

DOI: 10.11973/jxgccl202112013

热输入对 09MnNiDR 钢焊接热影响区粗晶区组织和韧性的影响

李金梅¹, 杨兆庆², 梁小武³, 张建晓³, 雷万庆¹, 曹睿²

(1. 兰州兰石检测技术有限公司, 兰州 730314; 2. 兰州理工大学材料科学与工程学院, 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050; 3. 兰州兰石重型装备有限公司, 兰州 730314)

摘要: 采用 Gleeble-3800 型热模拟机对 09MnNiDR 钢进行热模拟试验以制备不同热输入下的焊接热影响区粗晶区 (CGHAZ) 试样, 研究了热输入对试样显微组织、硬度和冲击韧性的影响。结果表明: 随着热输入的增加, CGHAZ 试样的显微组织从板条贝氏体+粒状贝氏体转变为粒状贝氏体+块状铁素体, 硬度逐渐降低; 不同热输入下 CGHAZ 试样的 -70°C 冲击吸收能量最高只有 31 J, 不满足技术要求, 粒状贝氏体组织是导致韧性恶化的主要原因; 随着热输入的增加, CGHAZ 试样中原始奥氏体晶粒尺寸先减小后增大, 导致试样 -70°C 冲击吸收能量先增大后减小。

关键词: 焊接热输入; 热影响区粗晶区; 显微组织; 原始奥氏体晶粒; 冲击韧性

中图分类号: TG407

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2021)12-0072-06

Effect of Heat Input on Microstructure and Toughness of Welding Coarse-Grained Heat Affected Zone of 09MnNiDR Steel

LI Jinmei¹, YANG Zhaoqing², LIANG Xiaowu³, ZHANG Jianxiao³, LEI Wanqing¹, CAO Rui²

(1. Lanzhou LS Test Technology Co., Ltd., Lanzhou 730314, China; 2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China; 3. Lanzhou LS Heavy Equipment Co., Ltd., Lanzhou 730314, China)

Abstract: Thermal simulation tests were conducted on 09MnNiDR steel to prepare welding coarse-grained heat affected zone (CGHAZ) samples at different heat inputs by using a Gleeble-3800 thermal simulator. The effect of the heat input on microstructures, hardnesses and impact toughness of the samples was studied. The results show that with increasing heat input, the microstructure of the CGHAZ sample changed from lath bainite+granular bainite to granular bainite+massive ferrite, and the hardness decreased. The maximum impact absorbed energy at -70°C of CGHAZ samples at different heat inputs was only 31 J, which did not meet the requirements; the granular bainite structure was the main reason for the deterioration of toughness. With increasing heat input, the grain size of prior austenite in CGHAZ samples decreased and then increased. Therefore, the impact absorbed energy at -70°C of the samples increased and then decreased.

Key words: welding heat input; coarse-grained heat affected zone; microstructure; prior austenite grain; impact toughness

0 引言

钢铁材料焊接结构在管道、桥梁、汽车等领域得到了广泛应用。在钢铁材料焊接性方面, 国内外研究人员都已进行了大量研究^[1-2]。但是, 随着钢铁材料强度的不断提升, 化学成分和显微组织都发生了

收稿日期: 2020-09-28; 修订日期: 2021-11-25

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51761027, 51675255); 兰州市科技计划项目 (2019-1-49)

