

2. 25Cr-1Mo-0.25V 钢厚板焊缝金属不同位置的微观结构及冲击韧性

徐晓龙¹ 窦贵山² 姚军¹ 杨飞¹ 蒋勇¹ 曹睿²

(1. 四川大西洋焊接材料股份有限公司, 自贡 643000)

(2. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 兰州 730050)

摘要:【目的】2.25Cr-1Mo-0.25V 钢多层、多道焊缝金属出现冲击功低值是石油化工行业重点关注的问题。研究厚板多层、多道焊缝金属在不同区域的微观组织及其对冲击韧性的影响,对于提升焊接结构的安全服役性能具有重要意义。【方法】首先,利用光学显微镜和扫描电子显微镜表征焊缝金属不同位置处的微观结构;然后,通过夏比冲击试验及显微硬度试验检测焊缝金属力学性能的稳定性。【结果】结果表明,不同位置处焊缝金属的微观结构均由铁素体、碳化物、马氏体-奥氏体组元和非金属夹杂物组成,但在中间位置(距上表面 1/2 位置)处冲击功出现低值(31 J),且该位置处的显微硬度低于距上表面 1/4 位置处的显微硬度。冲击韧性下降的主要原因是该区域微观组织的不均匀性,具体表现为晶粒粗大、非金属夹杂物尺寸较大,这些因素共同降低了局部区域的塑性变形能力,降低了变形程度,从而削弱了对裂纹形核与扩展的抵抗作用。解理裂纹易于早期形成并迅速扩展,导致塑性裂纹稳态扩展区的长度较短。因此,粗大晶粒与较大尺寸非金属夹杂物的共同作用使焊缝中间位置局部区域的冲击韧性显著降低。

关键词: 埋弧焊; 冲击韧性; 微观结构; 显微硬度; 多道焊

中图分类号: TG406 **DOI:** 10.16579/j.issn.1001.9669.2026.07.012

0 引言

Cr-Mo-V 钢因其 Cr、Mo 等合金元素固溶强化所带来的优异性能,广泛应用于电力、石油化工等领域的关键零部件制造。随着该材料应用范围的不断扩大,针对其在复杂服役条件下焊接接头的相关研究日益受到重视^[1-3]。为实现 Cr-Mo-V 钢更广泛可靠的应用,获取兼具优良耐热性能与高冲击韧性的焊接接头尤为关键。焊接接头的综合性能主要取决于其显微组织特征,而组织的形成则受材料成分、冷却速率、焊接工艺参数及焊后热处理工艺参数等多重因素影响。焊缝金属的显微组织以针状铁素体、下贝氏体及低碳板条马氏体为主^[4-6],冲击功较高。除了显微组织类型,晶粒尺寸也能够显著影响焊缝金属的冲击韧性^[7-8]。董万龙等^[9]和 146-150 和李胜军等^[10]指出,粗大的铁素体晶粒会降低临界断裂应力,促进解理裂纹早期起

裂;而细晶组织则通过 Hall-Petch 效应提高韧性。此外,焊接热输入对组织均匀性有重要影响,高热输入易导致粗大的块状铁素体和链状碳化物的形成,恶化韧性;而低热输入有利于针状铁素体等细小组织的生成^[11]。

另外,Cr-Mo-V 钢中添加了许多合金元素,使其淬硬性提高,冷裂纹敏感性也会相应地提高^[12]。范阳阳等^[13]研究了碳含量对 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢焊缝金属性能的影响,发现降低碳含量可减小碳化物聚集程度和晶粒尺寸,而碳化物在高温下具有抑制晶界滑移和位错迁移的作用,因此控制碳含量处于较低水平能够有效保证焊缝金属的高温持久性能。同时,钨元素的添加能促进板条贝氏体形成,并抑制链状马氏体-奥氏体(Martensite-Austenite, M-A)组元,从而改善韧性^[14]。在焊接冷却过程中,若残余奥氏体未充分分解为铁素体和碳化物,则在较低温度下可能转变为马氏体,并

收稿日期: 2026-01-26 修回日期: 2026-02-10

基金项目: 甘肃省重点研发计划(23YFGA0057); 甘肃省拔尖领军人才项目; 中央引导地方科技发展专项(24ZYQA054); 国家自然科学基金项目(52175325); 甘肃省科技重大专项(24ZD13GA018, 23ZDGA010, 22ZD6GA008)

作者简介: 徐晓龙,男,1988年生,四川自贡人,硕士研究生,高级工程师;主要研究方向为特种焊接材料研究及国产化工作;E-mail: xxlong666@126.com。

曹睿(通信作者),女,1977年生,甘肃兰州人,博士,教授;主要研究方向为新材料、异种材料的焊接性、强韧性、腐蚀、变形、损伤及断裂行为;E-mail: caorui@lut.edu.cn。

引用格式: 徐晓龙,窦贵山,姚军,等. 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢厚板焊缝金属不同位置的微观结构及冲击韧性[J]. 机械强度, 2026, 48(7):102-109.

Xu Xiaolong, Dou Guishan, Yao Jun, et al. Microstructure and impact toughness at different positions of weld metal in thick plate of 2.25Cr-1Mo-0.25V steel[J]. Journal of Mechanical Strength, 2026, 48(7):102-109.



