

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5191

500 MPa 级高性能桥梁钢焊缝的微观组织

郝玉朋¹,高振坤¹,李力¹,胡玉堂¹,孙东宁^{1,2}

(1. 中国铁道科学研究院集团有限公司金属及化学研究所,北京 100081 2. 中国铁道科学研究院,北京 100081)

摘要:焊缝强韧化是提升高性能桥梁钢焊接接头力学性能的关键,通过微观组织调控优化焊缝性能是实现这一目标的有效途径。本文以 500 MPa 级高性能桥梁钢为研究对象,系统分析了其焊缝组织的典型特征,并建立了微观组织与冲击韧性之间的映射关系,为高性能桥梁钢焊缝的强韧化设计提供理论依据。研究表明,细小而交错分布的针状铁素体组织形成“网篮组织”,增加裂纹萌生和扩展所需能量,使焊接接头的冲击韧性提高。多边形铁素体组织则由于晶界取向差较大,易于形成晶间裂纹,降低焊接接头的裂纹萌生功。粗大的针状铁素体组织对裂纹扩展的阻碍作用明显降低,使焊接接头的冲击韧性下降。

关键词:高性能桥梁钢;埋弧焊;焊接电流;微观组织;冲击韧性

中图分类号: TG422.1

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)02-0189-06

Microstructure of 500 MPa High Performance Bridge Steel Welds

HAO Yupeng¹, GAO Zhenkun¹, LI Li¹, HU Yutang¹, SUN Dongning^{1,2}

(1. Metals and Chemistry Research Institute, China Academy of Railway Sciences Corporation Limited, Beijing 100081, China; 2. China Academy of Railway Sciences, Beijing 100081, China)

Abstract: Strengthening and toughening welds are the keys to improving the mechanical properties of high-performance bridge steel welds. Optimizing weld performance through microstructure control is an effective way to achieve this goal. Taking 500 MPa high-performance bridge steel as the research object, the typical characteristics of its weld microstructure were systematically analysed, and a mapping relationship between microstructure and impact toughness was established, providing a theoretical basis for the strengthening and toughening design of high-performance bridge steel welds. Research has shown that the small and staggered distribution of needle-like ferrite forms a "basketweave", which increases the energy required for crack initiation and propagation and improves the impact toughness of welded joints. The polygonal ferrite structure is prone to intergranular cracks due to the large difference in grain boundary orientation, which reduces the crack initiation energy of welded joints. The hindering effect of the coarse needle-like ferrite structure on crack propagation is significantly reduced, resulting in a decrease in the impact toughness of the welded joints.

Key words: high performance bridge steel; submerged arc welding; welding current; microstructure; impact toughness

铁路的蓬勃发展极大促进了社会经济进步,同时,大跨度铁路钢桥的建设需求日益迫切。高性能桥梁钢,要求钢材在强度、韧性、耐大气腐蚀、焊接性等方面具有优良的综合性能^[1-4],实际上这些性能往往存在一定的矛盾。随着相关研究的不断深化,高强、高韧、耐大气腐蚀的高性能桥梁钢逐步在桥梁建设中得到示范应用和推广^[5-7]。我国铁路桥梁用

钢等级逐步从 345、370 MPa 级到 420 MPa 级,发展到以 Q500qENH 耐候桥梁钢为代表的 500 MPa 级高性能桥梁钢^[8-11]。新型高性能桥梁钢的研发和应用,使得大跨度桥梁建设水平得到大幅提升。

在结构形式上,现代化钢桥建设向着全焊接方向快速进步,高性能桥梁钢的焊接性研究受到重视。焊接热循环过程作用下,母材的组织重构,焊接材料

收稿日期: 2025-08-28

基金项目: 中国铁道科学研究院集团有限公司科研基金(2022YJ212)

作者简介: 郝玉朋,1987 年生,博士,副研究员。主要从事钢轨、高性能钢、钛合金等铁路用先进金属材料焊接研究。

Email: haoyupeng2002@163.com

通信作者: 高振坤,1980 年生,硕士,研究员。主要从事钢轨闪光焊接装备与技术研究。Email: laotiger33@aliyun.com

引用格式: 郝玉朋,高振坤,李力,胡玉堂,孙东宁. 500 MPa 级高性能桥梁钢焊缝的微观组织[J]. 铸造技术, 2026, 47(2): 189-194.

