SA516Gr.70钢搅拌摩擦焊接头的热循环及组织性能

宫文彪[1,2]，苗梓琪[1,2]，崔 恒[3]，王秀英[4]，刘 威[1,2]

（1.长春工业大学 先进结构材料教育部重点实验室，长春 130012；2.长春工业大学 材料科学与工程学院，长春 130012；3.长春轨道客车股份有限公司，长春 130062；4.广东茂名重力石化机械有限公司，广东 茂名 525024）

摘 要：SA516Gr.70钢因具有优良的强韧性，被广泛应用于压力容器制造，但传统的弧焊易导致焊缝产生裂纹、氢脆等缺陷。本文采用钨铼合金搅拌工具对4 mm厚SA516Gr.70低碳钢进行搅拌摩擦焊接，研究了热循环对焊接接头组织和力学性能的影响。结果表明：在旋转速度800 r/min、焊接速度90 mm/min的工艺参数下，可获得无缺陷的焊接接头。前进侧热循环峰值温度最大值为1 018 ℃，后退侧为998 ℃。焊核区组织为细小的马氏体和贝氏体混合相，平均晶粒尺寸为5.4 μm，与母材相比细化效果显著。焊接接头显微硬度与距焊缝中心距离呈负相关，焊核区显微硬度达到449.7 HV。拉伸试验断裂均在热影响区，焊缝不同区域呈现出不同的断口形貌。

关键词：SA516Gr.70钢；搅拌摩擦焊；焊接热循环；微观组织；力学性能

中图分类号：TG456.9 **文献标志码**：A **文章编号**：1671-5497(2025)08-2530-09

DOI：10.13229/j.cnki.jdxbgxb.20231449

Evolution of thermal cycle, microstructures and mechanical properties of SA516Gr.70 steel prepared by friction stir welding

GONG Wen-biao[1,2], MIAO Zi-qi[1,2], CUI Heng[3], WANG Xiu-ying[4], LIU Wei[1,2]

(1. *Key Laboratory of Advanced Structural Materials, Ministry of Education, Changchun University of Technology, Changchun* 130012, *China*; 2. *School of Materials Science and Engineering, Changchun University of Technology, Changchun* 130012, *China*; 3. *Changchun Railway Vehicles Co., Ltd., Changchun* 130062, *China*; 4. *The Challenge Petrochemical Machinery Corporation of Maoming (CPM), Maoming* 525024, *China*)

Abstract: SA516Gr.70 steel has excellent strength and toughness and is widely used in the manufacture of pressure vessels, but the traditional arc welding is prone to lead to defects, such as crack and hydrogen embrittlement in the weld. In this paper, a W-25Re(%) alloy stirring tool was used to carry out friction stir welding of 4 mm thick SA516Gr.70 steel plate, and the thermal cycle curve during welding was measured by using a type K thermocouple to study the effect of thermal cycle on the microstructure and

收稿日期：2023-12-10.

基金项目：吉林省科技发展计划项目(2022001031GX).

作者简介：宫文彪(1966-)，男，教授，博士.研究方向：材料先进连接技术，表面热喷涂改性.
E-mail：1060952646@qq.com

通信作者：刘威(1965-)，女，副教授.研究方向：材料连接及金相分析.E-mail：liuwei920107@sina.com

mechanical properties of the welded joint. The results show that defect-free welded joints can be obtained at a rotation rate of 800 rpm and a traverse speed of 90 mm/min. The maximum value of the peak temperature of the thermal cycle appeared in the advancing side (AS) reaching 1 018 ℃ and in the retreating side reaching 998 ℃. The microstructure of the weld nugget zone (WNZ) produces fine martensite and bainite, with an average grain size of 5.4 μm, which is a significant effect of grain refinement in the WNZ compared with the base metal. The microhardness of welded joints is negatively correlated with the distance from the center of the weld, and the microhardness of the WNZ reached 449.7 HV. Tensile test fractures are all in heat affected zone (HAZ), and different areas of the joint show different fracture morphologies.

Key words: SA516Gr.70steel; friction stir welding; thermal cycle; microstructures; mechanical properties

0　引　言

低合金钢具有良好的强韧性和可焊性[1-3]，在工程结构中有着广泛的应用。SA516Gr. 70钢的碳当量低、焊接性好，具有抗硫化物应力腐蚀开裂性能，已被广泛应用于锅炉、液化气存储罐、核能反应堆压力壳体的制造[4-6]。目前，SA516Gr. 70钢在工程结构中普遍采用弧焊方法制造，焊缝中易出现气孔、热裂纹、氧化等缺陷[7-10]，特别是溶于焊缝中的氢对结构的安全运行危害巨大。因此，如何进一步提高SA516Gr. 70钢的焊接质量，适应压力容器在严苛环境下的安全运行要求，成为工程上急需解决的关键问题。

搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)是一种固相连接技术，焊接时不存在氢溶入焊缝的条件，因而能消除钢的氢脆现象，并避免气孔、裂纹的产生[11-14]。另外，FSW较低的能量输入可以抑制焊缝热影响区晶粒的长大，避免弧焊时熔合区晶粒过热带来的强度损失。目前国内外FSW技术主要集中在铝合金和镁合金等低熔点有色金属的研究与应用上，对钢这种高熔点金属的研究较少[15-19]，对SA516Gr. 70这种新型容器用钢的FSW研究还未见文献报道。Boumerzoug等[20]研究了含碳量为0. 19%的低碳钢FSW接头的组织和力学性能，发现热影响区组织为铁素体和珠光体，最大硬度值位于焊接接头热影响区一侧；Kitahara等[21]研究了FSW焊接的Q345钢中板条马氏体的结晶学特征，发现马氏体保持了Kurdjumov-Sachs取向关系，其24种变体不一定出现在奥氏体晶粒内部；Tiwari等[22]对碳含量在0. 08%～0. 1%的低合金钢FSW接头的微观结构和机械性能进行研究，发现搅拌区硬度高于母材硬度，且硬度值从搅拌区向母材区域逐渐降低。上述研究均关注接头的组织变化和性能，对碳钢FSW接头热循环与组织的关系研究较少。本文采用预埋热电偶的方法研究了SA516Gr. 70钢FSW接头的热循环曲线，分析了接头的温度分布及其与组织和性能的关系，以期为此类钢的FSW工程应用提供参考。

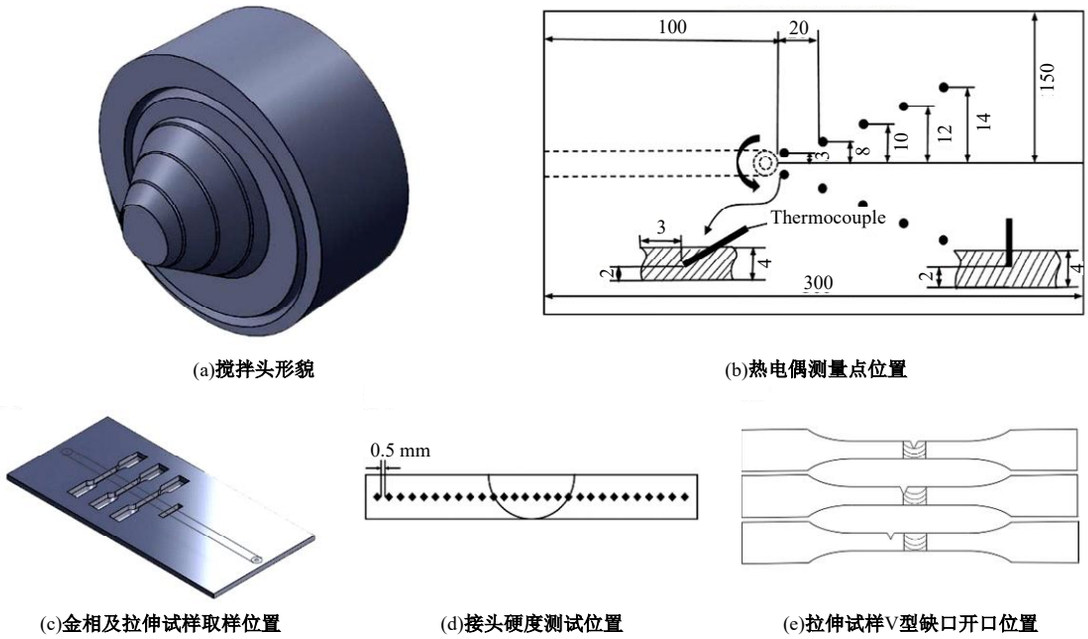
1　试验方法

试验材料为SA516Gr. 70低碳合金钢，尺寸为300 mm×150 mm×4 mm，化学成分如表1所示。根据文献[23]及试验材料厚度，本工作采用锥形右旋螺纹搅拌头，如图1(a)所示。搅拌头针长为3. 8 mm，轴肩直径为20 mm，材料为钨铼合金。焊前采用机械打磨去掉焊缝区域的氧化膜，并用丙酮清洁干净。在前期大量的试验基础上，本工作设定搅拌头旋转速度为800 r/min(逆时针方向)，焊接速度为90 mm/min。焊接时通过K型热电偶测量特征点的温度，前进侧(Advancing side, AS)和后退侧(Retreating side, RS)测量位置对称，如图1(b)所示。焊后沿垂直于焊接方向截取金相试样和拉伸试样，截取位置如图1(c)所示。金相试样经研磨、抛光后采用4%硝酸酒精溶液腐蚀，采用Nikon EPIPHOT 300型光学显微镜观察接头的微观组织。采用FM700型显微硬度仪测试接头的硬度，测试位置如图1(d)所示，

表1　SA516Gr.70钢化学成分(质量分数)