免费获取

与残余奥氏体共同形成 M-A 组元^[15-16]。这种 M-A 组元作为脆性相,易引发应力集中和微裂纹,显著降低冲击韧性,尤其是在多层、多道焊的临界再热粗晶区中,链状分布的 M-A 组元会成为局部脆化区^{[9]146-150}。多层、多道焊的焊缝金属不同位置的冲击韧性主要由显微组织、晶粒尺寸、冷却速率等共同决定^[17-19]。在实际应用中,厚板耐热钢焊接采用的是多层、多道焊的焊接方式,后续焊道对前一焊道产生再热作用,从而导致焊缝金属不同区域的显微组织存在差异,进而引起冲击韧性的波动^[20],而焊后热处理(如 705 °C 回火)可分解 M-A 组元,进而优化接头性能,但需要控制冷却速度,以避免碳化物团簇化^{[9]146-150[21]}。本文旨在揭示 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢焊缝金属中冲击功出现低值的内在机制,通过对比不同位置冲击韧性的差异,并对低冲击韧性试样的微观结构和断裂特征进行分析,阐明厚板焊缝金属不同位置冲击韧性出现低值的主要原因。

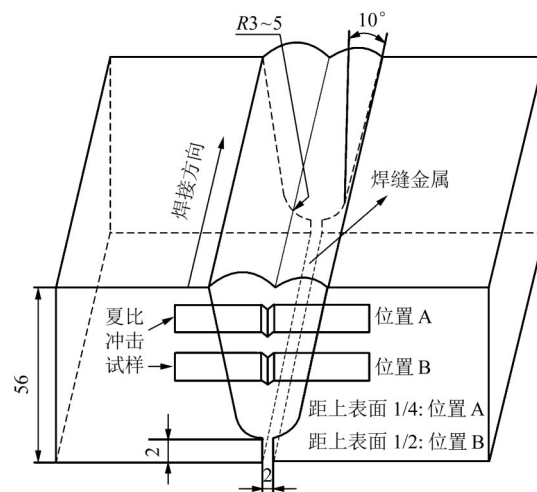
1 材料及方法

首先,将 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢板材分别加工成尺寸为 350 mm×56 mm×75 mm 的 2 块试板,并在对接边缘加工 U 型坡口。随后,采用埋弧焊工艺,以多层、多道焊方式将其焊接成最终尺寸为 350 mm×150 mm×56 mm 的复合板材。焊接工艺参数设定如下:焊接电流为 550 A;电压为 32 V;焊接速度为 36 cm/min;层间温度为 220~250 °C;对应焊接线能量为 29.3 kJ/cm。焊缝金属的化学成分如表 1 所示。分别在距上表面 1/4 处(记为位置 A)、距上表面 1/2 处(记为位置 B),按照国标 GB/T 2650—2007 取样,如图 1(a)所示,加工成标准夏比冲击试样,如图 1(b)所示,尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm。为尽可能保证试验的准确性,在不同位置各取 3 个冲击试样[试样取样位置如图 1(a)所示]。在进行冲击试验前,将试样置于液氮与酒精混合控制的-30 °C 溶液中保温 20 min。为了揭示位置 B 处冲击功出现低值的原因,对断裂面进行观察和参数测量,并对裂纹起裂源处的微观结构进行分析。利用扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)观察冲击断口,且测量出延伸区宽度(Stretch Zone Width, SZW)、塑性裂纹稳态扩展区的纤维区裂纹长度(Fibrous Crack Length, SCL)和解理断裂起裂源距塑性裂纹尖端的距离 x_i 等起裂源到缺口根部的相关参数,如图 1(c)所示。在起裂源处截取金相试样时,切割线经过起裂源位置,并保持与缺口根部平行。试样经磨制、

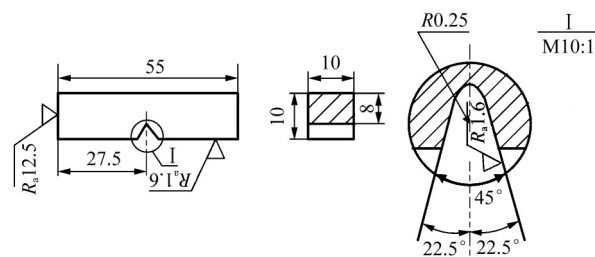
抛光后,使用浓度为 4% 的硝酸酒精溶液进行腐蚀,随后置于扫描电子显微镜下观察其显微组织。

表 1 焊缝金属的化学成分

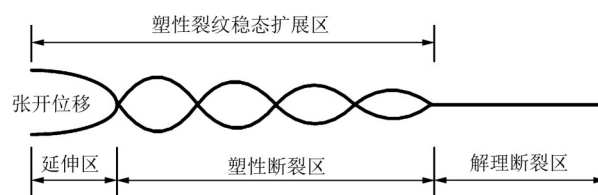
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V	Nb
%	0.090	0.92	0.23	0.003 5	0.003 6	2.51	1.05	0.30	0.015



(a) 冲击试样取样位置



(b) 冲击试样尺寸



(c) 冲击断口表面的区域划分

图 1 焊接接头冲击试样取样位置、尺寸及断口表面的区域划分

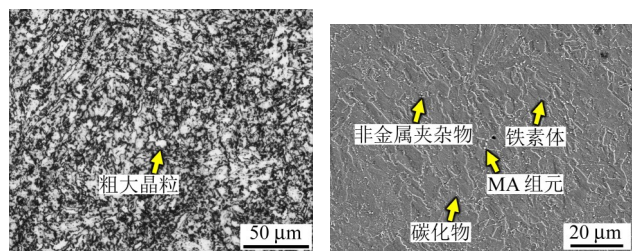
Fig. 1 Sampling positions, dimensions and fracture surface zoning of welded joint impact specimen