HAO Y P, GAO Z K, LI L, HU Y T, SUN D G. Microstructure of 500 MPa high performance bridge steel welds[J]. Foundry Technology, 2026, 47(2): 189-194.

熔化再凝固形成焊缝。在材料方面,不断探索新的合金成分设计及微合金化技术,旨在提高桥梁钢的强度、韧性以及焊接性能等^[12-14]。在焊接工艺上,对诸如焊条电弧焊、气体保护焊、埋弧焊等不同焊接方法下的工艺参数优化进行了深入研究,其中焊接电流的合理选择是工艺优化的重点之一^[15-16]。焊接电流在焊接过程中起到关键作用,焊接电流的大小、波形等参数不仅会影响焊接过程中的热输入,还会进一步对焊接接头的组织形态演变产生决定性作用。例如,焊接电流过大可能导致焊缝及热影响区过热,使晶粒粗大,从而降低接头的力学性能;而焊接电流过小则可能造成熔合不良、未焊透等缺陷,同样影响接头质量。

高性能桥梁钢焊缝的强韧化,始终是高性能桥梁钢焊接性研究的重点。焊缝性能与母材的合理匹配,一方面取决于焊接材料的选择,另一方面也取决于焊接工艺的控制。近年来,国内外众多学者针对高性能桥梁钢开展了诸多研究。然而,对于焊接电流作用下高性能桥梁钢接头的组织演化,虽然已有部分基础研究,但仍缺乏系统且深入的分析。鉴于高性能桥梁钢在桥梁建设中的重要地位及焊接电流对焊接接头质量的关键影响,开展焊接电流作用下高性能桥梁钢接头的组织演化研究具有重要的理论与实际意义,能够为进一步优化焊接工艺、提高桥梁焊接接头质量提供有力依据,进而保障桥梁结构在服役过程中的安全可靠。

本文针对 500 MPa 级耐候桥梁钢 Q500qENH 开展焊缝组织和冲击韧性的影响研究,阐明焊接电流对焊接接头微观组织的影响规律,揭示焊接接头微观组织与其冲击韧性的构效关系,以期高性能桥梁钢焊接工艺设计提供依据。

1 实验材料与方法

研究所用钢板母材为 500 MPa 级 Q500qENH 耐候桥梁钢,其成分如表 1 所示。试验用钢的屈服强度大于 500 MPa,钢板厚度为 20 mm。焊接时,焊接接头开 V 型坡口,采用自动埋弧焊机(MZ-1000)以直流反极性接法进行焊接,采用直径 5.0 mm 的实心焊丝,其成分如表 2 所示,焊接工艺参考郝玉朋等^[15,17]前期的研究成果,优选了热输入范围为 20~50 kJ/cm 的工艺参数,如表 3 所示。

利用 NI300C 型摆锤试验机对样品进行冲击韧性测试,测试温度参考 GB/T 714-2015 选择 -40 ℃,采用 55 mm×10 mm×10 mm 的冲击试样,开 V 型缺口,深度 2 mm,取样位置如图 1 所示,即在垂直于

表 1 Q500qENH 耐候桥梁钢化学成分
Tab.1 Chemical composition of the Q500qENH weathering bridge steel

(mass fraction/%)					
C	Mn	Si	Cu+Ni+Cr	Mo	V
≤0.11	1.10~1.50	≤0.50	0.60~1.50	≤0.25	≤0.10

表 2 专用埋弧焊丝主要化学成分
Tab.2 The main chemical composition of specialized submerged arc welding wire

(mass fraction/%)					
C	Mn	Si	Cu+Ni+Cr	Mo	V
≤0.08	1.20~1.60	≤0.45	0.80~1.70	≤0.25	≤0.10

表 3 埋弧焊工艺参数
Tab.3 Submerged arc welding process parameters

Sample	Heat input/(kJ·cm ⁻¹)	Current/A	Travel speed/(m·h ⁻¹)
1#	25	600	26.0
2#	30	640	23.0
3#	50	670	16.0

