

焊后冷却速度对 X80 管线钢组织与性能的影响

付立武¹, 燕冰川¹, 张舒展², 刘庚², 刘世博², 史显波², 严伟²

(1. 国家管网集团储运技术发展有限公司, 天津 300457;

2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要:采用 Gleeble-3800 热模拟试验机对 X80 管线钢进行焊接模拟, 研究不同焊后冷却速度(对应 $t_{8/5}$ 为 10、30、60、150 s)下的组织和性能变化。结果表明:当焊后冷速较快, $t_{8/5}$ 为 10~30 s 时, X80 管线钢焊接热影响区的组织主要为细密的板条贝氏体和沿板条界分布的纳米级碳化物;当冷速较慢, $t_{8/5}$ 为 60 s 时, 组织转变为板条状铁素体和相邻板条间细小的岛状 M/A 组元;当冷速继续降低, $t_{8/5}$ 为 150 s 时, 组织由多边形铁素体和大尺寸、形状不规则的 M/A 组元形成。EBSD 结果表明, 当焊后冷速慢, $t_{8/5}$ 为 150 s 时, 大角度晶界占比较低;当焊后冷速快, $t_{8/5}$ 为 10 s 时, 基体局部应变和位错密度略有提高。此外, 当焊后冷速慢, $t_{8/5}$ 为 150 s 时, 因粗大 M/A 组元形成, 冲击性能大幅降低。焊后冷速控制 $t_{8/5}$ 在 60 s 以内时, X80 管线钢焊接热影响区可获得优异的强韧性。

关键词:管线钢; 焊接热模拟; 显微组织; M/A 岛; 力学性能

中图分类号: TG142.31 文献标志码: A 文章编号: 0254-6051(2025)07-0081-08

DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2025.07.012

Effect of post-welding cooling rate on microstructure and properties of X80 pipeline steel

Fu Liwu¹, Yan Bingchuan¹, Zhang Shuzhan², Liu Geng², Liu Shibo², Shi Xianbo², Yan Wei²

(1. Pipe China Pipeline Technology Development Co., Ltd., Tianjin 300457, China;

2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang Liaoning 110016, China)

Abstract: Welding simulation experiments were conducted on X80 pipeline steel by using Gleeble-3800 thermal simulator to investigate microstructure and properties evolution under different post-weld cooling rates (corresponding $t_{8/5}$ of 10, 30, 60, 150 s). The results indicate that at faster cooling rates with $t_{8/5}$ of 10-30 s, the heat affected zone (HAZ) microstructure consists of fine lath bainite with nano-sized carbides distributed along lath boundaries. When the cooling rate decreases to corresponding $t_{8/5}$ of 60 s, the microstructure transforms to lath ferrite with fine island-shaped M/A constituents between adjacent laths. Further decreasing the cooling rate to corresponding $t_{8/5}$ of 150 s results in the formation of polygonal ferrite and large irregularly-shaped M/A constituents. The EBSD analysis reveals that slower cooling ($t_{8/5} = 150$ s) leads to a lower proportion of high-angle grain boundaries, while faster cooling ($t_{8/5} = 10$ s) induces slight increasing in local strain and dislocation density within the matrix. Furthermore, the impact property significantly deteriorates at $t_{8/5} = 150$ s due to the formation of coarse M/A constituents. Optimal strength-toughness balance in HAZ of the X80 pipeline steel can be achieved when the post-weld cooling rate is controlled as $t_{8/5}$ within 60 s.

Keywords: pipeline steel; welding thermal simulation; microstructure; M/A island; mechanical properties

国内外大量油气管道安全事故分析表明, 环焊缝失效是油气管道失效的主要形式之一^[1-5]。除了外部载荷、焊接缺陷以及应力集中影响外, 引起环焊缝失效的重要原因是热影响区软化导致的低强韧匹配问题^[6-7]。因此, 提高焊接热影响区的强韧性是解决环焊缝失效的有效措施。热影响区的组织特征直接决定

着强韧性水平, 在焊接过程中, 焊接热影响区的粗晶区由于加热温度高, 晶粒易急剧长大, 从而降低强韧性。Ti 微合金化有效解决了管线钢焊接热影响区晶粒粗化问题。合理控制钢中的 Ti 和 N 含量, 所形成的纳米尺寸 TiN 在高温下具有极低的固溶度, 具备较强的抵抗晶粒粗化的能力, 从而形成较细的热影响区组织, 有

收稿日期: 2025-02-17

修订日期: 2025-05-22

基金项目: 国家管网集团揭榜挂帅课题-高钢级管道环焊缝失效机理研究(WZXGL202105); 辽宁省自然科学基金(2023-MS-019)

作者简介: 付立武(1975—), 男, 高级工程师, 硕士, 主要研究方向为管道维护抢修与完整性管理, E-mail: fulw@pipechina.com.cn。通信作者: 史显波, 研究员, 博士, E-mail: xbshi@imr.ac.cn

引文格式: 付立武, 燕冰川, 张舒展, 等. 焊后冷却速度对 X80 管线钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2025, 50(7): 81-88.

Fu Liwu, Yan Bingchuan, Zhang Shuzhan, et al. Effect of post-welding cooling rate on microstructure and properties of X80 pipeline steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2025, 50(7): 81-88.

