨材料其本身冲击韧性较低,焊接后由于 WCZ 中存在马氏体,冲击韧性略有降低,因此,有必要通过焊后热处理提高接头的冲击韧性。

参考文献:

- [1] ZHAO X, FAN Y, LIU Y, et al. Evaluation of Fatigue Fracture Mechanism in a Flash Butt Welding Joint of a U75V Type Steel for Railroad Applications[J]. Engineering Failure Analysis, 2015, 55: 26—38.
- [2] PORCAROR R, FARIAG L, GODEFROIDL B, et al. Microstructure and Mechanical Properties of a Flash Butt Welded Pearlitic Rail[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 270: 20—27.
- [3] YU X, FENG L, QIN S, et al. Fracture Analysis of U71Mn Rail Flash-butt Welding Joint[J]. Case Studies in Engineering Failure Analysis, 2015, 4: 20—25.
- [4] BAPTISTA R, SANTOS T, MARQUES J, et al. Fatigue Behavior and Microstructural Characterization of a High Strength Steel for Welded Railway Rails[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 117: 1—8.
- [5] LIW Y, VAIRI S A, PREUSS M, et al. Linear and Rotary Friction Welding Review[J]. International Materials Reviews, 2016, 61: 71—100.
- [6] BHAMJI I I, PREUSS M, THREADGILL P L, et al. Solid State Joining of Metals by Linear Friction Welding: a Literature Review[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2011, 27: 2—12.
- [7] LI W, SHI S, WANG F, et al. Numerical Simulation of Friction Welding Processes Based on ABAQUS Environment[J]. Journal of Engineering Science and Technology Review, 2012, 5: 10—19.
- [8] LIW Y, MAT J, YANGS Q, et al. Effect of Friction Time on Flash Shape and Axial Shortening of Linear Friction Welded 45 Steel[J]. Materials Letters, 2008, 62: 293—296.
- [9] KELLYM R, SCHMIDS R, ADAMSD C, et al. Experimental Investigation of Linear Friction Welding of AISI 1020 Steel with Pre-heating[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 39: 26—39.
- [10] LI Y, LIU Y, LIU C, et al. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Linear Friction Welded

- S31042 Heat-resistant Steel[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, 34: 653—659.
- [11] EFFERTZ P S, FUCHS F, ENZINGER N. Modelling the Flash Formation of Linear Friction Welded 30CrNiMo8 High Strength Steel Chains[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 92: 2479—2486.
- [12] CERETTI E, FRATINI L, GIARDINI C, et al. Numerical Modelling of the Linear Friction Welding Process[J]. *International Journal of Material Forming*, 2010, 3: 1015—1018.
- [13] OLAO T, OJO O A, WANJARA P, et al. A Study of Linear Friction Weld Microstructure in Single Crystal CMSX-486 Superalloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2012, 43: 921—933.
- [14] OLAO T, OJO O A, WANJARA P, et al. Analysis of Microstructural Changes Induced by Linear Friction Welding in a Nickel-base Superalloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2011, 42: 3761—3777.
- [15] CHAMANFAR A, JAHAZI M, GHOLIPOUR J, et al. Suppressed Liquation and Microcracking in Linear Friction Welded Waspaloy[J]. *Materials and Design*, 2012, 36: 113—122.
- [16] OLAO T, OJO O A, WANJARA P, et al. Enhanced Resistance to Weld Cracking by Strain-induced Rapid Solidification during Linear Friction Welding[J]. *Philosophical Magazine Letters*, 2011, 91: 140—149.
- [17] KARADGE M, PREUS M, WITHERSP J, et al. Importance of Crystal Orientation in Linear Friction Joining of Single Crystal to Polycrystalline Nickel-based Superalloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 491: 446—453.
- [18] MCANDREWA R, COLEGROVE P A, BUHR C, et al. A Literature Review of Ti-6Al-4V Linear Friction Welding[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 225—257.
- [19] SU Y, LI W Y, WANG X Y, et al. On Microstructure and Property Differences in a Linear Friction Welded Near-alpha Titanium Alloy Joint[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, 36: 255—263.
- [20] DALGAARD E, WANJARA P, GHOLIPOUR J, et al. Linear Friction Welding of a Near- β Titanium Alloy[J]. *Acta Material*, 2012, 60: 770—780.
- [21] ZHAO P, FU L. Strain Hardening Behavior of Linear Friction Welded Joints Between TC11 and TC17 Dissimilar Titanium Alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 621: 149—156.
- [22] JI S, WANG Y, LIU J, et al. Effects of Welding Parameters on Material Flow Behavior during Linear Friction Welding of Ti6Al4V Titanium Alloy by Numerical Investigation[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 82: 927—938.
- [23] PEREZ-UNZUETA A J, BEYNON J H. Microstructure and Wear Resistance of Pearlitic Rail Steels[J]. *Wear*, 1993, 162: 173—182.
- [24] RAYK K, MONDAL D. The Effect of Interlamellar Spacing on Strength of Pearlite in Annealed Eutectoid and Hypoeutectoid Plain Carbon Steels[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1991, 39: 2201—2208.
- [25] MAT J, LI W Y, YANGS Y. Impact Toughness and Fracture Analysis of Linear Friction Welded Ti-6Al-4V Alloy Joints[J]. *Materials and Design*, 2009, 30: 2128—2132.
- [26] 周剑华, 徐进, 李闯, 等. 钢轨冲击性能异常的原因分析[J]. *武汉工程职业技术学院学报*, 2015, 27: 36—38.
- ZHOU Jian-hua, XU Jin, LI Chuang, et al. Analysis of Reasons on the Abnormal Impact Performance of Rail[J]. *Journal of Wuhan Institute of Technology*, 2015, 27: 36—38.