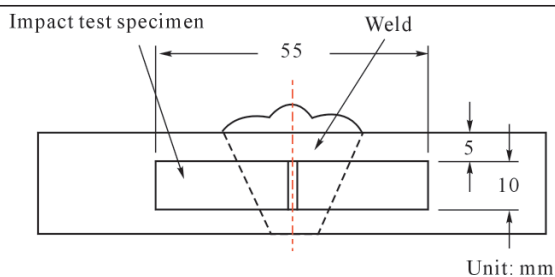


图 1 冲击试样取样位置示意图

Fig.1 Schematic diagram of the sampling position of the impact samples

焊缝轴线的每组接头处取样。

利用 Zeiss Axio Observer 金相显微镜(OM)观察焊接接头处的微观组织形貌,金相试样抛光后均经浓度为 4%的硝酸酒精溶液腐蚀。采用配备 EDAX Velocity Super 背散射探头的 Thermo Scientific Apreo 2C 场发射扫描电镜(SEM)对焊接接头进行 EBSD 表征,研究并分析其晶体取向和微观结构随焊接电流的演化。使用 Zeiss SUPER 55 型场发射 SEM 对冲击断口形貌进行观察,分析冲击试样的失效模式。

2 实验结果及讨论

2.1 焊接接头冲击性能及断口形貌分析

表 4 是不同编号焊接接头的冲击测试结果。由表中数据可知,1#~3# 接头在 -40 ℃ 条件下的冲击吸收能依次降低,尤其当焊接电流为 640 A 时,其冲击吸收能为 90.90 J,当焊接电流增加至 670 A 时,冲击吸收能降至 53.70 J,降幅达 40.9%,接头抗冲击性能急剧恶化。表 4 还列出了不同编号焊接接头冲击测试所得裂纹萌生功和裂纹扩展功。对比 1# 和 2# 样品的冲击性能可见,二者的裂纹扩展功相差不明显,而裂纹萌生功由 1# 样品的 67.71 J 降低至 2#

表 4 不同编号焊接接头的冲击性能
Tab.4 Impact performance of welds

Sample	Crack initiation energy/J	Crack propagation energy/J	Impact absorption energy/J
1#	67.71	50.80	118.51
	62.12	58.73	120.85
	66.57	55.94	122.51
Average	65.47	55.16	120.62
	35.29	55.62	90.92
2#	37.11	54.53	92.14
	37.26	55.57	93.83
Average	36.55	55.57	92.75
	32.06	21.74	53.75
3#	34.15	18.19	52.27
	30.90	18.64	49.47
Average	32.37	19.52	51.83

样品的 35.29 J,降幅 47.9%。由此可知,二者抵抗裂纹萌生能力的差异是导致其冲击性能降低的主要原因。对比 2# 和 3# 样品,裂纹萌生功相差不大,而裂纹扩展功由 2# 样品的 55.60 J 降低至 3# 样品的 21.69 J,降幅 61.0%。因此,二者抵抗裂纹扩展能力的差异是导致其冲击性能降低的主要原因。

3 种编号焊接接头的冲击断口形貌如图 2 所示。由图 2a 可知,1# 焊接接头的断口形貌中存在大量韧窝结构,表明 1# 焊接接头的冲击韧性较好。与图 2a 不同的是,在图 2b 所示 2# 焊接接头的断口形貌中除了存在韧窝聚集区外,还存在具有明显河流花样的解理脆断区,表明 2# 焊接接头的冲击韧性较 1# 有所下降。如图 2c 所示,3# 样品的断口形貌中,可见少量韧窝结构及大量解理脆断所产生的河流花样,其冲击韧性较 2# 焊接接头进一步下降。3 种编号焊接接头的断口形貌特性表现与表 3 所示冲击性能测试结果一致。

2.2 焊接接头微观组织特征分析

图 3 为 OM 观察所得 3 种编号焊接接头母材热影响区的微观组织。3 种焊接接头的热影响区微观组织特征相似,均由大量的等轴晶粒构成,分析认为此等轴状组织应由焊接热输入使母材热影响区发生再结晶所产生。对比图 3a~c 可见,3 种编号焊接接头热影响区的等轴奥氏体晶粒尺寸相当,表明 3 种编号焊接接头冲击性能的差异受其热影响区微观组织影响较小,而主要受熔敷金属区微观组织影响。

图 4 显示了 OM 观察所得 3 种编号焊接接头熔敷金属区的微观组织。3 种编号焊接接头的熔敷金属区微观组织主要由铁素体及少量分布的贝氏体组织构成。在图 4a 所示 1# 焊接接头的熔敷金属