利于强韧性的提高^[8-9]。

除了管线钢及焊材合金成分影响外,焊后的冷却速度与组织特征也息息相关。焊后冷却过程中,若冷速较快,可能会导致焊接组织应力集中;若冷速过慢,可能形成尺寸较大的 M/A 岛,造成韧性下降。研究表明,在 X80 管线钢或更高钢级中,组织中 M/A 岛的体积分数以及其长宽比会随着钢板轧后冷却速度的降低而增加,这使得管线钢的低温韧性大幅下降^[10]。阮红志等^[11]研究了冷却开始温度及冷却速度对高钢级 X100 管线钢热模拟试样中 M/A 岛的体积分数和尺寸的影响。结果表明,降低冷却开始温度和提高冷却速度都可以细化组织,导致 M/A 岛的体积分数降低。贾书君等^[12]的研究结果亦表明,在高钢级管线钢生产中,适当增加冷却速度是有效控制显微组织中 M/A 组元的形态分布,确保优异韧性的关键。由此可见,高钢级管线钢钢板轧后冷却速度会影响组织中 M/A 岛的形成,而焊接后的钢板在不恰当的冷速下也为 M/A 岛

的形成创造了可能。因此,控制焊接后的冷却速度无疑也会对焊接热影响区的强韧性产生重要影响。基于此,本研究以商用 X80 管线钢为研究对象,采用 Gleeble-3800 热模拟试验机开展不同焊接冷却速度下焊接热影响区组织和力学性能演变规律的研究,阐明焊后不同冷却速度下组织的形成机制;建立冷却速度-组织演变-强韧性能的关联性,为高强度管线钢焊接热影响区的组织调控和强韧性优化提供理论依据。

1 试验材料与方法

试验材料为商用 X80 管线钢钢板,其化学成分如表 1 所示。经计算,母材的碳当量 ($C_E = w(C) + w(Mn)/6 + w(Cr + Mo + V)/5 + w(Cu + Ni)/15$) 和冷裂纹敏感系数 ($P_{cm} = w(C) + w(Si)/30 + w(Mn + Cu + Cr)/20 + w(Ni)/60 + w(Mo)/15 + w(V)/10 + 5w(B)$) 分别为 0.44 和 0.18。

表 1 X80 管线钢的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of the X80 pipeline steel (mass fraction, %)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Mo	Cu	Nb	P	S	V	N	Fe
0.057	0.17	1.71	0.25	0.22	0.014	0.11	0.14	0.054	0.009	0.001	<0.03	0.0033	余量

利用线切割沿板宽方向切取焊接热模拟试样,尺寸为 71 mm × 11 mm × 11 mm,每组热模拟工艺取 4 个平行试样,分别用于微观组织演变研究及强韧性分析。焊接热模拟试验在 Gleeble-3800 热模拟试验机上进行,工艺路线如图 1 所示,以 130 °C/s 的速度加热到峰值温度 1350 °C,停留 1 s 后,经过 15 s 的时间冷却至 800 °C,随后分别以 30、10、5、2 °C/s 的速度冷却至 500 °C,相应的冷却时间($t_{8/5}$)分别为 10、30、60 和 150 s,最后将试样空冷至室温。

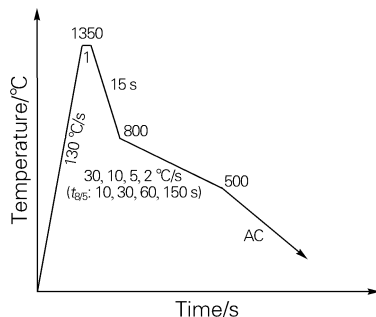


图 1 焊接热模拟工艺示意图

Fig. 1 Schematic diagram of welding thermal simulation process

利用线切割分别切取不同冷速下的热影响区试样,采用碳化硅砂纸进行研磨,随后对试样进行机械抛

光。抛光后的试样使用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀,并在 Zeiss-LSM700 型光学显微镜下观察微观组织。利用 Zeiss-MERLIN Compact 型场发射扫描电镜 (SEM) 观察高倍组织形貌。为了区分不同冷却速度下焊接热模拟试样中组织的局部应变分布、有效晶粒尺寸及大小角度晶界的变化,将机械抛光后的试样浸入 10% 高氯酸酒精溶液中进行电解抛光,以进一步去除研磨带来的应力层^[13]。随后利用扫描电镜附带的电子背散射衍射 (EBSD) 探头进行扫描,步长为 0.15 μm,倾斜角度为 70°。EBSD 原始数据利用商业化 HKL Channel 5 软件进行分析,其中晶粒取向差在 2° ~ 15° 定义为小角度晶界,在 15° 以上定义为大角度晶界。

为了研究焊后冷却速度对试样中位错密度的影响,将电解抛光后的试样在 Rigaku D/Max 2500 PC 型衍射仪下进行 X 射线衍射 (XRD) 分析,采用 Cu 靶 K α 射线(波长为 0.154 05 nm),扫描角度 (2θ) 范围为 40° ~ 120°,扫描速度为 1°/min,步长为 0.01°,工作电压和电流分别为 40 kV 和 300 mA。计算位错密度时,假定衍射峰的宽化是由晶粒尺寸、应变和仪器峰宽造成,其中仪器峰宽可由退火 Si 粉采用与待测样品一致的测试参数测定,晶粒尺寸和应变所引起的衍射峰宽化可由傅里叶变换去卷积的方法分离,从而可以单独

评估应变带来的衍射峰宽化效应^[14]。

将不同冷速下获得的试样制备成拉伸和冲击试样,拉伸试样规格为 $\phi 5 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$,确保热影响区域在试样的标距段中间。冲击试样尺寸为 $55 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$,确保 V 型缺口开在热影响区域的中间位置。拉伸试验根据 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第1部分:室温试验方法》在 INSTRON 5582 万能试验机上进行;冲击试验根据 GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》在 ISP452H 型自动摆锤式冲击试验机上进行,试验温度为 $-20 \text{ }^\circ\text{C}$ 。冲击断裂后的试样在扫描电镜下观察断口形貌。

2 试验结果与分析

2.1 焊后冷速对组织演变的影响

图2为不同焊后冷却速度下试验钢焊接热影响区的组织形貌。可以发现,4种不同冷却时间 $t_{8/5}$ 获得的试样微观组织存在明显的不同。当冷却时间 $t_{8/5}$ 为 $10 \sim 30 \text{ s}$ 时,由于冷却速度较大,组织形态为从奥氏体晶界向晶内平行生长的细密板条,原奥氏体晶界清晰可见。已有研究表明,这种细密板条主要以下贝氏体板条为主,同时含有少量的马氏体板条和板条界间的残留奥氏体^[15-17]。仔细观察可以发现,除了细密板条外,板条界间还可以发现细小的碳化物,且这些碳化物恰是沿着板条方向分布。而且冷速越快,板条愈加细