Table 1　Chemical composition of SA516Gr.70 mild steel　%

C	Mn	Si	Cr	Cu	Ni	Mo	Nb	Ti
0.174	1.126	0.231	0.157	0.012	0.01	0.06	0.01	0.011



(a)搅拌头形貌 (b)热电偶测量点位置

(c)金相及拉伸试样取样位置 (d)接头硬度测试位置 (e)拉伸试样V型缺口开口位置

图1 试验示意图

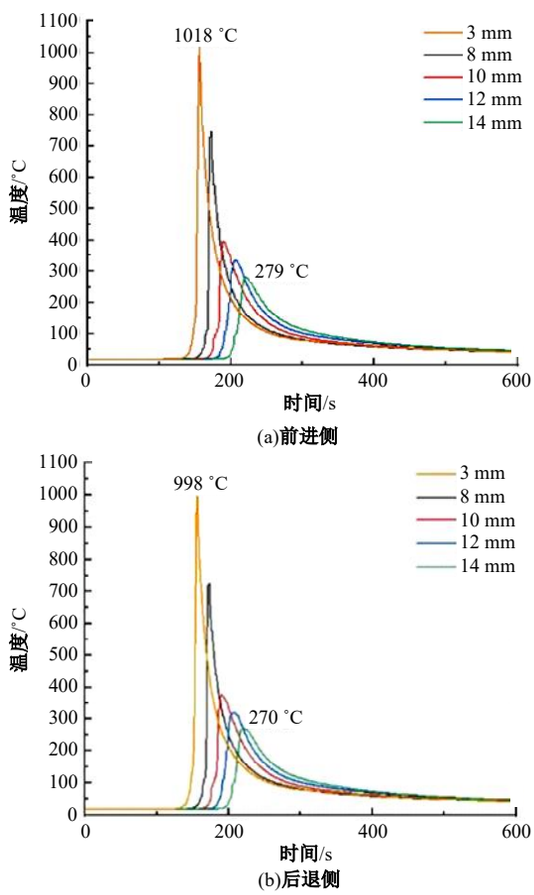
Fig. 1 Schematic of the tests

载荷为1.96 N,保持时间为15 s。通过对拉伸试样的焊核区(Weld nugget zone, WNZ)、热机械影响区(Thermomechanical affected zone,TMAZ)和热影响区(Heat affected zone, HAZ)分别开V型缺口来研究各区域断裂特征,缺口位置如图1(e)所示。采用WDW-20型微机控制电子万能试验机测试接头的抗拉强度,采用Gemini Supra 40型场发射扫描电子显微镜观察分析断口形貌。

2 试验结果和讨论

2.1 FSW接头的热循环

图2为SA516Gr.70低碳钢焊接接头AS和RS不同测温点的热循环曲线。AS各测温点的热循环曲线呈现出明显差异:在初始阶段,各测温点的温度迅速升高,升温曲线斜率接近90°;热源离开后的降温阶段,各测温点的冷却速率差异显著,距离焊缝中心越远,冷却速率越小,曲线斜率逐渐减小。与AS相比,RS的热循环曲线呈现出类似的变化趋势,但各测温点的温度峰值均低于AS。出现这种现象的原因是AS和RS所受的剪切应力不同:AS搅拌针旋转方向与行进方向相反,剪切力大于搅拌针旋转方向与行进方向一致的RS,由此产生的塑性变形热更多。Tiwari等[24]在研究低碳钢的组织变化时发现AS和RS组织的粗化程度不同,认为这是由温度差异造成的。从图2



(a)前进侧

(b)后退侧

图2 FSW接头各测温点的热循环曲线

Fig. 2 Thermal cycle curve of each temperature measurement point of FSW joint

的测试结果发现，AS和RS各测温点的热循环峰值温度存在明显差异。首先，越接近焊缝中心的测温点温度越高：AS侧距离焊缝中心3 mm处的温度达到1 018 ℃的峰值（图2(a)），与文献[19, 25-27]采用红外测温枪测试得到AS侧的表面温度均超过1 000 ℃的结果一致；而在RS，距离焊缝中心3 mm处的测温点的峰值温度为998 ℃（图2(b)）。随着距焊缝中心距离增加，测温点的温度峰值均逐渐降低：在RS距离焊缝中心14 mm处的测温点显示出最低的温度峰值为270 ℃，AS相同位置的温度略高（279 ℃）。图3为AS和RS各测温点热循环曲线从峰值温度冷却至100 ℃时的冷却速率。在冷却阶段，距离焊缝中心3 mm处的测温点，AS的冷却速率达到9.37 ℃/s，相同位置RS冷却速率为9.25 ℃/s；RS距焊缝中心14 mm处测温点冷却速率最低（1.68 ℃/s），而AS该位置冷却速率稍高（1.73 ℃/s）。由于在该位置AS与RS的峰值温度差异较小，因此冷却速率也非常接近。

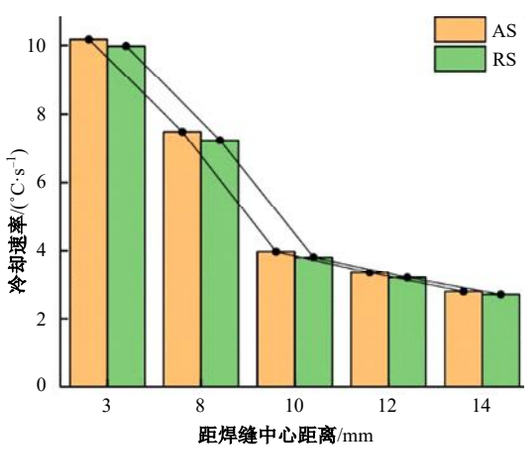


图3　FSW接头前进侧和后退侧各测温点冷却速率

Fig. 3　Cooling rate of each temperature measurement point of AS and RS of FSW joint