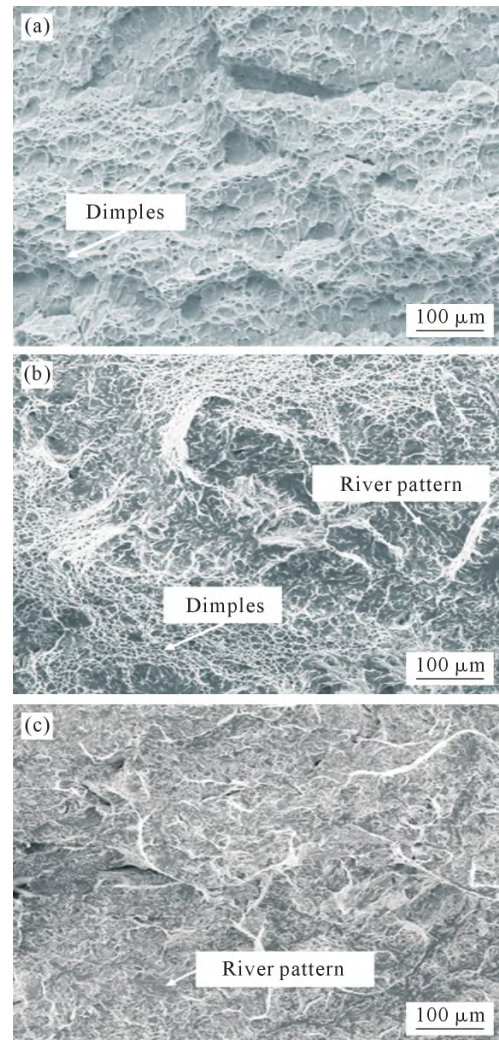


图 2 3 种编号焊接接头的冲击断口形貌:(a) 1#;(b) 2#;(c) 3#
Fig.2 Impact fracture morphology of the welds:(a) 1#;(b) 2#;(c) 3#

区微观组织中,可见大量宽度为 1~3 μm ,长径比 8:1~3:1 的细小针状铁素体组织交错分布,形成“网篮组织”。此类组织不仅各针状铁素体之间相互咬合形成约束,使得材料抵抗变形的能力增强,可显著提高焊接接头承受冲击时的裂纹萌生功,此外,细小、交错分布的针状铁素体组织晶界密度高,可分散裂纹扩展应力,达到阻碍裂纹扩展的效果,提高焊接接头的裂纹扩展功^[18-19],从而使焊接接头具有良好的冲击韧性。

对比 1# 焊接接头,在图 4b 所示 2# 焊接接头的熔敷金属区,微观组织不仅含有大量交错分布的针状铁素体,还在针状铁素体基体中观察到呈岛状分布的多边形铁素体。分析认为,此多边形铁素体的形成源于焊接电流增加所致的热输入增大进而使局部晶粒长大。通常情况下,岛状分布的多边形铁素体与针状铁素体基体间的晶粒取向差较大,大取向差的晶界因缺陷浓度较高,易成为裂纹源促使晶间裂纹