2 试验结果与讨论

2.1 焊缝金属的微观结构

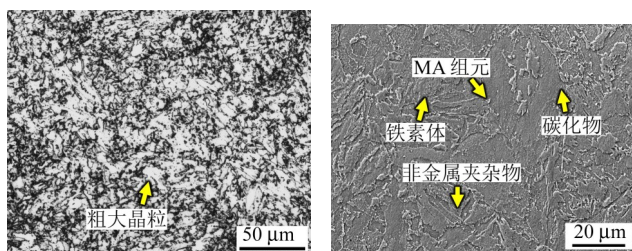
图 2(a)、图 2(c)所示分别为使用光学显微镜(Optical Microscope, OM)对焊缝金属在位置 A、B 处的微观结构的观察结果,图 2(e)所示为位置 A、B 处铁素体晶粒所占比例的统计结果。根据 OM 观察结果可知,各位置均存在白色不规则形状的粗大晶粒(粗大块状铁素体)。与位置 A 相比,在焊缝金属中位置 B 处形成的粗大晶粒较多。图 2(b)、图 2(d)所示分别为使

用SEM对焊缝金属在位置A、B处的微观结构的观察结果,图2(f)所示为位置A、B处不同尺寸的铁素体晶粒所占比例的统计结果。不同位置处焊缝金属的显微组织均由铁素体、碳化物、M-A组元及非金属夹杂物组成,组织类型基本一致。由图2(f)可知,位置A处的铁素体晶粒尺寸主要分布在4.5~7.5 μm ,而位置B处的铁素体晶粒尺寸主要分布在7.5~11.5 μm ,显然,位置B处晶粒的微观结构较为粗大。田宏伟等^[22]研究了Cr-Mo-V钢埋弧焊焊缝金属冲击韧性波动的原因,结果表明,焊缝金属微观结构粗大的晶粒能够降低冲击韧性。一般而言,晶粒越细小、分布越均匀,材料的综合性能越好,这是由于细晶意味着晶界更多,能更有效地阻碍裂纹扩展。图3所示为位置A、B处焊缝金属的原奥氏体晶粒形貌及晶粒尺寸统计结果。在位置A处,尺寸为30 μm 的原奥氏体晶粒所占比例最高;而在位置B处,尺寸为70 μm 的原奥氏体晶粒所占比例最高,这与多层、多道焊过程中的复杂热循环密切相关。而整体上,原奥氏体晶粒尺寸主要在30~70 μm 分布,这归因于焊接过程中位置B(中间位置)受到来自底部焊道的预热作用,散热相对缓慢;同时,后续焊接位置A(上部位置)对位置B产生了再加热效应,共同导致了位置B的晶粒尺寸大于位置A。



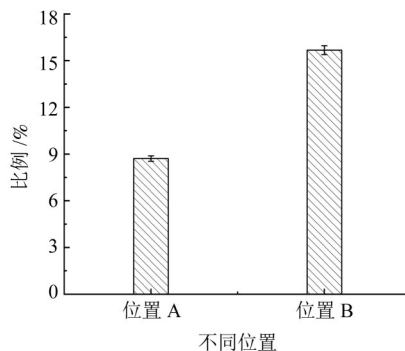
(a) 位置A处OM观察结果

(b) 位置A处SEM观察结果

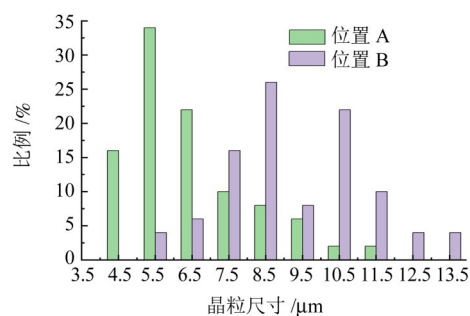


(c) 位置B处OM观察结果

(d) 位置B处SEM观察结果



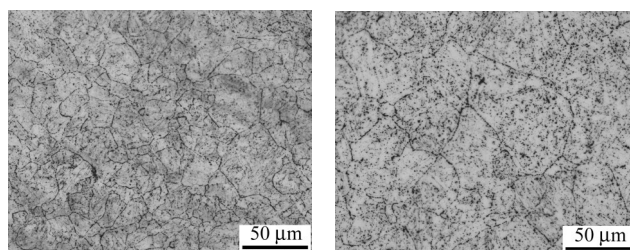
(e) OM下铁素体粗大晶粒的统计结果



(f) SEM下铁素体晶粒尺寸的统计结果

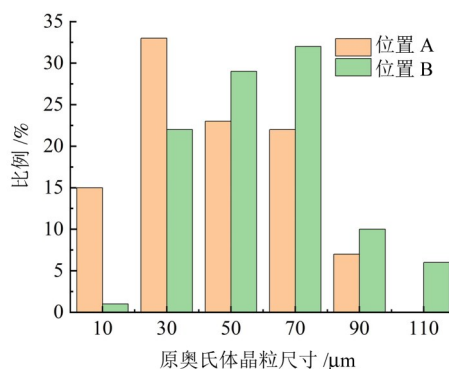
图2 焊缝金属在不同位置的微观结构和晶粒统计结果

Fig. 2 Microstructure of weld metal at different positions



(a) 位置A

(b) 位置B



(c) 晶粒尺寸统计

图3 位置A、B处焊缝金属的原奥氏体晶粒形貌及晶粒尺寸统计结果

Fig. 3 Grain morphology and the statistical results of grain size of the original austenite in weld metal at position A and B