2.2　FSW接头成型特征

图4为SA516Gr.70低碳钢FSW接头的表面形貌。可以看出，在焊接速度为90 mm/min、旋转速度为800 r/min时，高温塑性材料在搅拌针的作用下周期性从AS向RS迁移，塑化流动的材料冷却后形成周期性排列、宽度一致的鱼鳞纹。受热影响，焊缝两侧约8 mm范围内母材金属发生氧化变色。由于下压量小，产生的飞边较少，焊缝表面没有出现沟槽、孔洞等宏观缺陷，焊缝成型良好。

图5为经腐蚀处理的SA516Gr.70低碳钢FSW接头横截面形貌。根据组织的差异可以分为4个不同的区域，包括母材（Base metal, BM）、HAZ、TMAZ和WNZ，其中WNZ上部还存在轴肩影响区（Shoulder affected zone，SAZ），HAZ根据受热影响程度不同分为HAZ1和HAZ2两部分。焊缝的横截面与搅拌针外轮廓相似，AS金属的形变程度相较于RS更强，导致焊接接头两侧金属的塑性变形行为呈现出非对称性。由于材料的变形程度在腐蚀介质中又表现出不同的耐蚀性，因而图5中AS与HAZ边界更为清晰。在焊缝的根部可以观察到受到刚性垫板的约束，根部塑性流动金属从AS向RS流动轨迹。

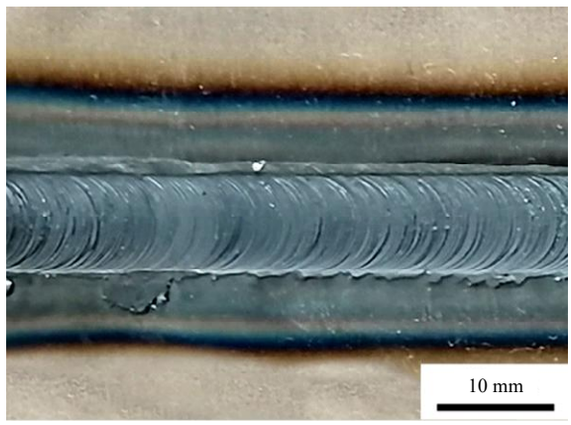


图4　焊缝表面形貌

Fig. 4　Weld surface morphology

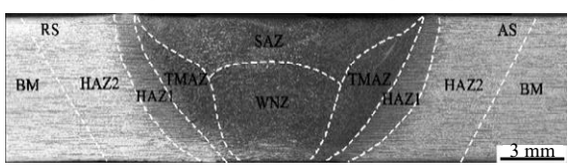
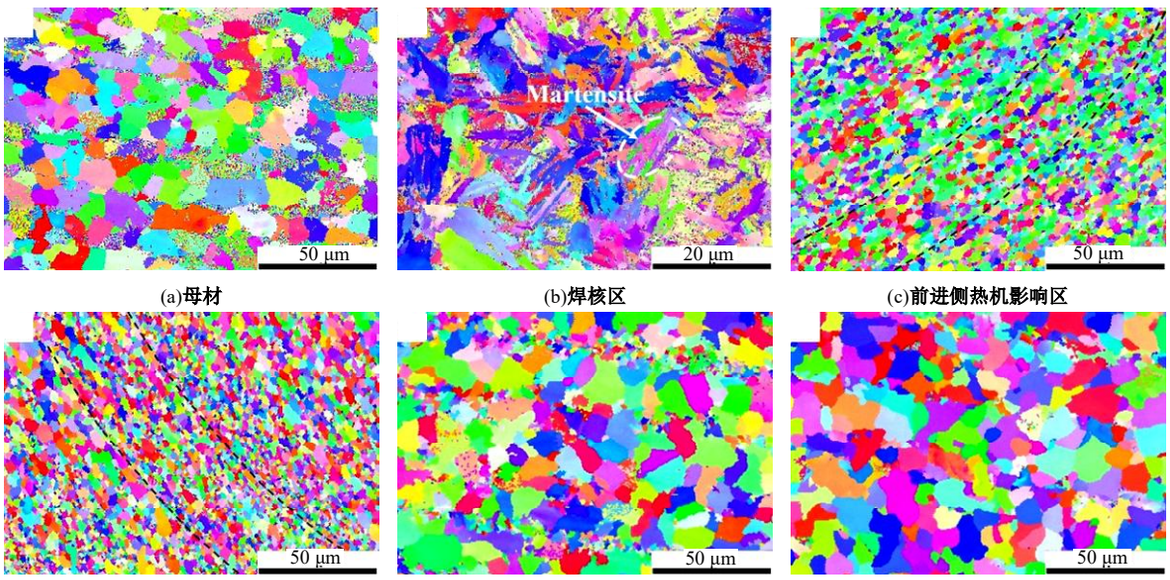


图5　SA516Gr.70低碳钢FSW接头横截面形貌

Fig. 5　Cross-sectional shape of SA516Gr. 70 mild steel FSW joint

2.3　FSW接头的组织特征

图6为SA516Gr.70低碳钢FSW接头各区域的EBSD取向图。通过OIM Analysis软件分析EBSD取向成像图得到接头各区域平均晶粒尺寸如表2所示。BM平均晶粒尺寸为9.8 μm，WNZ则形成了更为细小的等轴晶结构，如图6(b)所示，图中可以观察到有针状马氏体相生成，表明搅拌针剧烈搅拌作用下，WNZ金属的大塑性变形也会诱发马氏体相变，后续硬度测试也证实了该区域有马氏体生成。由于WNZ在FSW过程中经历了完整的热-力耦合作用，并且铁素体钢的层错能较高[28]，这2个因素使得WNZ区发生明显的动