作者简介: 李金梅 (1986—), 女, 甘肃兰州人, 工程师, 硕士

变化,同时钢板厚度也在不断增大以满足更高的服役要求。为提高焊接效率、降低生产成本,在保证焊接接头性能的前提下,使用大热输入焊接已成为厚板焊接的发展趋势。但大热输入焊接也带来了新的问题,其中焊接热影响区粗晶区(CGHAZ)韧性的恶化成为了研究的焦点。热影响区粗晶区受焊接热输入的影响最为严重,是焊接接头的薄弱区域^[3-4],解理裂纹更倾向于在这个区域萌生^[5]。过大的热输入极易导致粗晶区形成大量多边形铁素体以及脆性马氏体-奥氏体(M-A)组元^[6-8],成为引发焊接接头早期断裂的主要原因。因此,研究不同热输入尤其是大热输入下热影响区粗晶区组织和性能的变化规律,对制定合理的焊接工艺具有重要意义。在实际焊接接头中,热影响区粗晶区是一个狭小的微区,无法采用常规方法测试该区域的力学性能。通过计算机热源控制模拟实际施焊时焊接接头某个微区所经历的加热温度、峰值温度、冷却时间等,可以将此微区的组织在尺寸较大的试样上重现,从而较为方便地研究其组织和性能。因此,研究者大多采用热模拟方法制备出大尺寸热影响区试样,再采用常规方法研究热影响区的性能。

09MnNiDR 钢是一种低温压力容器用钢,主要应用于石油、化工设备和低温储罐制造等,其焊接加工主要以埋弧焊为主。焊接接头的性能一直是压力容器制造过程中的关键指标,而热影响区粗晶区的脆化问题尤为突出。然而目前,有关 09MnNiDR 钢焊接方面的研究主要集中在某个热循环参数下焊接热影响区组织和性能变化及焊后热处理温度的控制等方面^[9-13],对于不同热循环参数下最薄弱的热影响区粗晶区的组织和韧性的变化机制尚不清楚。作者采用热模拟技术制备了 09MnNiDR 钢热影响区粗晶区试样,研究了大热输入对热影响区粗晶区组织和冲击韧性的影响,拟为 09MnNiDR 钢工业焊接工艺的制定提供参考。

1 试样制备与试验方法

试验材料为 09MnNiDR 钢板,厚度为 60 mm,由兰州兰石重型装备有限公司提供,化学成分见表 1,显微组织见图 1,主要由块状铁素体(BF)组成。该钢-70℃下的平均冲击吸收能量为 276 J,平均维氏硬度为 172 HV。

在 1/4 板厚处取尺寸为 70 mm×11 mm×11 mm 的热模拟试样,长度方向垂直于轧制方向。使用 Gleeble-3800 型热模拟试验机进行热模拟试

表 1 09MnNiDR 钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of 09MnNiDR steel %

元素	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Nb
质量分数	0.08	0.35	1.47	0.008	0.001 7	0.02	0.55	0.02

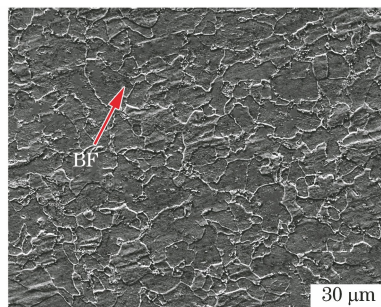


图 1 09MnNiDR 钢的显微组织

Fig. 1 Microstructure of 09MnNiDR steel

验以制成 CGHAZ 试样。采用 Rykalin3-D 数学模型确定厚钢板的热循环曲线,其中加热速率为 130℃·s⁻¹,峰值温度为 1 320℃,峰值温度停留时间为 1 s,焊接热输入分别为 20,25,30,50,100 kJ·cm⁻¹,不同热输入对应的 $t_{8/5}$ (从 800℃降至 500℃所需的时间)根据 Rykalin-3D 数学模型计算得到,依次为 14.1,17.5,21.2,35.3,70.7 s。

在 CGHAZ 试样上取尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的金相试样,经体积分数 4% 硝酸酒精溶液腐蚀 10~15 s,用 Quanta450FEG 型扫描电子显微镜(SEM)观察显微组织。采用过饱和苦味酸溶液腐蚀出原始奥氏体晶粒边界,用 SEM 拍摄图片,使用 ImageJ 软件测量原始奥氏体晶粒的长度和宽度,将 2 个参数的平均值定义为奥氏体晶粒尺寸。使用 HAT-1000A 型数字显微硬度计测定显微硬度,载荷为 0.98 N,加载时间为 15 s。