密,碳化物更细小(见图2(a,b))。随着冷速的降低,当冷却时间 $t_{8/5}$ 为 60 s 时,原奥氏体晶界消失,其主要组织为针状铁素体。这种组织由板条状铁素体基体和相邻板条间的岛状 M/A 组元组成(见图2(c))。而且,这种板条铁素体不像贝氏体板条那样细密,可以看到大块的针状铁素体内包含着若干板条铁素体,铁素体间分布着尺寸较小的 M/A 组元,且大块针状铁素体呈随机交叉分布^[18]。进一步降低冷却速度,即 $t_{8/5}$ 为 150 s 时,与 $t_{8/5}$ 为 60 s 试样组织显著不同的是 M/A 组元尺寸明显变大,约为 $10 \text{ }\mu\text{m}$ 。此时,针状铁素体减少,多边形铁素体出现。整体组织主要以多边形铁素体为基体,在铁素体界间分布着大尺寸、形状不规则的 M/A 组元。

图3为不同焊后冷却速度下试验钢焊接热影响区的晶体取向图,间接表明了其相变方式的演化规律,及对晶内微观组织结构的影响。由图3(a)可见,当冷速较快时,板条群的单元宽度较大,在单个板条群内部取向几乎一致,(001)、(101)和(111)取向的板条群数量大致相当,此时板条束单元不明显,表明在 $t_{8/5}$ 为 10 s 的条件下,组织中的贝氏体相变以切变的形式进行,这将会带来较大的微观应力和较少的取向变化。当冷速降低时,如图3(b)所示,单个板条群宽度变化不大,但板条群内部取向发生变化,并且偏离(001)、(101)和(111)取向,呈现一定的随机性,相应地,板条束数量

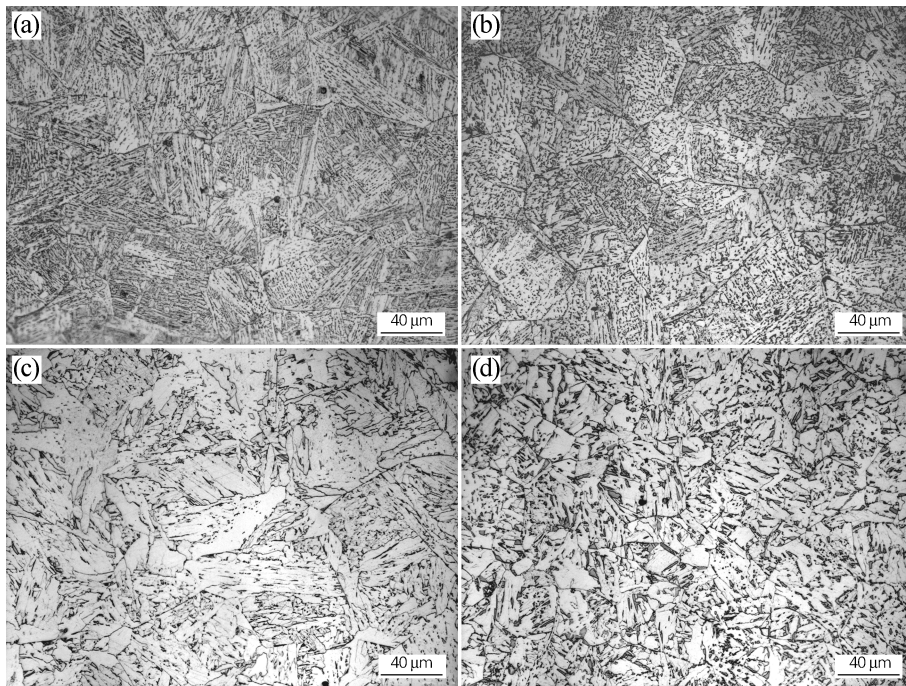


图2 不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的微观组织形貌

Fig. 2 Microstructure morphologies of HAZ of the X80 pipeline steel under different post-welding cooling rates

(a) $30 \text{ }^\circ\text{C/s}, t_{8/5} = 10 \text{ s}$; (b) $10 \text{ }^\circ\text{C/s}, t_{8/5} = 30 \text{ s}$; (c) $5 \text{ }^\circ\text{C/s}, t_{8/5} = 60 \text{ s}$; (d) $2 \text{ }^\circ\text{C/s}, t_{8/5} = 150 \text{ s}$