在多层、多道埋弧焊过程中,不同位置处焊缝金属的微观结构差异主要与非均匀且复杂的焊接热循环有关,每一道焊缝都会对上一道已凝固的焊缝金属或板材产生再热或预热作用。位置B处于焊缝中心区域,在焊接过程中先后受到来自底部焊道的预热作用及顶部焊道焊接时的再热作用,导致该区域冷却速率相对较小,保温时间更长,且峰值温度较高(热循环更复杂且散热更慢),从而使其原奥氏体晶粒尺寸明显大于位置A(图3)。与此同时,由于冷却速度较慢,位置B处形成了更多白色不规则形状的粗大晶粒(粗大块状铁素体)[图2(c)]。尽管2个位置的微观组织组成相同(均包括铁素体、碳化物、M-A组元及非金属夹杂物)[图2(b)、图2(d)],但位置B的组织均匀性较差,晶粒更为粗大,晶界数量较少,从而削弱了对裂纹扩展的抑制作用,导致冲击韧性下降。因此,不同位

置微观组织的差异与焊接过程中的复杂热循环密切相关,位置B经历了更频繁且更显著的热循环作用,导致其原奥氏体晶粒及最终铁素体晶粒显著粗化,微观组织均匀性降低。

2.2 焊缝金属的力学性能

2.2.1 焊缝金属的冲击韧性

不同位置处焊缝金属的冲击功结果如表2所示。由表2可知,位置B处冲击功出现了低值(31 J),表明在厚板、多层、多道焊缝的金属中,不同区域的冲击功存在显著差异,这主要源于焊缝局部微观组织的不均匀性,其对冲击韧性具有重要影响。位置B处不同冲击功试样的宏观冲击断裂形貌如图4所示。由图4可知,冲击功为31 J的解理断裂区域距缺口根部较近,距缺口根部最远的区域冲击功为194 J,说明解理断裂起裂的时间与冲击功的大小有密切的关联。图5所示为焊缝金属冲击断裂面上解理断裂面到缺口根部的距离(SZW+SCL的值)与冲击功之间的关系,该关系对评估焊缝金属的断裂韧性及解理断裂行为具有重要意义。SZW+SCL的值能够直观地反映试样冲击韧性的优劣。冲击功的值随着SZW+SCL的值的增大而增大,即SZW+SCL的值越大,试样的冲击韧性越好。因此,冲击功越大,冲击断裂过程中塑性裂纹稳态扩展区越宽,解理裂纹的形成也越困难。

表2 焊缝金属的冲击试验结果

Tab. 2 Impact test results of the weld metals

热输入/(kJ/cm)	冲击功/J	取样位置
29.3	172、168、135	位置A
	194、31、163	位置B

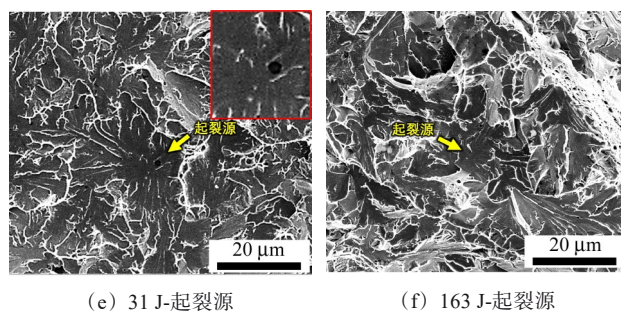
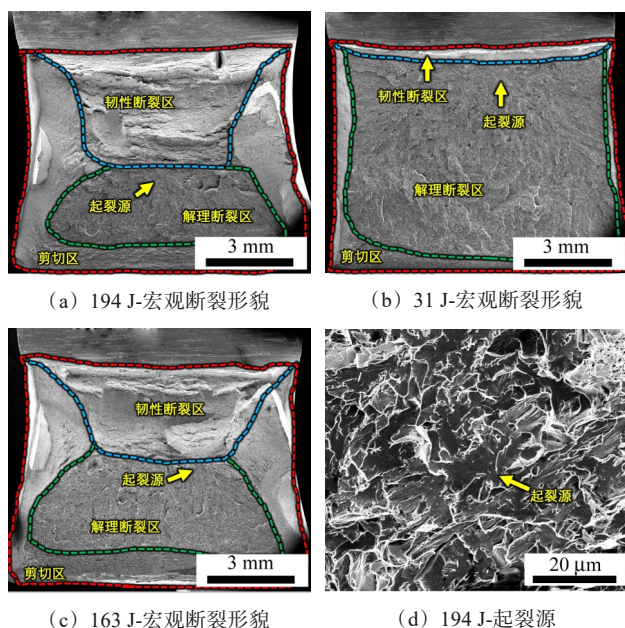
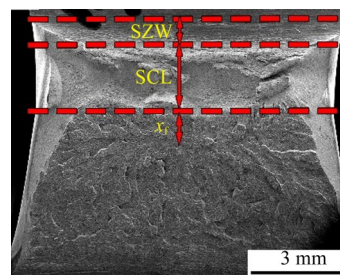
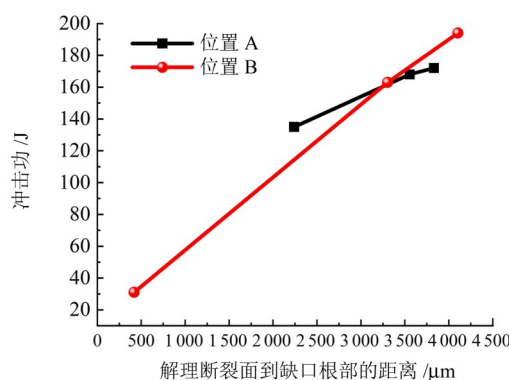