(a)母材 (b)焊核区 (c)前进侧热机影响区

(d)后退侧热机影响区 (e)前进侧热影响区 (f)后退侧热影响区1

图6 SA516Gr.70低碳钢FSW接头EBSD取向成像图

Fig. 6 EBSD orientation imaging of SA516Gr. 70 mild steel FSW joint

表2 FSW接头各区域平均晶粒尺寸

Table 2 Average grain size of each area of FSW joint μm

BM	SZ	AS-TMAZ	RS-TMAZ	AS-HAZ1	RS-HAZ1
9.8	5.4	7.8	6.9	11.5	10.9

态再结晶现象,得到的组织比BM更为细小,平均晶粒尺寸仅为5.4 μm。图6(c)(d)分别为AS-TMAZ和RS-TMAZ的EBSD取向成像图。与BM相比,其晶粒尺寸显著减小,尽管该区域所受热-力耦合作用不如WNZ剧烈,但同样产生了动态再结晶现象,平均晶粒尺寸分别为7.8和6.9 μm。图6(e)(f)为AS-HAZ1和RS-HAZ1的EBSD取向成像图,这些区域与WNZ的距离较远,仅受到焊接热循环的影响。在这些区域,晶粒会在BM基础上吸收热量并长大,AS-HAZ1的平均晶粒尺寸为11.5 μm,而RS-HAZ1的平均晶粒尺寸为10.9 μm。这两个区域的组织仍由珠光体和铁素体组成。

图7为SA516Gr.70低碳钢FSW接头各区域的晶界取向分布图。经FSW热-力耦合作用后,各区域中小角度晶界(3°~15°)比例均小于大角度晶界(>15°)。BM的小角度晶界比例最高,达到20.4%(图7(a));SZ的小角度晶界占比最低,仅为9.6%(图7(b))。TMAZ和HAZ虽然介于两者之间,但TMAZ的小角度晶界比例要低于HAZ。AS-TMAZ和RS-TMAZ的小角度晶界比例分别为15.6%和15.1%(图7(c)(d)),而AS-HAZ1和RS-HAZ1的小角度晶界比例分别为16.6%和16.1%(图7(e)(f))。

由于BM经过热轧加工,在该过程中材料经历了高温和高应变,发生了组织重新排列和细化,形成小角度晶界[29]。经FSW后,HAZ受到焊接热循环影响,晶粒受热并沿晶界生长,导致原本存在的小角度晶界逐渐转变为大角度晶界。TMAZ与WNZ相邻,但其受到的热循环和机械作用力都低于WNZ,动态回复和再结晶程度弱于WNZ,小角度晶界占比高于WNZ。而WNZ受到搅拌针和轴肩的机械力作用,焊接过程产生的能量直接传递到搅拌针和轴肩周围的材料,导致焊接时的热输入和应力存在差异,储存的能量和高密度位错使得奥氏体组织处于不稳定状态,从而促进了晶粒的动态回复和再结晶。同时高温作用促使晶粒长大并使小角度晶界逐渐转变,最终大角度晶界增多[30]。

2.4 FSW接头力学性能

图8为SA516Gr.70低碳钢FSW接头横截面的硬度分布曲线和硬度云图,可以看出,硬度色阶分布与相应区域相关,并与硬度分布曲线一致。整体呈现出抛物线形态,硬度最高点在WNZ,最大硬度值达到449.7 HV,平均显微硬度为405.6