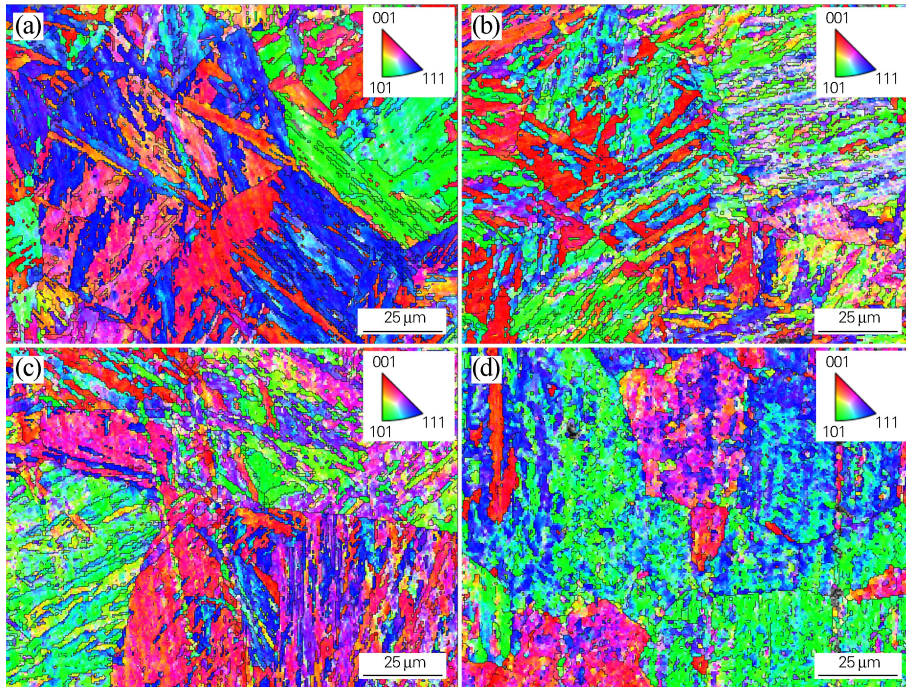


图3 不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的晶体取向图

Fig. 3 Crystal orientation distribution maps of HAZ of the X80 pipeline steel under different post-welding cooling rates
(a) 30 °C/s, $t_{8/5} = 10$ s; (b) 10 °C/s, $t_{8/5} = 30$ s; (c) 5 °C/s, $t_{8/5} = 60$ s; (d) 2 °C/s, $t_{8/5} = 150$ s

增加,呈短条状在板条群内部分布,表明在 $t_{8/5}$ 为 30 s 的条件下,相变形式开始由切变向扩散型复合转变。进一步降低冷却速度(见图 3(c)),板条群及板条束延续了图 3(b)中的变化,板条群内部的取向变得更加复杂,但整体而言,仍能看到部分切变的迹象,这与图 2(c)中针状铁素体的形成相对应,针状铁素体的形成即是扩散+切变的混合模式^[19]。当 $t_{8/5}$ 为 150 s 时,如图 3(d)所示,此时的板条群基本消失,取向分布变为较大尺寸的等轴状,在同一晶粒内部存在取向的波动,与图 2(d)有很好的对应。

图 4 为不同焊后冷却速度下试验钢焊接热影响区的大小角度晶界分布图。除了原始奥氏体晶界外,板条群界也被视为大角度晶界($>15^\circ$,蓝色线)。与图 3 中的规律相同,随着冷却速度的降低,板条群界宽度和数量逐渐减小,最终转变为不均匀分布的团聚状大角度晶界(见图 4(d))。大角度晶界密度也随冷却速度降低而降低,表现为蓝色线密度的降低。对于小角度晶界($2^\circ \sim 15^\circ$,红色线)而言,其密度则随冷速的降低而提高,在高冷速下,存在少量无晶界覆盖区(见白色区域),这与板条群内部板条束单元较少有关。由图 4 还可见,随着冷却速度的降低,大角度晶界的占比呈先略有增高后降低的趋势,其中 $t_{8/5}$ 为 30 s 时,大角度晶界占比最高,为 30.2%, $t_{8/5}$ 为 150 s 时,大角度晶界占比降低幅度较大,为 20.4%。研究表明,裂纹在扩展

过程中遇到大角度晶界会发生偏折,可以提高裂纹扩展的形核功^[20]。由此可见,单从大角度晶界占比结果来看, $t_{8/5}$ 为 150 s 的试样冲击性能偏低。

采用 Kernel 平均取向差 KAM (Kernel average misorientation) 方法计算了晶粒内的局部取向差(见图 5),该结果反映了晶粒内的应变分布规律。KAM 数值越大(红、黄色占比越大),局部应变越大,位错密度越高^[21]。整体而言,冷却时间 $t_{8/5}$ 为 10 s 时,组织高应变区域更多,表明快的冷却速度对基体内部的位错密度影响较大。 $t_{8/5}$ 为 30、60 和 150 s 时的 KAM 分布差别不大。统计结果表明,4 种冷却速度下,试样具有相同的 KAM 分布规律,均在 2.5° 附近达到峰值(见图 6)。整体而言, $t_{8/5}$ 为 10 s 时,相关频率较 $t_{8/5}$ 为 30、60 和 150 s 时的更为显著。因此,高冷速可以显著增加基体内部的位错密度。

图 7 为不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的 XRD 图谱,并利用 CMWP 程序对位错密度进行半定量统计。图 7 中插图为 BCC-Fe(211) 面的衍射峰,可以看出,随着冷却速度的降低,峰的半高宽减小,表明位错密度随冷却速度的降低而降低。计算结果表明,当冷却时间 $t_{8/5}$ 为 10 s 时,组织中的位错密度为 $6.11 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$, $t_{8/5}$ 为 30 s 时,位错密度降低为 $4.23 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$,随后位错密度随冷却速度的降低而缓慢降