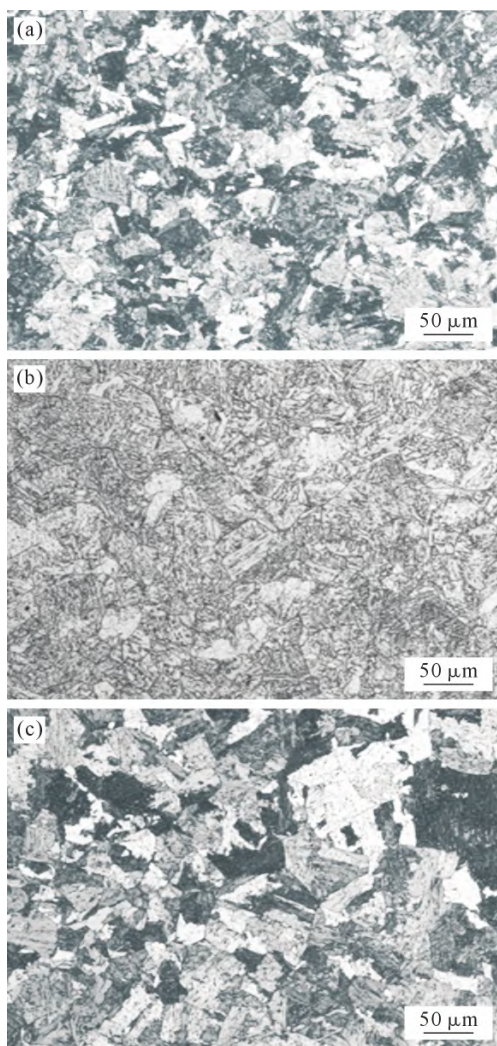


图3 3种编号焊接接头热影响区的微观组织:(a) 1#; (b) 2#; (c) 3#

Fig.3 Microstructures of the heat affected zones in the welds:
(a) 1#; (b) 2#; (c) 3#

萌生,从而使材料的裂纹萌生功下降。然而,由于多边形铁素体自身的均匀变形能力较强,可通过自身塑性变形消耗裂纹扩展的能量,从而减缓裂纹扩展^[20]。2#焊接接头与1#焊接接头相比,组织中的多边形铁素体明显增多,是其裂纹萌生功明显降低的主要原因。

对比2#焊接接头,在图4c所示3#焊接接头的熔敷金属区微观组织中亦存在大量交错分布的针状铁素体和部分多边形铁素体组织。由于焊接电流进一步增加,使焊接热输入增大,其微观组织中的针状铁素体长大明显,其宽度由1#焊接接头的1~3 μm增加至5~10 μm。大尺寸的针状铁素体组织晶界密度减小,促使裂纹分散偏转的能力相比细小的针状铁素体组织更弱^[21-22],因而,3#焊接接头的裂纹扩展功明显低于2#焊接接头。

2.3 焊接接头晶体取向及微观结构分析

3种编号焊接接头 EBSD 表征所得反极图(IPF)

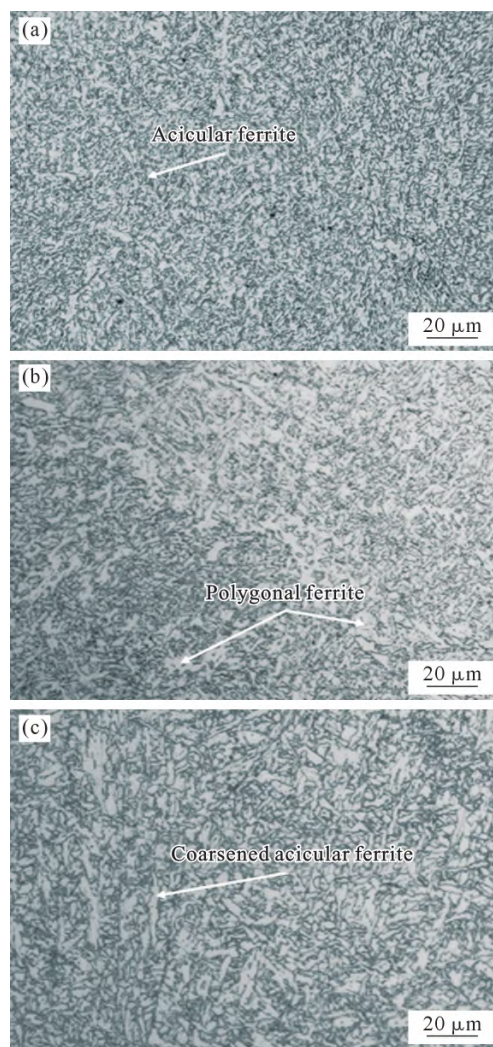


图4 3种编号焊接接头熔敷金属区的微观组织:(a) 1#; (b) 2#; (c) 3#

Fig.4 Microstructures of the deposited metals in the welds:
(a) 1#; (b) 2#; (c) 3#

如图5所示。总体而言,3种编号焊接接头的组织无明显晶体学择优取向,均呈现为较大的柱状晶内部包含大量细小晶粒的结构特征。以大于10°的晶界为标准统计,所得1#~3#焊接接头IPF图中晶粒数量分别为42 564、50 855和45 692个。