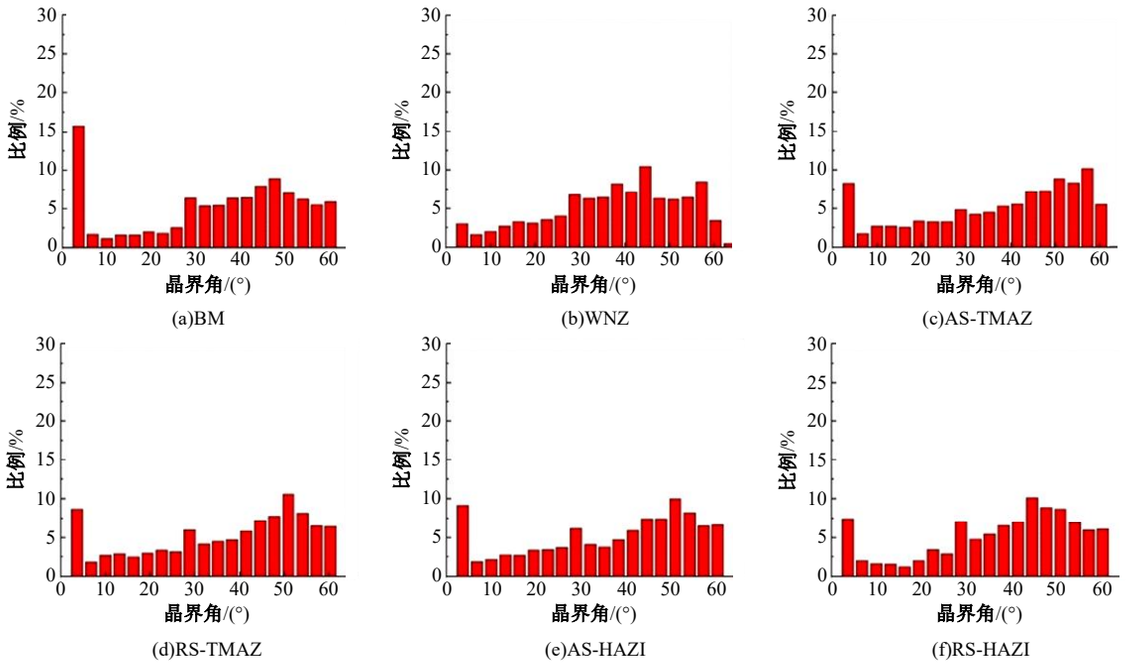


图 7　SA516Gr.70低碳钢FSW接头各区域晶界取向占比

Fig. 7　Percentage of grain boundary orientation in each region of SA516Gr. 70 mild steel FSW joints

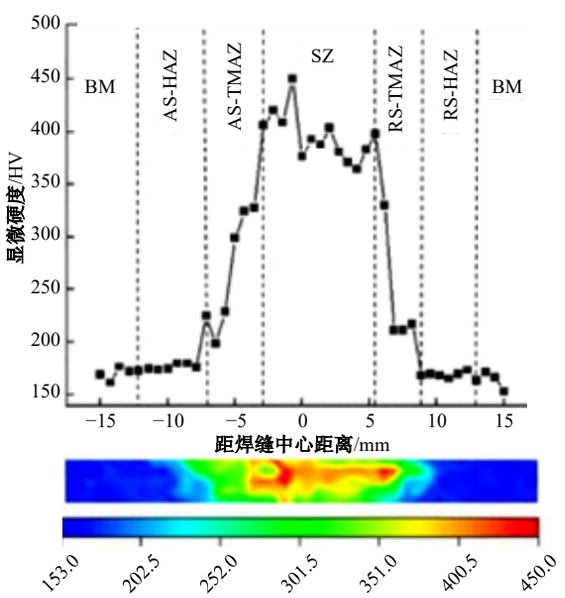


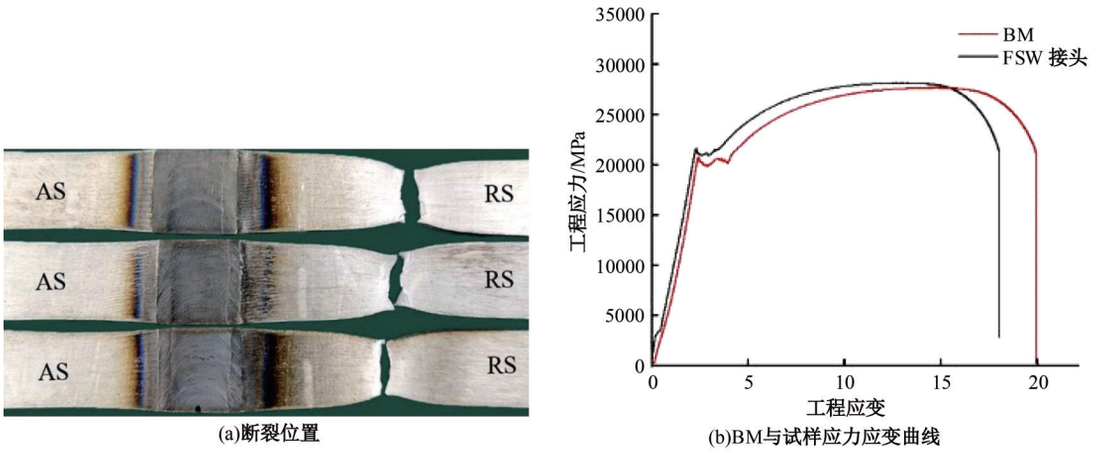
图 8　接头横截面硬度云图和硬度分布曲线

Fig. 8　FSW joint cross-sectional hardness contour map and hardness distribution curve

HV。从TMAZ逐渐过渡到HAZ时，硬度随着距WNZ距离的增加而逐渐降低。HAZ的硬度分布比较均匀，但AS-HAZ的平均硬度值(173.8 HV)略低于RS-HAZ(177.8 HV)。

从硬度分布曲线可以看出，接头各区域的硬度差异显著，这与焊接过程中各区域经历的热循环温度、机械作用力以及降温速度等因素的差异密切相关。WNZ硬度值显著提高和该区域受到的变形程度和温度的影响有关：在搅拌针和轴肩的作用下，金属发生剧烈的塑性变形，晶粒细化并使位错密度显著增加[31]，根据Hall-petch定律，材料的强度和硬度随之提高。同时，该区域的峰值温度超过奥氏体化温度，大变形量及较快的冷却速率也可诱发马氏体相变[32]，组织中有针状马氏体相形成，也会使该区硬度上升。TMAZ紧邻WNZ，受力和热影响较小，虽然组织仍为珠光体和铁素体，但晶粒尺寸较小并且位错密度相比BM增大[33]，因此硬度值相较BM有所提升。HAZ只受到焊接热循环影响，硬度低于TMAZ。由于AS-HAZ1的平均晶粒尺寸大于RS-HAZ1，因此AS-HAZ1硬度略低于RS-HAZ1。BM晶粒大小与HAZ基本一致，因此其硬度值也与HAZ基本一致。