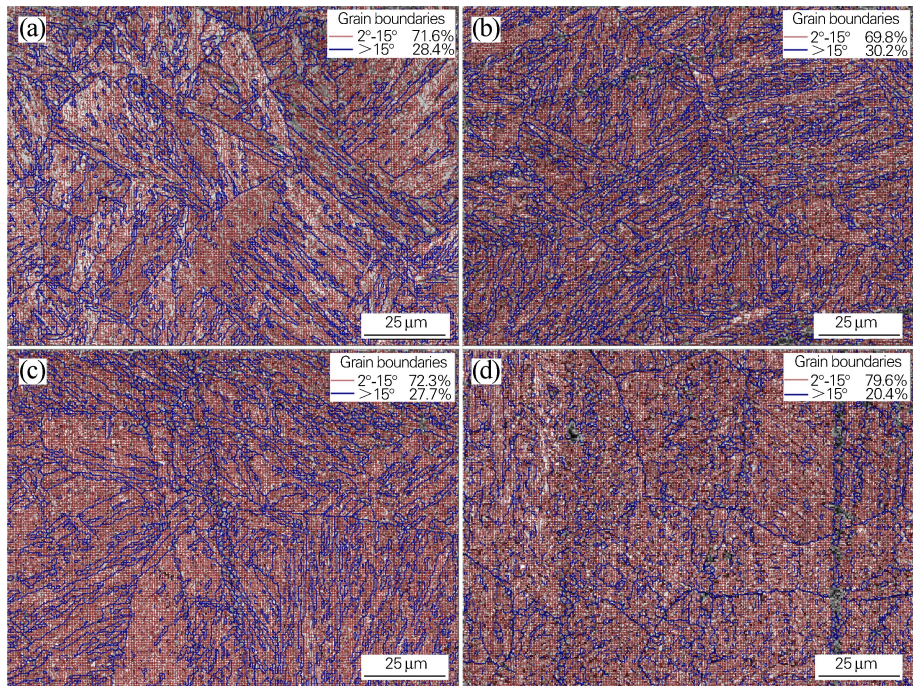


图 4 不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的晶界分布图

Fig. 4 Grain boundary distribution maps of HAZ of the X80 pipeline steel under different post-welding cooling rates (a) 30 °C/s, $t_{8/5} = 10$ s; (b) 10 °C/s, $t_{8/5} = 30$ s; (c) 5 °C/s, $t_{8/5} = 60$ s; (d) 2 °C/s, $t_{8/5} = 150$ s

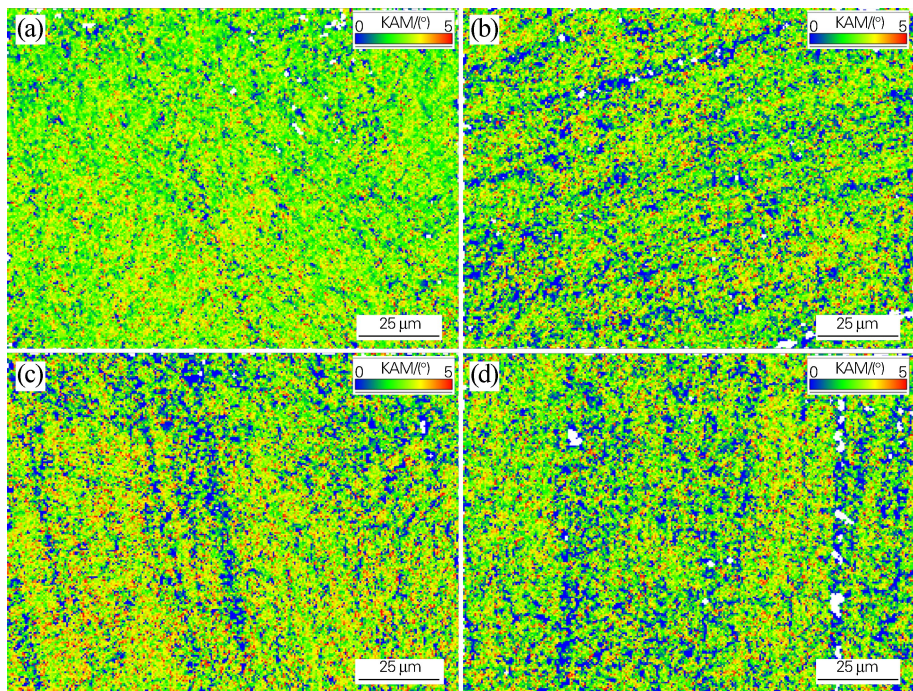


图 5 不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的 KAM 分布图

Fig. 5 KAM distribution maps of HAZ of the X80 pipeline steel under different post-welding cooling rates (a) 30 °C/s, $t_{8/5} = 10$ s; (b) 10 °C/s, $t_{8/5} = 30$ s; (c) 5 °C/s, $t_{8/5} = 60$ s; (d) 2 °C/s, $t_{8/5} = 150$ s

低,最终降低至 $2.92 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ 。采用 XRD 计算的位错密度与 EBSD 测试所得局部应变数据规律一致,即当 $t_{8/5}$ 为 10 s 时,试样组织内部有最大的局部应力和位错密度, $t_{8/5}$ 为 30 s 时,局部应力和位错密度降低幅

度较大,随后缓慢降低。

2.2 焊后冷速对性能的影响

表 2 为不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的力学性能。试验钢在 4 种冷却参数下的抗拉强度

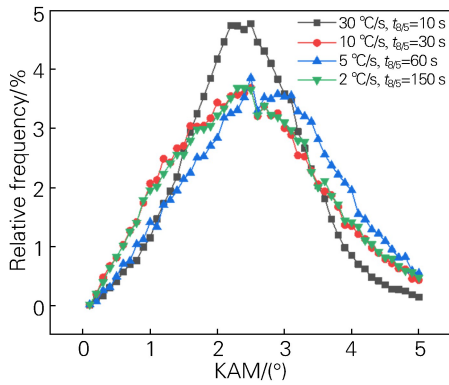


图 6 不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的 KAM 分布频率

Fig. 6 KAM distribution frequency of HAZ of the X80 pipeline steel under different post-welding cooling rates

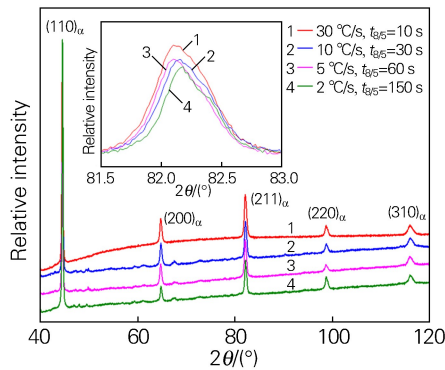


图 7 不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的 XRD 图谱

Fig. 7 XRD patterns of HAZ of the X80 pipeline steel under different post-welding cooling rates

表 2 不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的力学性能
Table 2 Mechanical properties of HAZ of the X80 pipeline steel under different post-welding cooling rates

冷却时 间 $t_{8/5}/s$	屈服强 度/MPa	抗拉强 度/MPa	A/%	Z/%	-20 °C 冲击 吸收能量/J	室温冲击 吸收能量/J
10	512	668	23.0	79.0	301,410	—
30	551	682	18.5	79.0	304,322	—
60	544	677	17.0	81.0	302,415	—
150	513	667	20.0	79.0	11,12	26,26