图4 位置B处不同试样的断裂形貌

Fig. 4 Fracture surface of different specimens at position B



(a) 断裂面相关参数



(b) 解理断裂面到缺口根部的距离与冲击功的关系

图5 不同位置焊缝金属断裂面的参数

Fig. 5 Fracture surface parameters of weld metal at different positions

综上所述,位置B处的组织粗大,且均匀性差,晶界较少,因而对裂纹形核与扩展的阻碍作用较弱,导致冲击韧性显著降低(31 J);而位置A处的晶粒细小,且微观结构更加均匀,冲击功均较高(≥ 100 J)。晶粒细化可提高材料抗解理断裂的能力,因为细晶界能够有效阻碍裂纹扩展。冲击断口的相关参数进一步证实了这一观点:冲击功与塑性裂纹稳态扩展区的长度(SZW+SCL的值)成正相关,即SZW+SCL的值越大,试样在断裂前吸收的能量越多,冲击韧性也越好。在位置B处,由于组织不均匀且晶粒粗大,SZW+SCL的值较小,解理裂纹易于早期形核并迅速扩展,因而冲击功较低(31 J);而位置A处的组织相对均匀且细小,SZW+SCL的值较大,裂纹扩展所消耗的能量较多,冲击韧性更好。

根据冲击试样断裂前、后的形貌特征,可定义断裂面比例(Proportion of Fracture Surface, PFS)与变形程度(Degree Of Deformation, DOD)2个参数,以量化局部塑性变形能力。其中,PFS定义为断裂后整个断裂面面积(图4中红色轮廓所围面积,记为 S_1)与断裂前试样有效横截面积[图1(b)中未断裂部分面积,不含缺口,记为 S_2]的比值,即 $V_{PFS} = (S_2/S_1) \times 100\%$ 。为更准确地表征焊缝金属局部区域的塑性变形性能,引入DOD作为评估指标,其计算式为 $V_{DOD} = [(S_1 - S_2)/S_1] \times 100\%$,该值反映材料在冲击载荷下发生塑性变形的能力。不同位置处冲击试样的PFS与DOD值的结果如图6所示,图6可直观地揭示因局部区域塑性变形能力不足导致的开裂倾向,进而阐明其对厚板对接结构件使用寿命的负面影响。图6中,红色柱状部分代表PFS,反映断裂面的相对大小;黑色折线则代表DOD,其通过断裂前、后面积变化的百分比来量化塑性变形能力。统计结果表明,中间位置(位置B-31)的DOD值显著偏低,说明该区域局部塑性变形能力较差。

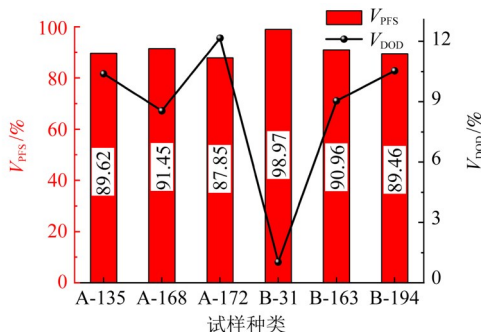


图6 焊缝金属断裂面的PFS和DOD统计图

Fig. 6 Statistical diagrams of PFS and DOD on fracture surfaces of weld metal

塑性变形程度对冲击韧性有着显著的影响,DOD是评估材料冲击韧性的关键微观参数之一。冲击韧性本质上是材料在高速冲击载荷下吸收能量和抵抗裂纹扩展能力的综合体现。DOD值越大,表明冲击试样在断裂过程中发生的塑性变形越明显,意味着材料在裂纹尖端区域可通过塑性变形消耗更多能量,从而延缓裂纹失稳扩展,对应更好的冲击韧性。反之,若DOD值较小,则表明焊缝金属在冲击断裂时塑性变形能力较差,断裂模式倾向于脆性解理或准解理断裂,裂纹扩展所需要的能量较少,宏观上表现为冲击韧性下降。因此,在焊缝金属性能评价中,监测与分析DOD的值对于理解局部塑性变形行为、揭示冲击韧性差异的微观机制、优化焊接工艺以提升接头抗冲击性能,均具有重要指导意义。

2.2.2 焊缝金属的显微硬度

焊缝金属在不同位置处的显微硬度如图7所示。由图7可知,焊缝金属在不同位置处的显微硬度存在差异,在相同的焊接工艺下,位置A处的显微硬度高于位置B,原因为位置B处的晶粒粗大,这与不同位置的微观结构有关。位置A处的晶粒细小且分布均匀,晶界较多;而位置B处粗大的铁素体晶粒和原奥氏体晶粒减少了单位面积内的晶界,该处的显微硬度显著低于位置A。