图9(a)为拉伸试验结果，试样的断裂位置均位于HAZ，为对应硬度最低的位置。通过对图9(b)的BM与FSW试样应力-应变曲线进行计算，BM的抗拉强度为515.9 MPa，断裂伸长率为20%；而FSW试样的抗拉强度为557.1 MPa，较BM提高7%，但断裂伸长率为15%。较宽的WNZ区降低了FSW接头的伸长率，断裂位置附近均出现明显的颈缩现象。

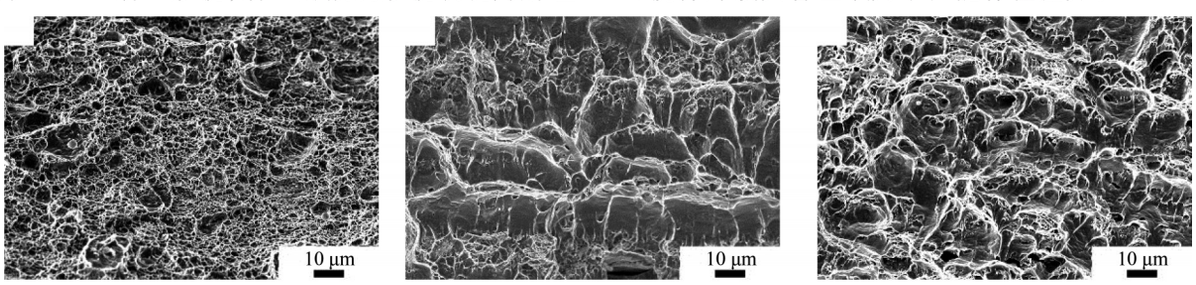


(a)断裂位置 (b)BM与试样应力应变曲线

图9 SA516Gr.70低碳钢FSW接头拉伸试样断裂 位置及BM与试样应力应变曲线

Fig. 9 Fracture location of SA516Gr. 70 mild steel FSW joint tensile specimen and stress-strain curves of BM and test specimen

为进一步研究接头各区域的断裂特征,分别在WNZ、TMAZ、HAZ位置采用机械加工制备了V型缺口(图1(e))并进行拉伸试验。断口的SEM形貌如图10所示。从图10(a)中可以观察到,WNZ的断口韧窝更加细小和均匀。图10(b)为TMAZ断口形貌,断口的微观形貌表现为解理台阶和大小不均匀的韧窝,呈现出韧-脆混合断裂特征。HAZ断口的韧窝尺寸较WNZ大,为韧性断裂(图10(c))。上述各区域的断口形貌反映了受热循环影响的程度以及由此带来的晶粒度的差异。另外,由断口形貌特征也可看出SA516Gr.70搅拌焊接头各区域力学性能存在差异。



(a)WNZ断口 (b)TMAZ断口 (c)HAZ断口

图10 SA516Gr.70低碳钢FSW接头拉伸 试样各区域断口形貌

Fig. 10 Fracture morphology of SA516Gr. 70 mild steel FSW joint tensile samples in each region

3 结 论

(1) 采用旋转速度800 r/min、焊接速度90 mm/min的工艺参数,获得了无缺陷的SA516Gr.70低碳钢焊接接头。焊缝成型良好,未出现孔洞、表面沟槽等缺陷。WNZ组织有马氏体生成,平均晶粒尺寸为5.4 μm,与BM相比晶粒显著细化。WNZ小角度晶界比例低于BM,仅为9.6%。

(2) FSW过程中,随着距焊缝中心距离的增加,峰值温度逐渐降低:最高峰值温度出现在AS,达到1 018 ℃;最低峰值温度出现在RS距焊缝14 mm处,为270 ℃。在距离焊缝相同位置处,AS温度均高于RS。

(3) 焊接接头硬度分布呈现出焊核区硬度值最高,向两侧BM逐渐降低的抛物线形态,WNZ平均硬度为405.6 HV。拉伸断裂发生于HAZ,抗拉强度为557.1 MPa,呈韧性断裂。接头经FSW后,各区域力学性能均高于BM。

参考文献:

[1] 张桂源, 郅新哲, 宫文彪,等. 钢铝异种材料搅拌摩擦焊界面组织及性能[J]. 材料热处理学报, 2018, 39(5):159-164.
Zhang Gui-yuan, Qie Xin-zhe , Gong Wen-biao, et al. Microstructrue and properties of friction stir welding interface of steel and aluminum dissimilar materials [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment,

2018, 39(5):159-164.

[2] Imam M, Ueji R, Fujii H. Microstructural control and mechanical properties in friction stir welding of medium carbon low alloy S45C steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 636: 24-34.

[3] 武凯,贾贺鹏,孙宇,等. 搅拌摩擦焊技术的研究进展[J]. 机械制造与自动化,2020,49(6):1-9.
Wu Kai, Jia He-peng, Sun Yu, et al. Research progress of friction stir welding[J]. Machine Building and Automation, 2020, 49(6):1-9.