基本一致,在 667 ~ 682 MPa 范围内;屈服强度有小幅差距,以 $t_{8/5}$ 为 30 s 和 60 s 时较高,约为 550 MPa,而最高和最低冷速($t_{8/5}$ 为 10 s 和 150 s)的屈服强度相近,约为 510 MPa。相应地,中间冷速($t_{8/5}$ 为 30 s 和 60 s)的试验钢断后伸长率较低,分别为 18.5% 和 17.0%。然而,不同冷速下试验钢的冲击性能则显示出较大的区别,其中 $t_{8/5}$ 为 10、30 和 60 s 的试验钢均具有较高的

-20 °C 冲击吸收能量,达到 300 J 以上。而 $t_{8/5}$ 为 150 s 时,-20 °C 冲击吸收能量发生骤降,平均值仅为 11.5 J。对于微合金钢而言,当在韧脆转变温度附近试验时,可能造成冲击性能的大幅下降。为了排除这一原因,对 $t_{8/5}$ 为 150 s 的试样进行了室温冲击试验(见表 2),冲击吸收能量仍然仅有 26 J。可见,韧脆转变温度并不是导致该组织状态下冲击性能骤降的原因。

为了分析产生如此显著差异的原因,对不同冷速试样的冲击断口形貌进行观察。图 8 为 $t_{8/5}$ 为 10 s 和 150 s 时试验钢的 -20 °C 冲击断口形貌。可见,当 $t_{8/5}$ 为 10 s 的试样断口处产生严重的塑性变形,且图 8(a) 中的插图显示冲击后的试样并未断裂,表现出优异的冲击性能。而 $t_{8/5}$ 为 150 s 的试样冲击断口宏观形貌平齐,冲击试样已完全分开为两部分(见图 8(b)),微观断面呈“冰糖”结晶状,为典型的脆性解理断裂(见图 8(c))。进一步观察发现,河流花样由一个晶粒扩展到相邻晶粒,在相邻晶粒内部沿着基本一致的方向进行扩展,形成一个大的解理平台,因此整个断口由大量的解理平台组成(见图 8(d,e))。

由上述组织分析可知,不同焊后冷速下,试验钢焊接热影响区组织中除了大角度晶界占比和局部取向差(位错密度)略有区别外,更大的区别在于 $t_{8/5}$ 为 150 s 的试样组织中存在数量较多且尺寸较大的 M/A 组元。一般认为,管线钢中 M/A 组元是硬脆相,对冲击性能不利^[22-24]。本研究中, $t_{8/5}$ 为 150 s 的试样组织中相邻晶粒的取向和 M/A 组元的分布方向基本一致(见图 2(d)),当冲击作用在缺口处发生开裂时,裂纹很容易沿着硬脆相 M/A 组元扩展,扩展的裂纹到达下一个晶粒后同样会沿着相同的方向扩展,穿过晶粒边界时,河流纹的方向几乎没有发生变化(见图 8(d,e)),由此可以推断,裂纹受到的阻碍较少,裂纹扩展速度快,因此表现为冲击性能急剧降低。

图 9 为 $t_{8/5}$ 为 150 s 的冲击试样剖面形貌,可以发现,一次裂纹的分支主要沿着铁素体晶间处存在的形状不规则的 M/A 组元扩展(见图 9(a)),这与断口的横断面形貌具有较好的对应(见图 8(d,e))。此外,在断口剖面图中仔细观察发现,二次裂纹也是在大尺寸的 M/A 组元周围萌生并起裂(见图 9(b))。由此可知,当模拟焊后冷速较慢时($t_{8/5}$ 为 150 s 或更长),会在焊接热影响区的组织中产生数量较多、尺寸较大的 M/A 组元,由此会造成冲击性能骤降,给焊缝的安全可靠性带来风险。