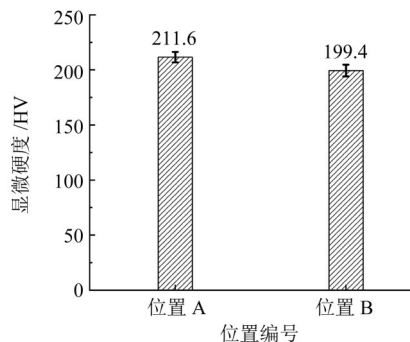


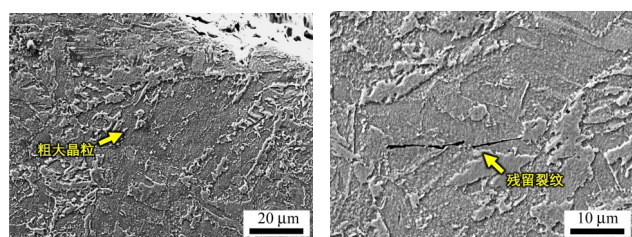
图7 焊缝金属在不同位置处的显微硬度

Fig. 7 Microhardness of weld metal at different positions

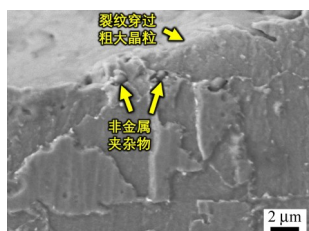
2.3 位置B处出现冲击功低值的原因分析

由表2可知,位置B处的焊缝金属出现了冲击功的低值(31 J),此处解理断裂起裂源附近的微观结构如图8所示。在裂纹起裂源附近观察到粗大晶粒的存在[图8(a)],这类组织缺陷会极大地促进裂纹的萌生与扩展。同时,如图8(b)所示,残留裂纹在粗大晶粒内部形核并扩展,其扩展过程终止于周围细小晶粒的晶界处。观察发现,主裂纹可穿过粗大晶粒继续扩展[图8(c)]。此外,由于非金属夹杂物引起的应力集中,裂纹也倾向于沿夹杂物萌生[图4(e)、图8(c)]。图8(d)所示为焊缝金属在不同位置处的非金属夹杂物尺寸比例的统计结果。由图8(d)可知,位置B处的非金属夹杂物尺寸略大于位置A。裂纹易于在粗大晶粒内部形核并扩展,直至遇到细小晶粒的晶界才可能止裂,这反映出微观组织的不均匀性会明显降低材料的抗裂纹扩展能力。晶粒粗大、组织不均匀及较大尺寸的非金属夹杂物共同促使了解理裂纹过早萌生并迅速扩展,从而显著降低了焊缝金属的冲击韧性。因此,微观组织不均匀、粗大晶粒及非金属夹杂物的存在,是焊缝金属在位置B处冲击功偏低的主要原因。

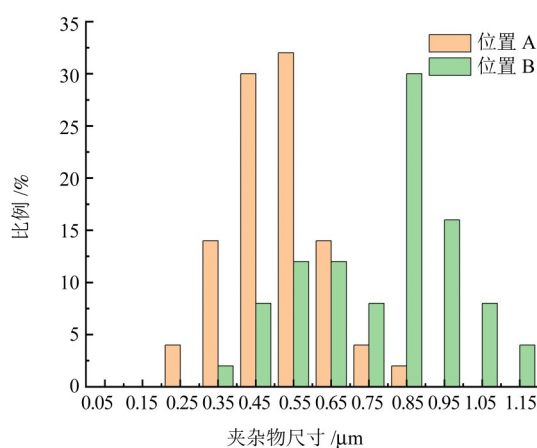
通过研究焊缝金属在不同位置处的微观组织与冲击性能,不仅揭示了厚板、多层、多道焊缝金属中局部区域冲击韧性下降的机制,也为焊接工艺的针对性改进提供了直接且重要的依据与实践指导。研究发



(a) 主裂纹附近的粗大晶粒 (b) 粗大晶粒上出现的残留裂纹



(c) 主裂纹在夹杂物附近扩展



(d) 非金属夹杂物的比例

图 8 冲击功为 31 J 的试样在起裂源处的微观结构与非金属夹杂物的比例

Fig. 8 Microstructure and proportion of non-metallic inclusions at the crack initiation site of specimens with an impact energy of 31 J

现,焊缝中间位置(位置B)处冲击功出现低值(31 J)的根本原因在于该区域经历了复杂、非均匀的焊接热循环,且散热速度较慢,导致晶粒显著粗化、组织均匀性下降、非金属夹杂物尺寸偏大,这些微观结构特征共同削弱了材料抵抗裂纹萌生与扩展的能力。基于这种情况,焊接工艺的优化应聚焦于调控热输入与改善热循环,从而细化晶粒、提高组织均匀性。具体而言,可考虑适当降低焊接线能量或采用多道次、小焊道的工艺策略,以减轻对焊缝中心区域的再热作用。同时,严格控制层间温度的下限与上限,避免温度过高导致晶粒过度长大。在焊接顺序上,可优化焊道顺序(如对称焊接或交替焊接)与热输入分配,以均衡焊接接头在不同位置处所受的热循环,减少中间区域因反复受热造成的组织粗化。在材料层面,也可进一步优化焊材成分,或选用细化晶粒的焊剂,以促进焊缝金属晶粒细化,减小第二相颗粒的尺寸,减少第二相颗

粒的数量。

综上所述,本研究从机制上明确了影响焊缝金属局部韧性的关键组织因素,在实际焊接生产中可通过调控热输入、优化焊接顺序、控制层间温度及改进焊接材料等工艺手段,来提高厚板焊接接头整体的冲击韧性,提升构件服役的可靠性。

3 结论

通过对 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢在不同位置处的焊缝金属冲击功出现低值的原因进行分析,可以得到以下主要结论:

1)不同位置焊缝金属的微观结构均由铁素体、碳化物、M-A 组元和非金属夹杂物组成。在距上表面 1/4 位置处的冲击功均大于 100 J,而距上表面 1/2 位置处的冲击功却出现了低值(31 J);中间位置处的显微硬度低于距上表面 1/4 位置的显微硬度。

2)中间位置处焊缝金属冲击功较低(31 J)的主要原因是其微观结构不均匀、晶粒粗大、非金属夹杂物尺寸较大。粗大晶粒促进解理裂纹的形核与扩展,而较大夹杂物会引发应力集中,其所在位置易于成为裂纹形核位点,两者的共同作用显著降低了厚板对接焊缝金属局部区域的冲击韧性。

3)在多层、多道、厚板焊缝金属中,不同位置的冲击韧性存在显著差异,其根本原因是由微观结构的不均匀性造成的塑性变形能力与裂纹扩展阻力的不同。由于中间位置处晶粒粗大、组织均匀性差、非金属夹杂物尺寸较大,该处微观结构不均匀,这不仅降低了焊缝金属局部区域的塑性变形能力(表现为变形程度较低),也减小了对裂纹形核与扩展的阻力,这使得解理裂纹易于早期形核并快速扩展,塑性裂纹稳态扩展区的长度(SZW+SCL 的值)较短,宏观上表现为冲击功显著降低(31 J)。

参考文献(References)

- [1] 陈明亚,余伟伟,韩姚磊,等. 核电厂厚壁承压管道异种钢焊缝的焊接残余应力数值仿真研究[J]. 机械强度,2025,47(8):59-65.
Chen Mingya, Yu Weiwei, Han Yaolei, et al. Research on weld residual stress of dissimilar steel weld in thick-wall pressure pipe of nuclear power plant by the finite element simulation method[J]. Journal of Mechanical Strength, 2025, 47(8): 59-65. (In Chinese)
- [2] 张永涛,张汉谦,王国栋,等. 典型锅炉及压力容器用铁素体系铬钼耐热钢的发展回顾及成分设计[J]. 材料导报,2008,22(7): 72-76.
Zhang Yongtao, Zhang Hanqian, Wang Guodong, et al.

- Development retrospect and composition design of typical heat resistant Cr-Mo ferritic steels for boiler and vessel [J]. *Materials Review*, 2008, 22(7): 72-76. (In Chinese)
- [3] Yan Y J, Liu G, Cao R, et al. Sources of variability and improvement in impact toughness of a low Cr-Mo steel weld metal [J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2020, 187: 104175.
- [4] Chen J H, Liu G, Li X Y, et al. Massive ferrite causes toughness decrease in low Cr-Mo steel weld [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51(7): 3360-3364.
- [5] Li W, Cao R, Zhu W C, et al. Microstructure evolution and impact toughness variation for high strength steel multi-pass weld metals with various cooling rates [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 65: 245-257.
- [6] Cao R, Yang Z Q, Li J M, et al. Effect of peak temperature on microstructure and mechanical properties of thermally simulated welding heat-affected zones for 09MnNiDR steel [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2020, 29(11): 7063-7072.
- [7] 刘梓申, 曹睿, 焦世舜, 等. Ti 含量对 960 MPa 高强钢焊缝金属微观结构及力学性能的影响 [J]. *机械强度*, 2025, 47(9): 182-189.
- Liu Zishen, Cao Rui, Jiao Shishun, et al. Effect of Ti content on microstructure and mechanical properties of 960 MPa high strength steel weld metal [J]. *Journal of Mechanical Strength*, 2025, 47(9): 182-189. (In Chinese)
- [8] 焦继军, 曹睿, 李义民, 等. 焊后热处理对 Q690 高强钢焊缝金属冲击韧性的影响 [J]. *材料导报*, 2025, 39(4): 127-134.
- Jiao Jijun, Cao Rui, Li Yimin, et al. Effect of post-welding heat treatment on impact toughness of Q690 high strength steel welded metal [J]. *Materials Reports*, 2025, 39(4): 127-134. (In Chinese)
- [9] 董万龙, 曹睿, 蒋勇, 等. Cr-Mo-V 耐热钢焊条电弧焊焊缝金属低温冲击韧性研究 [J]. *材料导报*, 2022, 36(15): 146-150.
- Dong Wanlong, Cao Rui, Jiang Yong, et al. Investigation on the low-temperature impact toughness of shielded metal arc welding weld metals in Cr-Mo-V heat-resistant steel [J]. *Materials Reports*, 2022, 36(15): 146-150. (In Chinese)
- [10] 李胜军, 任学冲, 高克玮, 等. 晶粒尺寸对车轮钢解理断裂韧性的影响 [J]. *北京科技大学学报*, 2011, 33(9): 1105-1110.
- Li Shengjun, Ren Xuechong, Gao Kewei, et al. Effects of grain size on the cleavage fracture toughness of a wheel steel [J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2011, 33(9): 1105-1110. (In Chinese)
- [11] 窦贵山, 曹睿, 蒋勇, 等. 焊接热输入对耐热钢埋弧焊 (SAW) 焊缝金属冲击韧性的影响 [J]. *材料导报*, 2022, 36(增刊 2): 334-338.
- Dou Guishan, Cao Rui, Jiang Yong, et al. Effect of welding heat input on impact toughness of submerged arc welding (SAW) weld metal of heat-resistant steel [J]. *Materials Reports*, 2022, 36(S2): 334-338. (In Chinese)
- [12] Zhang Y, Jing H Y, Xu L Y, et al. Microstructure and mechanical performance of welded joint between a novel heat-resistant steel and Inconel 617 weld metal [J]. *Materials Characterization*, 2018, 139: 279-292.
- [13] 范阳阳, 缪兴平, 楚成刚. C 含量对 2. 25Cr-1Mo-0. 25V 埋弧焊焊缝金属性能的影响 [J]. *焊接*, 2020(12): 30-34.
- Fan Yangyang, Miao Xingping, Chu Chenggang. Effect of carbon content on mechanical properties of 2. 25Cr-1Mo-0. 25V weld metal by SAW [J]. *Welding & Joining*, 2020(12): 30-34. (In Chinese)
- [14] 朱高文, 吴栋, 陆善平. C 和 W 对低合金 Cr-Mo 钢焊缝金属组织和冲击韧性的影响 [J]. *材料研究学报*, 2021, 35(7): 481-492.
- Zhu Gaowen, Wu Dong, Lu Shanping. Effect of C- and W-content on microstructure and toughness of weld metal for low alloy Cr-Mo steel [J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2021, 35(7): 481-492. (In Chinese)
- [15] Jorge J C F, De Souza L F G, Mendes M C, et al. Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C-Mn and high strength low alloy steel weld metals: a review [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 10: 471-501.
- [16] Han C Y, Li K J, Liu X, et al. Effect of Ti content and martensite-austenite constituents on microstructure and mechanical property [J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, 23(5): 410-419.
- [17] Abson D J. Acicular ferrite and bainite in C-Mn and low-alloy steel arc weld metals [J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, 23(8): 635-648.
- [18] Keehan E, Zachrisson J, Karlsson L. Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal [J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2010, 15(3): 233-238.
- [19] Bose-Filho W W, Carvalho A L M, Strangwood M. Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds [J]. *Materials Characterization*, 2007, 58(1): 29-39.
- [20] Wang X L, Nan Y R, Xie Z J, et al. Influence of welding pass on microstructure and toughness in the reheated zone of multi-pass weld metal of 550MPa offshore engineering steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 702: 196-205.
- [21] 杨雪倩, 曾妍, 曾田田, 等. 临氢设备用 2. 25Cr-1Mo-0. 25V 钢及其焊材的研究现状 [J]. *化工设备与管道*, 2020, 57(6): 27-31.
- Yang Xueqian, Zeng Yan, Zeng Tiantian, et al. Current research situation of 2. 25Cr-1Mo-0. 25V steel and welding consumable used in equipment under hydrogen condition [J]. *Process Equipment & Piping*, 2020, 57(6): 27-31. (In Chinese)
- [22] 田宏伟, 鲁立, 赵重阳, 等. 多层多道 CrMoV 钢埋弧焊焊缝金属冲击韧性波动 [J]. *清华大学学报 (自然科学版)*, 2021, 61(11): 1273-1280.
- Tian Hongwei, Lu Li, Zhao Chongyang, et al. Impact toughness variations of multi-pass, multi-layer CrMoV submerged arc welding weld metal [J]. *Journal of Tsinghua University (Science and Technology)*, 2021, 61(11): 1273-1280. (In Chinese)