将 CGHAZ 试样加工成标准 V 形缺口冲击试样,缺口位于热电偶点焊位置,冲击试样尺寸为 55 mm×10 mm×10 mm。使用 JBW-300C 型微机控制摆锤冲击试验机进行-70℃的低温夏比冲击试验。采用 Quanta450FEG 型扫描电子显微镜观察冲击断口形貌。根据文献[14],将冲击断口起裂源前沿分为 3 个区域,如图 2 所示,分别为呈现韧窝形态的塑性裂纹扩展区(SCL)、SCL 至缺口的延伸区(SZW)和起裂源正上方至塑性裂纹尖端的塑性裂纹失稳扩展区(X_f)。统计这 3 个区域沿裂纹扩展方向的长度,建立其与冲击吸收能量的关系。

2 试验结果与讨论

2.1 对显微组织的影响

由图3可以看出,在试验给定的热输入下,CGHAZ

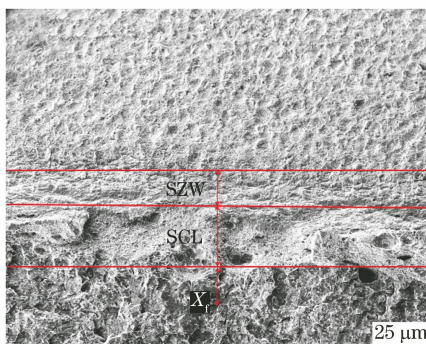


图 2 冲击断口区域划分示意

Fig. 2 Diagram of area division on impact fracture

试样中原始奥氏体晶粒内的组织形态为不同形状的白色 M-A 组元分布在灰黑色的铁素体基体上,并且均出现了粒状贝氏体(GB)。20 $\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ 热输入下,CGHAZ 试样的显微组织以粒状贝氏体和板条贝氏体(LB)占主导,随着热输入的增大,板条状贝氏体比例减小,M-A 组元分布变得没有方向性,边界不清晰,即粒状贝氏体增多;此外,随着热输入的增大,M-A 组元的形态从点状、长条状逐渐向块状转变,亦即 M-A 组元的数量减少,尺寸增大;当热输入为 100 $\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ 时,CGHAZ 试样的显微组织以粒状贝氏体和块状铁素体为主。