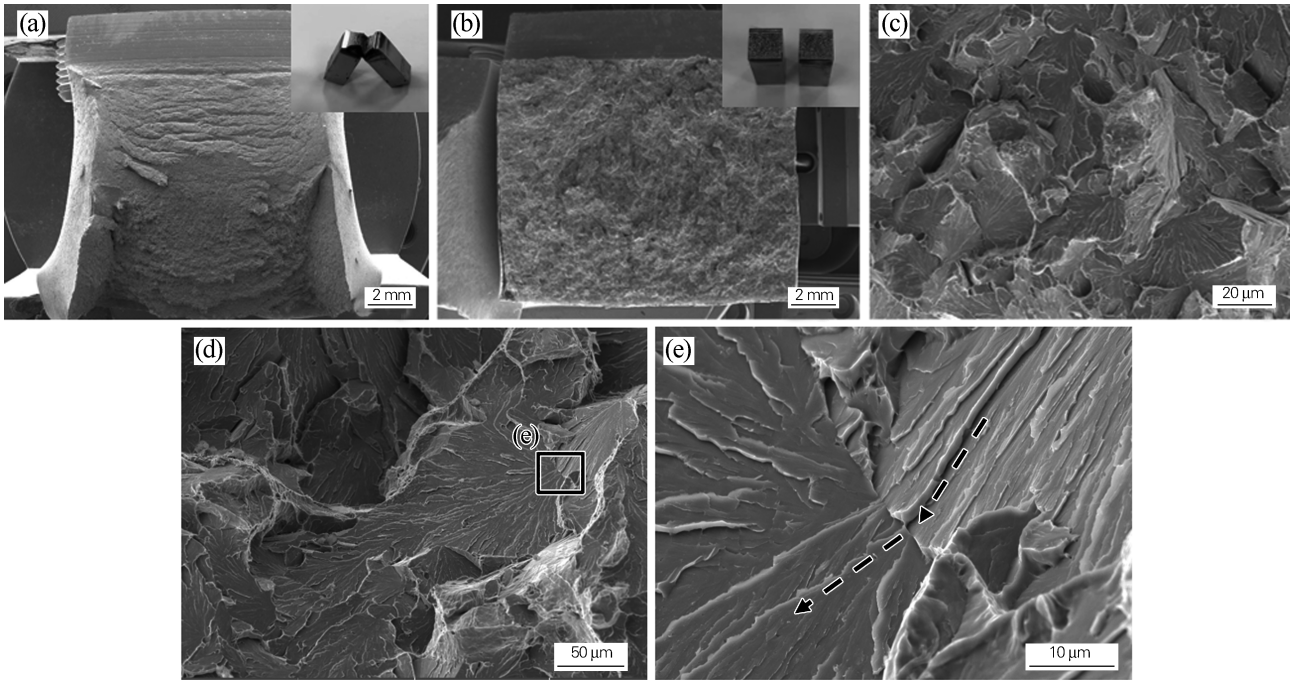


图 8 不同焊后冷速下 X80 管线钢焊接热影响区的冲击断口形貌

Fig. 8 Impact fracture morphologies of HAZ of the X80 pipeline steel under different post-welding cooling rates
(a) 30 °C/s, $t_{8/5} = 10$ s; (b-e) 2 °C/s, $t_{8/5} = 150$ s

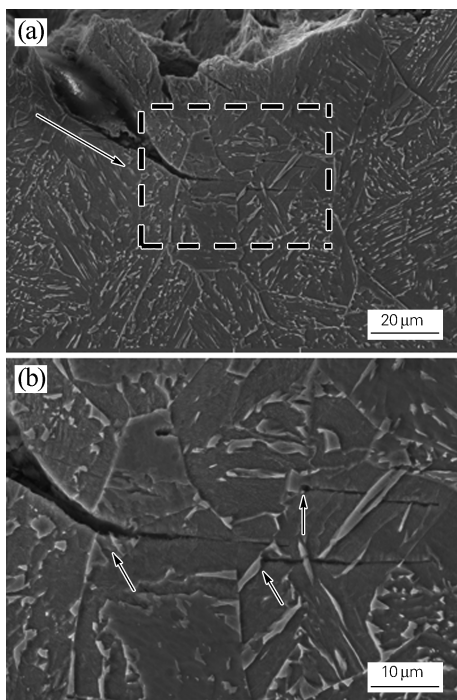


图 9 冷却时间 $t_{8/5}$ 为 150 s 时 X80 管线钢焊接热影响区的冲击断口纵截面形貌

Fig. 9 Impact fracture longitudinal section morphologies of HAZ of the X80 pipeline steel under cooling time $t_{8/5}$ of 150 s

3 结论

1) 焊后冷速对 X80 管线钢组织产生影响。当冷速较大($t_{8/5}$ 为 10 ~ 30 s)时,组织主要由细密的贝氏体

板条和板条间细小的碳化物组成;当冷速降低($t_{8/5}$ 为 60 s)时,组织为板条状铁素体基体和相邻板条间细小的岛状 M/A 组元组成;当冷速继续降低($t_{8/5}$ 为 150 s)时,组织主要以多边形铁素体为基体,在铁素体晶间分布着大尺寸、形状不规则的 M/A 组元。

2) 降低焊后冷速(如 $t_{8/5}$ 为 150 s)会造成基体内 M/A 组元粗化,大角度晶界占比降低;较大焊后冷速(如 $t_{8/5}$ 为 10 s)会使得基体的局部应变和位错密度较高。

3) 较大焊后冷速($t_{8/5}$ 为 10 ~ 60 s)下,X80 管线钢的 -20 °C 冲击吸收能量达到 300 J 以上;低的焊后冷速($t_{8/5}$ 为 150 s)下,组织中粗化的 M/A 组元会显著降低冲击性能。

参考文献:

- [1] 陈小伟, 张对红, 王 旭. 油气管道环焊缝面临的主要问题及应对措施[J]. 油气储运, 2021, 40(9): 1072-1080.
Chen Xiaowei, Zhang Duihong, Wang Xu. Main problems and countermeasures of girth welds of oil and gas pipelines[J]. Oil and Gas Storage and Transportation, 2021, 40(9): 1072-1080.
- [2] 左鹏亮, 赵红岩, 吕 源, 等. 油气输送管道环焊缝失效原因分析及预防[J]. 焊管, 2022, 45(5): 58-64.
Zuo Pengliang, Zhao Hongyan, Lü Yuan, et al. Failure analysis and prevention of girth weld failure on oil and gas pipeline[J]. Welded Pipe and Tube, 2022, 45(5): 58-64.
- [3] 罗金恒, 杨锋平, 王 珂, 等. 油气管道失效频率及失效案例分析[J]. 金属热处理, 2015, 40(S1): 470-474.
Luo Jinheng, Yang Fengping, Wang Ke, et al. Study of failure frequency and failure cases in oil & gas pipeline[J]. Heat Treatment of