Microstructure and impact toughness at different positions of weld metal in thick plate of 2. 25Cr-1Mo-0. 25V steel

XU Xiaolong¹ DOU Guishan² YAO Jun¹ YANG Fei¹ JIANG Yong¹ CAO Rui²

(1. Atlantic China Welding Consumables, Inc., Zigong 643000, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: [Objective] Low impact energy occurring in multi-layer and multi-pass weld metal of 2.25Cr-1Mo-0.25V steel is a critical concern in the petrochemical industry. Investigating the microstructure in different regions of thick-plate multi-layer multi-pass weld metal and its influence on impact toughness is of great significance for improving the safe service performance of welded structures. [Methods] Firstly, optical microscopy and scanning electron microscopy were adopted to characterize the microstructure at different positions of the weld metal. Afterwards, Charpy impact tests and microhardness tests were carried out to examine the stability of mechanical properties of the weld metal. [Results] The results reveal that the microstructure of weld metal at all tested positions consists of ferrite, carbides, Martensite-Austenite constituents and non-metallic inclusions. Nevertheless, the minimum impact energy of 31 J is obtained at the middle position (1/2 thickness from the top surface), and the microhardness at this position is lower than that at the position 1/4 thickness from the top surface. The degradation of impact toughness mainly originates from the microstructural inhomogeneity in this region, manifested as coarse grains and large-sized non-metallic inclusions. These factors collectively reduce the plastic deformation capacity and degree of deformation of local areas, weakening the resistance to crack nucleation and propagation. Cleavage cracks tend to initiate at an early stage and propagate rapidly, resulting in a short steady-state propagation zone of ductile cracks. Consequently, the combined effect of coarse grains and large non-metallic inclusions drastically deteriorates the impact toughness of the local middle region of the weld.

Key words: Submerged arc welding; Impact toughness; Microstructure; Microhardness; Multi-pass welding

Corresponding author: CAO Rui, E-mail: caorui@lut.edu.cn

Fund: Gansu Province Key R&D Plan (23YFGA0057); Top Leading Talents Project of Gansu Province; Central Leading Local Science and Technology Development Special Project (24ZYQA054); National Natural Science Foundation of China (52175325); Major Scientific and Technological Projects of Gansu Province (24ZD13GA018, 23ZDGA010, 22ZD6GA008)

Received: 2026-01-26 Revised: 2026-02-10

(编辑:刘星泽)