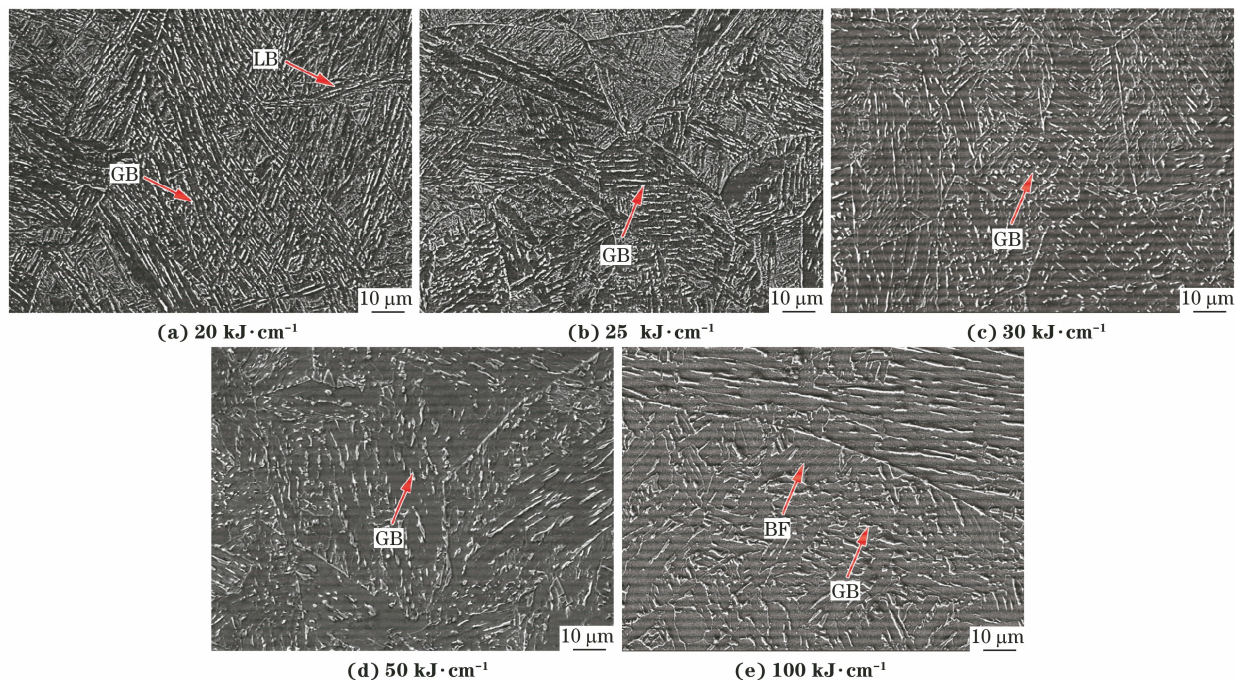


图 3 不同热输入下 CGHAZ 试样的显微组织

Fig. 3 Microstructure of CGHAZ samples at different heat inputs

由图 4 可知:随着热输入的增大,CGHAZ 试样中原始奥氏体晶粒尺寸大于 100 μm 的比例先减小后增大,整体粗化显著。当热输入分别为 20, 25, 30, 50, 100 $\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ 时,平均奥氏体晶粒尺寸分别为 61.2, 47.5, 59.3, 88.1, 108.7 μm , 最大奥氏体晶粒尺寸分别为 142, 115, 140, 198, 255 μm 。平均奥氏体晶粒尺寸随热输入的增加先减小后增大。

2.2 对维氏硬度的影响

由图 5 可知,随着热输入的增加,CGHAZ 试样的维氏硬度逐渐降低。结合显微组织分析可知,不同热输入下贝氏体与铁素体比例的不同导致了硬度的差异。由已有研究结果可知,铁素体的硬度大多在 100~200 HV, 贝氏体的硬度大多在 230~300 HV。当热输入较低时,由粒状贝氏

体和板条贝氏体组成的组织表现出更高的硬度, 20 $\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ 热输入下 CGHAZ 试样的硬度最高,为 314.7 HV;随着热输入的增加,块状铁素体比例的提高削弱了组织的硬度,CGHAZ 试样的硬度降低;当热输入增加到 100 $\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ 时,由粒状贝氏体和块状铁素体组成的复合组织硬度较低,CGHAZ 试样的硬度降至 245.3 HV。

2.3 对冲击性能的影响

由图 6 可以看出,CGHAZ 试样的一 70 $^{\circ}\text{C}$ 冲击吸收能量随热输入的增加呈现先增大后减小的趋势,冲击韧性的变化范围并不大,在 7.6~23.6 J 之间。根据 GB 3531-2014,CGHAZ 试样的冲击韧性不满足压力容器用钢板的韧性要求,冲击韧性发生严重恶化。当低碳低合金钢接头 CGHAZ 出现大