图6为图5中3种编号焊接接头IPF图统计所得各晶粒间的晶界取向差分布。对比3种编号焊接接头的晶粒取向差可见,1#焊接接头与2#焊接接头的晶粒取向差分布差异明显,2#焊接接头的高取向差的晶界占比显著高于1#焊接接头,如2#焊接接头中晶界取向差为54.1°时的占比为0.272,而1#焊接接头中晶界取向差为54.1°时的占比仅为0.202。此与金相结果分析所得结论一致,即由于2#焊接接头多边形铁素体含量较1#焊接接头多,使微观组织中的晶界取向差增大。在承受冲击载荷时,裂纹易从缺陷浓度较高的高角度晶界处萌生,故2#焊

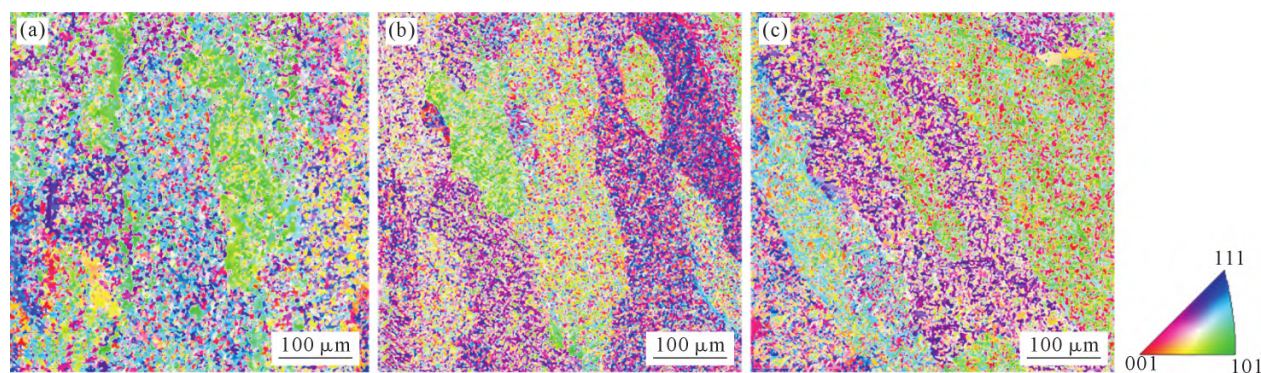


图5 3种编号焊接接头的IPF图:(a) 1#; (b) 2#; (c) 3#

Fig.5 IPF map of three welds: (a) 1 #; (b) 2#; (c) 3#

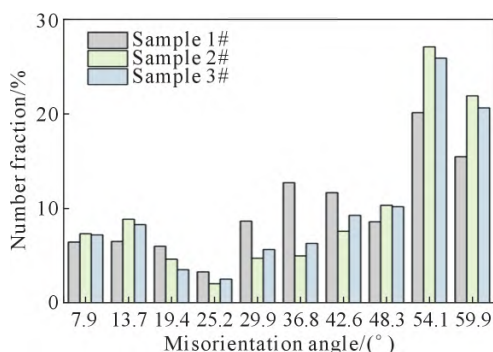


图6 晶界取向差分布:(a) 1#; (b) 2#; (c) 3#

Fig.6 Distribution of grain boundary disorientation: (a) 1#; (b) 2#; (c) 3#

接接头的裂纹萌生功低于1#焊接接头。2#焊接接头与3#焊接接头的晶粒取向差分布差异不明显,故二者的裂纹萌生功相近。

图7为2#与3#焊接接头IPF图统计所得晶粒尺寸分布结果。由图可知,2#焊接接头的小尺寸晶粒占比明显高于3#焊接接头,2#焊接接头中尺寸小于3 μm的晶粒占比为0.56,而3#焊接接头中尺寸小于3 μm的晶粒占比仅为0.453。由图7计算所得,2#焊接接头的平均晶粒尺寸为2.60 μm,3#焊接接头的平均晶粒尺寸为2.91 μm。此结果与金相结果分析中3#焊接接头的针状铁素体组织较2#焊接接头明显长大的结论一致。在承受冲击载荷时,

因较大的针状铁素体组织促使裂纹分散偏转能力弱,故3#焊接接头的裂纹扩展功低于2#焊接接头。

3 结论

(1)在600~700 A的焊接电流范围内,随焊接电流增大,焊接接头的冲击韧性下降,焊接电流为670 A时相较焊接电流600 A时,焊接接头在-40℃下的冲击吸收能下降幅度40.9%。