[4] Karami S, Jafarian H, Eivani A R, et al. Engineering tensile properties by controlling welding parameters and microstructure in a mild steel processed by friction stir welding[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 670: 68-74.

[5] 李国平. 超级双相不锈钢 2707 搅拌摩擦焊焊接接头的组织与性能[J]. 材料热处理学报, 2019, 39(10): 119-125.
Li Guo-ping. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joint of super duplex stainless steel 2707[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2019, 39(10):119-125.

[6] Kumar L, Yazar K U, Pramanik S. Effect of fusion and friction stir welding techniques on the microstructure, crystallographic texture and mechanical properties of mild steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 754: 400-410.

[7] Ueji R, Fujii H, Cui L, et al. Friction stir welding of ultrafine grained plain low-carbon steel formed by the martensite process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 423(1/2): 324-330.

[8] Fujii H, Cui L, Tsuji N, et al. Friction stir welding of carbon steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 429(1/2): 50-57.

[9] Liu F C, Hovanski Y, Miles M P, et al. A review of friction stir welding of steels: Tool, material flow, microstructure, and properties[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(1): 39-57.

[10] Cho H H, Kang S H, Kim S H, et al. Microstructural evolution in friction stir welding of high-strength linepipe steel[J]. Materials & Design, 2012, 34: 258-267.

[11] Wang Y, Tsutsumi S, Kawakubo T, et al. Microstructure and mechanical properties of weathering mild steel joined by friction stir welding[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 823: 141715.

[12] Xie G M, Duan R H, Xue P, et al. Microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel joints by friction stir welding under various cooling conditions[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33(1): 88-102.

[13] Gourgues A F, Flower H M, Lindley T C. Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures[J]. Materials Science and Technology, 2000, 16(1): 26-40.

[14] Xue P, Ma Z Y, Komizo Y, et al. Achieving ultrafine-grained ferrite structure in friction stir processed weld metal[J]. Materials Letters, 2016, 162: 161-164.

[15] Güleryüz G. Relationship between FSW parameters and hardness of the ferritic steel joints: Modeling and optimization[J]. Vacuum, 2020, 178: 109449.

[16] Sato Y S, Yamanoi H, Kokawa H, et al. Microstructural evolution of ultrahigh carbon steel during friction stir welding[J]. Scripta Materialia, 2007, 57(6): 557-560.

[17] Kelly P M, Nutting J. The martensite transformation in carbon steels[C]//Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences, 1961, 259: 45-58.

[18] Krauss G, Marder A R. The morphology of martensite in iron alloys[J]. Metallurgical Transactions, 1971, 2(9): 2343-2357.

[19] Lienert T J, Stellwag J W L, Grimmett B B, et al. Friction stir welding studies on mild steel[J]. Welding Journal, 2003, 82(1): 1-9.

[20] Boumerzoug Z, Derfouf C, Baudin T. Effect of welding on microstructure and mechanical properties of an industrial low carbon steel[J]. Engineering, 2010, 2(7): 502-506.

[21] Kitahara H, Ueji R, Tsuji N, et al. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel[J]. Acta Materialia, 2006, 54(5): 1279-1288.

[22] Tiwari A, Sing P, Biswas P, et al. Friction stir welding of low-carbon steel[C]//Advances in Materials, Mechanical and Industrial Engineering, Kolkata, India, 2019: 209-226.

[23] Zhang Y N, Cao X, Larose S, et al. Review of tools for friction stir welding and processing[J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 2012, 51(3): 250-261.

[24] Tiwari A, Singh P, Biswas P, et al. Friction stir welding of low-carbon steel[C]//Advances in Materials, Mechanical and Industrial Engineering: Selected Contributions from the First International Conference on Mechanical Engineering, Kolkata, India, 2019: 209-226.

[25] Lakshminarayanan A K, Balasubramanian V, Salahuddin M. Microstructure, tensile and impact toughness properties of friction stir welded mild steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2010, 17(10): 68-74.

[26] Yang H S, Bhadeshia H. Austenite grain size and the martensite-start temperature[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(7): 493-495.

[27] Santos T F A, Idagawa H S, Ramirez A J. Thermal history in UNS S32205 duplex stainless steel friction stir welds[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2014, 19(2): 150-156.

[28] Cho H H, Han H N, Hong S T, et al. Microstructural analysis of friction stir welded ferritic stainless steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(6): 2889-2894.

[29] Wang H, Wang K, Wang W, et al. Microstructure and mechanical properties of low-carbon Q235 steel welded using friction stir welding[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33(11): 1556-1570.

[30] Sato Y S, Yamanoi H, Kokawa H, et al. Microstructural evolution of ultrahigh carbon steel during friction stir welding[J]. Scripta Materialia, 2007, 57(6): 557-560.

[31] 李志兴. 搅拌摩擦焊接超级奥氏体不锈钢654SMO厚板的组织与性能研究[D]. 沈阳:东北大学材料科学与工程学院,2020.
Li Zhi-xing. Study on microstructure and properties of super austenitic stainless steel 654SMO thick plate for friction stir welding[D]. Shenyang: School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, 2020.

[32] Krauss G. Martensite in steel: strength and structure [J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 273: 40-57.

[33] Qiao K, Wang K, Wang J, et al. Microstructural evolution and deformation behavior of friction stir welded twin-induced plasticity steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 169: 68-81.