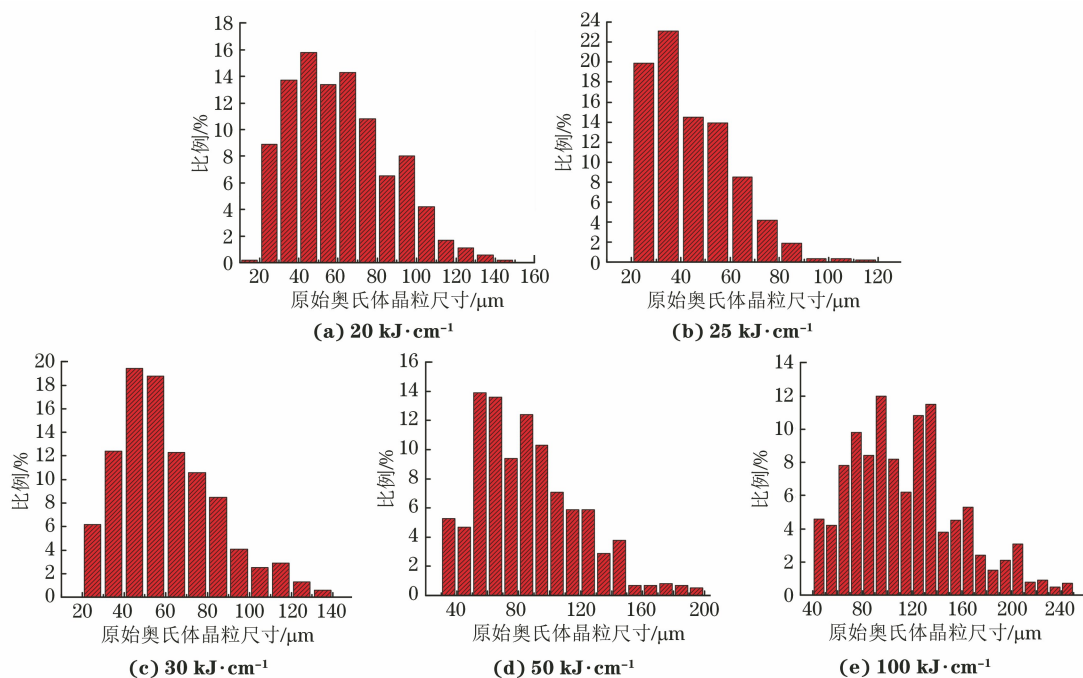


图4 不同热输入下 CGHAZ 试样的原始奥氏体晶粒尺寸分布

Fig. 4 Prior austenite grain size distribution of CGHAZ samples at different heat inputs

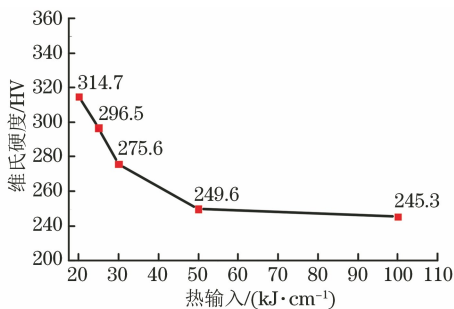


图5 CGHAZ 试样的硬度随热输入的变化曲线

Fig. 5 Hardness vs heat input curve of CGHAZ samples

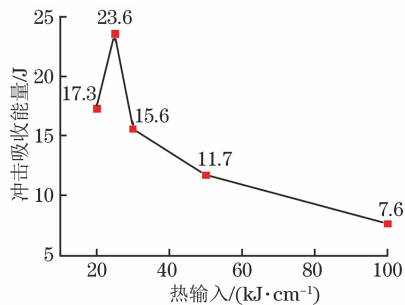


图6 CGHAZ 试样的冲击吸收能量随热输入的变化曲线

Fig. 6 Impact absorbed energy vs heat input curve of CGHAZ samples

量由粒状贝氏体和铁素体组成的复合组织时,其韧性会严重恶化^[15-16]。随着热输入的增加,CGHAZ 试样组织从主要由粒状贝氏体和板条贝氏体组成转变为由粒状贝氏体和块状铁素体组成,而块状铁素体具有良好的冲击韧性,因此推

测,粒状贝氏体组织是 CGHAZ 试样韧性恶化的主要原因。已有研究^[17-19]认为,奥氏体晶粒尺寸越细小,缺口试样的冲击韧性也越好。随着热输入的增加,09MnNiDR 钢 CGHAZ 的原始奥氏体晶粒尺寸先减小后增大,当热输入为 25 kJ·cm⁻¹ 时原始奥氏体晶粒尺寸最小;原始奥氏体晶粒尺寸的变化与冲击吸收能量的变化正好成反比。因此,原始奥氏体晶粒尺寸是导致不同热输入下冲击韧性变化的主要因素。