(2)焊接电流增大通过增加焊接时的热输入影响焊接接头的微观组织。当焊接电流较小时,较小的热输入使焊接接头熔敷金属区的针状铁素体组织细小且交错分布,当焊接电流增大时,热输入增加使焊接接头熔敷金属的微观组织明显长大,形成岛状分布的多边形铁素体和明显长大的针状铁素体组织。

(3)焊接电流较低时,熔敷金属区细小且交错分布的针状铁素体组织形成“网篮结构”,增加裂纹萌生和扩展的阻力,使焊接接头的冲击韧性提高。随焊接电流增大,形成的多边形铁素体使晶粒间晶界的取向差增大,冲击载荷作用下更易于萌生晶间裂纹,降低了焊接接头的裂纹萌生功。形成的明显长大的针状铁素体则由于其促使裂纹分散偏转的能力较弱,降低了焊接接头的裂纹扩展功。

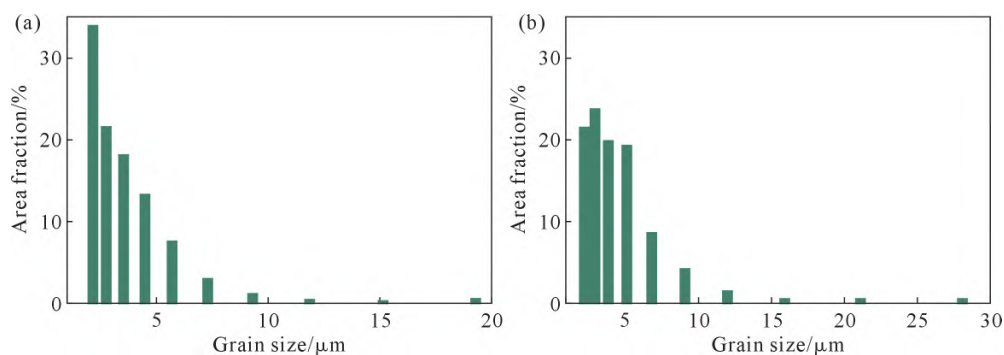


图7 晶粒尺寸分布:(a) 2#; (b) 3#

Fig.7 Grain size distributions: (a) 2#; (b) 3#

参考文献:

- [1] 黄会强,车平,裴雪峰,张剑峰,黄河珍,高正稳. 我国桥梁钢结构焊接技术发展现状 & 展望[J]. 焊接技术, 2019, 48(S2): 60-63.
HUANG H Q, CHE P, PEI X F, ZHANG J F, HUANG H Z, GAO Z W. Current development status and prospect of bridge steel structure welding technology in China[J]. Welding Technology, 2019, 48(S2): 60-63.
- [2] CHUNG W C, CHEN D, WU M T. Development of high-performance bridge steel plates in CSC[J]. Iron & Steel Review, 2023, (9): 38-41
- [3] 高彩茹,刘宝喜,潘欢,高秀华. 高韧性 420 MPa 级桥梁钢开发及强化机制分析[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2018, 39(8): 1123-1126.
GAO C R, LIU B X, PAN H, GAO X H. Development and strengthening mechanism of 420 MPa grade bridge steel with high toughness[J]. Journal of Northeastern University (Natural Science), 2018, 39(8): 1123-1126.
- [4] CHEN H, GRONDIN G Y, DRIVER R G. Characterization of fatigue properties of ASTM A709 high performance steel[J]. Journal of Constructional Steel Research, 2007, 63(6): 838-848.
- [5] WANG C S, DUAN L, HU J Y. Fatigue crack growth rates of HPS 485 W in China[J]. Key Engineering Materials, 2010, 452-453: 157-160.
- [6] FELKEL J P, RIZOS D C, ZIEHL P H. Structural performance and design evaluation of HPS 70 W bridge girders[J]. Journal of Constructional Steel Research, 2007, 63(7): 909-921.
- [7] DUN C, CYNTHIA J. The 2005 specification for structural steel buildings: A Specification for the 21st Century[J]. Practice Periodical on Structural Design & Construction, 2007, 12(3): 137-139.
- [8] 徐向军,贝玉成,范军旗,刘振刚,胡广瑞. 桥梁钢结构焊接装备应用现状与发展[J]. 金属加工(热加工), 2019(1): 14-17.
XU X J, BEI Y C, FAN J Q, LIU Z G, HU G R. Application status and development of welding equipment for bridge steel structures[J]. MW Metal Forming, 2019(1): 14-17.
- [9] ZHAO E, YIN H, LIU J, ZHANG X. Experimental and comparative investigation on fatigue performance of three typical welded joints of Q370qNH bridge weathering steel[J]. Case Studies in Construction Materials, 2023, 19: e02630.
- [10] 黄鑫,杜伟,吴江波. 高性能桥梁钢 Q690qE 焊接性试验研究[J]. 焊接技术, 2020, 49(5): 33-35.
HUANG X, DU W, WU J B. Experimental study on weldability of high-performance bridge steel Q690qE[J]. Welding Technology, 2020, 49(5): 33-35.
- [11] 易伦雄,袁毅,彭最. 690MPa 级高性能桥梁钢工程应用[J]. 桥梁建设, 2021, 51(5): 14-19.
YI L X, YUAN Y, PENG Z. Engineering application of 690 MPa high-performance bridge steel[J]. Bridge Construction, 2021, 51(5): 14-19.
- [12] SHI W, SHAFEI B, PHARES B. Structural capacity and fatigue performance of ASTM A709 Grade 50CR steel[J]. Construction and Building Materials, 2021, 270: 121379.
- [13] HADRY D, PIWNIK J, MAJEWSKI W. Plastic properties of welds after micro-jet cooling with different cooling gases[J]. Advanced Materials Research, 2014, 1036: 446-451.
- [14] LENWARI A. Compliance ratio method for calculating energy release rates in structural steels [C]. Structures Congress 2009, 2169-2178.
- [15] 郝玉朋. 焊接电流作用下高性能桥梁钢接头性能的演化[J]. 高速铁路新材料, 2023, 2(4): 25-29.
HAO Y P. Evolution of performance of high performance bridge steel joints on welding current[J]. Advanced Materials of High Speed Railway, 2023, 2(4): 25-29.
- [16] NISHIMURA K, MATSUI K, TSUMURA N. High performance steel plates for bridge construction: High strength steel plates with excellent weldability realizing advanced design for rationalized fabrication of bridges[R]. JFE Technical Report, 2005(5): 30-36.
- [17] 郝玉朋,李力,高振坤,丁韦,胡玉堂,宋栋梁. 焊接热输入对高性能桥梁钢接头组织和性能的影响[J]. 高速铁路新材料, 2022, 1(6): 16-21.
HAO Y P, LI L, GAO Z K, DING W, HU Y T, SONG D L. Effect of welding heat input on microstructure and properties of welded joints of high-performance bridge steel[J]. Advanced Materials of High Speed Railway, 2022, 1(6): 16-21.
- [18] CRUZ-CHÁVEZ M A, SERGIO A. BARQUERA S, CHÁ J J, ROMERO R J, MARTÍN H. C ROSALES, B C ILLANES. Optimization-heuristic of mechanical properties of acicular ferrite steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 721(4): 65-73.
- [19] 卓晓. 420 MPa 级高韧耐候焊条熔敷金属组织和性能研究[D]. 石家庄: 河北科技大学, 2019.
ZHUO X. Research on microstructure and properties of deposited metals for 420 MPa grade weathering bridge steel[D]. Shijiazhuang: Hebei University of Science and Technology, 2019.
- [20] 荀雨,严伟,史显波,张传国,单以银,杨柯,任毅. 多边形铁素体/针状铁素体双相管线钢的应变硬化行为[J]. 材料研究学报, 2022, 36(8): 561-570.
XUN Y, YAN W, SHI X B, ZHANG C G, SHAN Y Y, YANG K, REN Y. Strain hardening behavior of polygonal ferrite and acicular ferrite dual-phase pipeline steel[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2022, 36(8): 561-570.
- [21] COSTIN W L, LAVIGNE O, KOTOUSOV A. A study on the relationship between microstructure and mechanical properties of acicular ferrite and upper bainite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 663: 193-203.
- [22] LEE T K, KIM H J, KANG B Y, HWANG S K. Effect of inclusion size on the nucleation of acicular ferrite in welds[J]. ISIJ International, 2000, 40(12): 1260-1268.

(责任编辑:李亚敏)