- Metals, 2015, 40(S1): 470-474.
- [4] 张 良, 张广利, 杨锋平, 等. 环焊缝开裂原因分析[J]. 金属热处理, 2014, 39(12): 151-156.
Zhang Liang, Zhang Guangli, Yang Fengping, et al. Cracking analysis of girth weld[J]. Heat Treatment of Metals, 2014, 39(12): 151-156.
- [5] 牛 辉, 张 君, 王 磊, 等. 碳当量对油气输送管道环焊缝热影响区韧性的影响规律[J]. 焊管, 2023, 46(12): 14-19.
Niu Hui, Zhang Jun, Wang Lei, et al. Effect of carbon equivalent on toughness of girth weld HAZ in oil and gas transportation pipelines[J]. Welded Pipe and Tube, 2023, 46(12): 14-19.
- [6] 毕宗岳. 低碳微合金钢管焊接接头软化研究[J]. 焊管, 2022, 45(7): 1-6.
Bi Zongyue. Research on softening of welded joint in low carbon microalloyed steel pipe[J]. Welded Pipe and Tube, 2022, 45(7): 1-6.
- [7] 贾 璐, 刘意春, 贾书君, 等. 抗大变形管线钢热影响区软化问题的研究[J]. 材料科学与工艺, 2018, 26(3): 37-44.
Jia Lu, Liu Yichun, Jia Shujun, et al. Softening of heat affected zone of high-strain pipeline steel[J]. Materials Science and Technology, 2018, 26(3): 37-44.
- [8] 陈玉凤, 张俊粉, 薛启河, 等. 氮含量与终轧温度对钛微合金化高强度CGLC700低温冲击韧性的影响[J]. 特殊钢, 2024, 45(3): 40-48.
Chen Yufeng, Zhang Junfen, Xue Qihe, et al. Effect of nitrogen content and final rolling temperature on low-temperature impact toughness of titanium microalloyed high-strength steel CGLC700[J]. Special Steel, 2024, 45(3): 40-48.
- [9] 阿 荣, 潘 川, 赵 琳, 等. Ti 对大线能量焊接焊缝组织和性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2014, 26(6): 47-53.
A Rong, Pan Chuan, Zhao Lin, et al. Effect of titanium on microstructure and mechanical properties in high heat input welds[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2014, 26(6): 47-53.
- [10] 牛延龙, 刘清友, 贾书君, 等. 控冷工艺下组织及 M/A 岛对管线钢韧性的影响[J]. 钢铁, 2020, 55(6): 91-100.
Niu Yanlong, Liu Qingyou, Jia Shujun, et al. Influence of microstructure and M/A island evolution on toughness of pipeline steel under controlled cooling process[J]. Iron and Steel, 2020, 55(6): 91-100.
- [11] 阮红志, 赵爱民, 赵征志, 等. 高钢级 X100 管线钢中的 M-A 岛[J]. 工程科学学报, 2013, 35(4): 474-480.
Ruan Hongzhi, Zhao Aimin, Zhao Zhengzhi, et al. M-A islands in high grade X100 pipeline steel[J]. Chinese Journal of Engineering, 2013, 35(4): 474-480.
- [12] 贾书君, 段琳娜, 刘清友. 高钢级管线钢中 M/A 组元的控制工艺[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(3): 82-88.
Jia Shujun, Duan Linna, Liu Qingyou. Controlling process of M/A constituents in high grade pipeline steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2016, 37(3): 82-88.
- [13] 史显波, 严 伟, 章传国, 等. 扩径率对 X70 级大变形管线钢管变形能力的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(3): 71-76.
Shi Xianbo, Yan Wei, Zhang Chuanguo, et al. Effect of expanding ratio on strain capacity of X70 grade high deformability pipeline steel pipe[J]. Heat Treatment of Metals, 2023, 48(3): 71-76.
- [14] Zeng Tianyi, Zhang Shuzhan, Shi Xianbo, et al. Effect of NbC and VC carbides on microstructure and strength of high-strength low-alloyed steels for oil country tubular goods [J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 824: 141845.
- [15] 高惠临. 管线钢与管线钢管[M]. 北京: 中国石化出版社, 2012.
- [16] 丁 奕, 王力伟, 刘德运, 等. 低合金钢与双相不锈钢异种金属焊接接头组织和性能的研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2022, 42(2): 295-300.
Ding Yi, Wang Liwei, Liu Deyun, et al. Microstructure and properties of dissimilar metal welded joints of low alloy steel and duplex stainless steel [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2022, 42(2): 295-300.
- [17] 张 帅, 任 毅, 王 爽, 等. 控轧控冷工艺对海洋高应变管线钢性能和组织的影响[J]. 钢铁研究学报, 2023, 35(11): 1384-1393.
Zhang Shuai, Ren Yi, Wang Shuang, et al. Effect of thermomechanical control process on properties and microstructure of high strain submarine pipeline steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2023, 35(11): 1384-1393.
- [18] 万响亮, 李光强, 吴开明. 低合金高强度钢针状铁素体组织特征和形成机理[J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(6): 1-12.
Wan Xiangliang, Li Guangqiang, Wu Kaiming. Microstructure characteristics and formation mechanism of acicular ferrite in high-strength low-alloy steels [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2016, 28(6): 1-12.
- [19] 荀 雨, 严 伟, 史显波, 等. 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 Yu, Yan Wei, Shi Xianbo, et al. Strain hardening behavior of polygonal ferrite and acicular ferrite dual-phase pipeline steel [J]. Chinese Journal of Materials Research, 2022, 36(8): 561-570.
- [20] Duan He, Shan Yiyin, Yang Ke, et al. Effect of microstructure and crystallographic orientation characteristics on low temperature toughness and fracture behavior of pipeline steels [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 17: 3172-3185.
- [21] 涂兴洋, 杨昌贵, 史显波, 等. 正火终冷温度对 U26Mn2Si2CrNiMo 贝氏体奥氏体钢力学性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2023, 35(9): 1161-1173.
Tu Xingyang, Yang Changgui, Shi Xianbo, et al. Effect of normalized final cooling temperature on mechanical properties of U26Mn2Si2CrNiMo bainitic austenitic steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2023, 35(9): 1161-1173.
- [22] 乔桂英, 韩 杨, 韩秀林, 等. 高铌高强度管线钢焊接热影响区的组织与性能[J]. 钢铁研究学报, 2014, 26(10): 40-45.
Qiao Guiying, Han Yang, Han Xiulin, et al. Microstructure and mechanical properties of welding heat affected zone of a high-Nb high strength pipeline steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2014, 26(10): 40-45.
- [23] 史显波, 王 威, 严 伟, 等. M/A 组元对高强度管线钢抗 H₂S 性能的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2015, 35(2): 129-136.
Shi Xianbo, Wang Wei, Yan Wei, et al. Effect of martensite/austenite (M/A) constituent on H₂S resistance of high strength pipeline steels [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2015, 35(2): 129-136.
- [24] 肖 娜, 徐晓宁, 王益民, 等. 回火温度对 EH460 级船用中厚钢板组织与强韧性的影响[J]. 金属热处理, 2021, 46(5): 81-86.
Xiao Na, Xu Xiaoning, Wang Yimin, et al. Effect of tempering temperature on microstructure, strength and toughness of EH460 grade medium and heavy ship plate steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46(5): 81-86.