不同热输入模拟 CGHAZ 试样的宏观冲击断口几乎都呈解理断裂特征,在缺口根部附近存在面积小的韧性断裂区。由图 7 可以看出:不同热输入下,CGHAZ 试样起裂源处冲击断口的微观形貌差异不大,均存在粗大的解理面,表现为完全的解理断裂。在试验给定的热输入下,所有 CGHAZ 试样冲击断口上塑性裂纹扩展区域和延伸区的长度极小,亦即冲击断口上几乎不存在塑性裂纹扩展区和延伸区,说明所有试样的韧性都极差。虽然不同热输入下的冲击吸收能量差异很小,但是解理断裂区域面积有大有小。当试样韧性较好时,冲击吸收能量与延伸区+塑性裂纹扩展区的长度呈线性相关;而当延伸区+塑性裂纹扩展区的长度较短时,冲击吸收能量取决于起裂源到塑性裂纹失稳扩展区域的长度(x_f)。由图 8 可以看出, x_f 越长,CGHAZ 试样的韧性越好,亦即解理断裂区域的面积越小,裂纹达

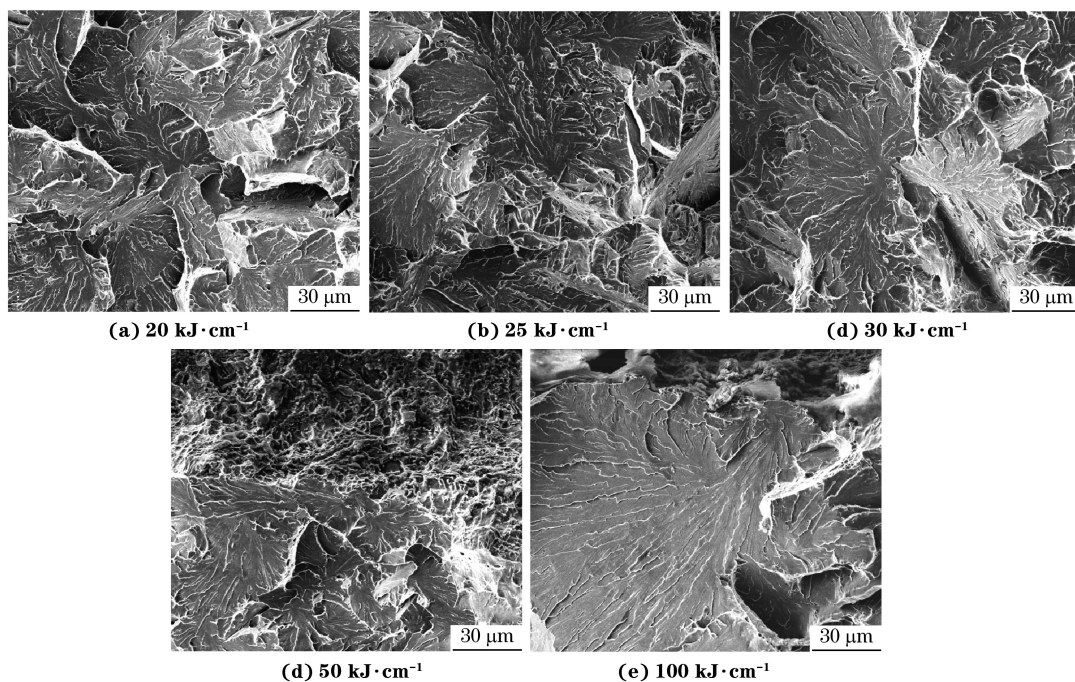
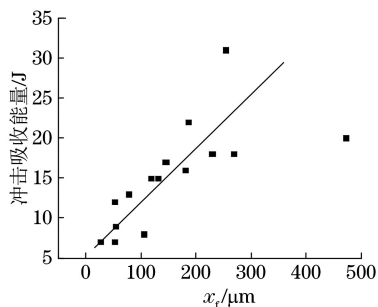


图7 不同热输入下 CGHAZ 试样起裂源处冲击断口形貌

Fig. 7 Impact fracture morphology at crack origin zone of CGHAZ samples at different heat inputs

图8 CGHAZ 试样的冲击吸收能量和 x_f 的关系Fig. 8 Relationship between impact absorbed energy and x_f of CGHAZ samples

到失稳状态越困难。

3 结论

(1) 随着热输入的增加, 09MnNiDR 钢 CGHAZ 的显微组织从粒状贝氏体+板条贝氏体逐渐转变为粒状贝氏体+块状铁素体, 硬度逐渐降低; 不同热输入下 CGHAZ 的韧性均不满足要求, 其韧性恶化的原因是由于存在粒状贝氏体组织。

(2) 随着热输入的增加, CGHAZ 中原始奥氏体晶粒先减小后增大, 试样的冲击吸收能量先增大后减小, 当热输入为 $25 \text{ kJ} \cdot \text{cm}^{-1}$ 时, 原始奥氏体晶粒尺寸最小, 冲击吸收能量最大。不同热输入下原始奥氏体晶粒尺寸的变化是影响 CGHAZ 韧性的主要因素。

参考文献:

- [1] 薛松柏, 王博, 张亮, 等. 中国近十年绿色焊接技术研究进展[J]. 材料导报, 2019, 33(17): 2813-2830.
XUE S B, WANG B, ZHANG L, et al. Development of green welding technology in China during the past decade [J]. Materials Reports, 2019, 33(17): 2813-2830.
- [2] SHARMA S K, MAHESHWARI S. A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels[J]. Journal of Natural Gas Science and Engineering, 2017, 38: 203-217.
- [3] ZHOU Y L, JIA T, ZHANG X J, et al. Microstructure and toughness of the CGHAZ of an offshore platform steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 219: 314-320.
- [4] JANG J I, JU J B, LEE B W, et al. Effects of microstructural change on fracture characteristics in coarse-grained heat-affected zones of QLT-processed 9% Ni steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 340(1/2): 68-79.
- [5] 崔冰, 彭云, 彭梦都, 等. 焊接热输入对 Q890 高强钢热影响区裂纹扩展的影响[J]. 焊接学报, 2017, 38(8): 63-67.
CUI B, PENG Y, PENG M D, et al. Effect of heat input on crack growth behavior of CGHAZ of Q890 high-performance steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2017, 38(8): 63-67.
- [6] ZHU Z X, HAN J, LI H J. Influence of heat input on microstructure and toughness properties in simulated CGHAZ of X80 steel manufactured using high-temperature processing [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46(11): 5467-5475.

- [7] KUMAR S, NATH S K. Effect of heat input on impact toughness in transition temperature region of weld CGHAZ of a HY 85 steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 236: 216-224.
- [8] HU J, DU L X, WANG J J, et al. Effect of welding heat input on microstructures and toughness in simulated CGHAZ of V-N high strength steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 577: 161-168.
- [9] 焦洪军, 马世成, 周丙峰, 等. 焊后热处理对 09MnNiDR 钢焊接接头组织与性能的影响[J]. 中国特种设备安全, 2016, 32(1): 25-27.
- JIAO H J, MA S C, ZHOU B F, et al. Influence of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of 09MnNiDR steel welding joint[J]. China Special Equipment Safety, 2016, 32(1): 25-27.
- [10] 张丽红, 陈芙蓉, 常建刚. 焊接热循环对 09MnNiDR 钢热影响区低温韧性的影响[J]. 焊接学报, 2020, 41(3): 91-96.
- ZHANG L H, CHEN F R, CHANG J G. Effect of weld thermal cycle on low temperature toughness of 09MnNiDR steel heat affected zone [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(3): 91-96.
- [11] 汪晶洁, 吴君明, 王红鸿. 09MnNiDR 低温钢焊后热处理工艺研究[J]. 电焊机, 2019, 49(3): 28-30.
- WANG J J, WU J M, WANG H H. Research on post weld heat treatment for 09MnNiDR low-temperature steel [J]. Electric Welding Machine, 2019, 49(3): 28-30.
- [12] 邢德胜. 热处理前后 09MnNiDR 钢焊接临界粗晶区的力学性能分析及影响机制[J]. 电焊机, 2014, 44(12): 158-161.
- XING D S. Mechanical performance analysis and influence mechanism research of the welding critical coarse-grained zone of 09MnNiDR steel before and after heat treatment[J]. Electric Welding Machine, 2014, 44(12): 158-161.
- [13] 王西霞, 曲锦波, 杨汉. 09MnNiDR 钢焊接临界粗晶区冲击脆断行为及焊后热处理工艺[J]. 钢铁研究学报, 2014, 26(4): 46-52.
- WANG X X, QU J B, YANG H. Impact fracture behavior and post-welding heat treatment process of the intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of 09MnNiDR steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2014, 26(4): 46-52.
- [14] CHEN J H, CAO R. Global fracture toughness related to the micromechanism of cleavage fracture[M]//Micromechanism of Cleavage Fracture of Metals. Amsterdam: Elsevier, 2015: 271-305.
- [15] GUO A M, LI S R, GUO J, et al. Effect of zirconium addition on the impact toughness of the heat affected zone in a high strength low alloy pipeline steel [J]. Materials Characterization, 2008, 59(2): 134-139.
- [16] YOU Y, SHANG C J, CHEN L, et al. Investigation on the crystallography of the transformation products of reverted austenite in intercritically reheated coarse grained heat affected zone[J]. Materials & Design, 2013, 43: 485-491.
- [17] 由洋, 王学敏, 尚成嘉. 奥氏体化温度对 HSLA100 高强度低合金钢组织及冲击韧性的影响[J]. 金属学报, 2012, 48(11): 1290-1298.
- YOU Y, WANG X M, SHANG C J. Influence of austenitizing temperature on the microstructure and impact toughness of a high strength low alloy HSLA100 steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(11): 1290-1298.
- [18] CAO R, YANG Z Q, CHAN Z S, et al. The determination of the weakest zone and the effects of the weakest zone on the impact toughness of the 12Cr2Mo1R welded joint[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 50: 539-546.
- [19] 温长飞, 邓想涛, 王昭东, 等. 焊接热输入对 Q1100 粗晶热影响区组织和韧性的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(2): 98-104.
- WEN C F, DENG X T, WANG Z D, et al. Effect of heat input on microstructure and toughness of welding coarse grain heat affected zone of Q1100 steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2017, 38(2): 98-104.

(上接第 71 页)

- [7] DUMONT D, DESCHAMPS A, BRECHET Y. On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 356(1/2): 326-336.
- [8] ZHOU W, LIU L J, LI B L, et al. Structural, elastic, and electronic properties of Al-Cu intermetallics from first-principles calculations [J]. Journal of Electronic Materials, 2009, 38(2): 356-364.
- [9] WANG J K, LI B K, ZHANG C H. First-principles study of the effect of V, Co, Ca, Sr, Ga, As doping on the mechanical properties of Al_2Cu [J]. Applied Physics A, 2021, 127(8): 1-9.
- [10] MEETSMA A, DE BOER J L, VAN SMAALEN S. Refinement of the crystal structure of tetragonal Al_2Cu [J]. Journal of Solid State Chemistry, 1989, 83(2): 370-372.
- [11] MOMMA K, IZUMI F. VESTA 3 for three-dimensional visualization of crystal, volumetric and morphology data[J]. Journal of Applied Crystallography, 2011, 44(6): 1272-1276.
- [12] 廖飞, 范世通, 邓运来, 等. 高强铝合金中间相 Al_2Cu , Al_2CuMg 和 MgZn_2 性能的第一性原理计算[J]. 航空材料学报, 2016, 36(6): 1-8.
- LIAO F, FAN S T, DENG Y L, et al. First-principles calculations on properties of high-strength aluminum alloy mesophases Al_2Cu , Al_2CuMg and MgZn_2 [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2016, 36(6): 1-8.