

DOI:10.11784/tdxbz202403030

低相变温度焊材对 Q1100 超高强钢焊接接头氢扩散行为和冷裂敏感性的影响

利成宁^{1,2}, 邢玉翔¹, 王佳骥^{1,3}, 杨兆庆¹, 邸新杰^{1,2}

(1. 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300350; 2. 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350;
3. 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 鞍山 114009)

摘要: 针对超高强钢焊接接头易产生冷裂纹的问题, 选用低相变温度(LTT)焊材和传统 ER140S-G 超高强钢焊材作为对比, 研究了扩散氢调控对 Q1100 超高强钢焊接冷裂纹敏感性的影响. 通过焊接接头临界断裂应力和断口形貌特征分析不同焊接接头的冷裂倾向, 并通过焊态氢微印试验, 将氢在不同焊接接头中的宏观扩散行为进行可视化表征, 进一步分析焊态下不同焊材对于焊接过程中扩散氢抑制作用的差别. Q1100 超高强钢碳含量较高, 其粗晶热影响区组织为粗化的马氏体板条加少量贝氏体, 冷裂倾向明显. 插销冷裂纹试验结果表明, LTT 焊材能够降低超高强钢焊接接头的冷裂倾向. 在焊接参数相同的条件下, LTT-Q1100 接头的临界断裂应力达到 520 MPa, 而 ER140S-G-Q1100 接头的临界断裂应力只有 460 MPa. LTT-Q1100 接头的断口呈现准解理断裂形貌, ER140S-G-Q1100 接头断口韧性恶化明显, 多为沿晶断裂形貌, 属于脆性断裂, 使用 LTT 焊材提高了超高强钢热影响区的抗冷裂能力. 焊态氢微印试验表明: 在 LTT-Q1100 焊接接头中, 大量 Ag 颗粒聚集在焊缝区, 热影响区的 Ag 颗粒很少; 而 ER140S-G-Q1100 接头中焊缝区和热影响区均有大量 Ag 颗粒聚集. 使用 LTT 焊材能够降低焊缝金属的相变温度, 在焊接过程中抑制焊接接头中的氢向热影响扩散, 从而降低焊接热影响区中的扩散氢含量, 降低焊接热影响区的冷裂敏感性.

关键词: 超高强钢; 焊接冷裂纹; LTT 焊材; ER140S-G 焊材; 氢微印试验; 扩散氢

中图分类号: TG422.3

文献标志码: A

文章编号: 0493-2137(2025)04-0434-07

Effect of Low Transformation Temperature Welding Materials on Hydrogen Diffusion Behavior and Cold Cracking Susceptibility of Q1100 Ultra-High Strength Steel Welding Joints

Li Chengning^{1,2}, Xing Yuxiang¹, Wang Jiaji^{1,3}, Yang Zhaoqing¹, Di Xinjie^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China;

2. Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin 300350, China;

3. State Key Laboratory of Metal Material for Marine Equipment and Application, Anshan 114009, China)

Abstract: To address the issue of cold cracking in welding joints of ultra-high strength steel, this study compared two welding materials: the low transformation temperature(LTT)welding material and the traditional ER140S-G ultra-high strength steel welding material. We explored how diffusible hydrogen impacts the susceptibility of Q1100 ultra-high strength steel welding to cold cracking. We investigated the cold cracking tendencies in different welding joints by focusing on the critical fracture stress and the appearance characteristics of fractures. We also conducted hydrogen microprint tests to visually represent how hydrogen diffuses in different welding joints, which helped analyze the effectiveness of different welding materials in inhibiting hydrogen diffusion during welding. Q1100 ultra-high strength steel is known for its high carbon content, resulting in a microstructure within its coarse grain heat-affected

收稿日期: 2024-03-27; 修回日期: 2024-05-15.

作者简介: 利成宁(1986—), 男, 博士, 副教授.

通信作者: 利成宁, licn@tju.edu.cn.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52274391).

Supported by the National Natural Science Foundation of China(No. 52274391).

zone that consists primarily of roughened lath martensite with a small amount of bainite. This combination makes it particularly susceptible to cold cracking. The implant test results showed that LTT welding materials significantly reduce the tendency for cold cracking. Under identical welding parameters, the critical fracture stress of the LTT-Q1100 joint reached 520 MPa, compared to just 460 MPa for ER140S-G-Q1100 joint. The fracture surface of the LTT-Q1100 joint showed a quasi-cleavage fracture morphology. By contrast, the ER140S-G-Q1100 joint exhibited mostly intergranular fracture patterns, characteristic of brittle fractures, indicating a more ductile nature. The use of LTT welding materials improved the cold crack resistance of the heat-affected zone of ultra-high strength steel. Hydrogen microprint tests demonstrated a high concentration of Ag particles in the weld zone of the LTT-Q1100 welding joint, with fewer particles present in the heat-affected zone. A large amount of Ag particles were accumulated in the weld zone and heat-affected zone of the ER140S-G-Q1100 joint. The use of LTT welding materials could reduce the phase transformation temperature of the weld metal, effectively suppressing hydrogen diffusion into the heat-affected zone during the welding process. This suppression reduced the diffusible hydrogen content, thereby decreasing the susceptibility to cold cracking in the welding joint.

Keywords: ultra-high strength steel; welding cold cracking; LTT welding material; ER140S-G welding material; hydrogen microprint test; diffusible hydrogen

近年来,随着工程机械行业不断向着大型化和轻量化方向发展,对工程机械用超高强钢的需求逐渐增加^[1-2]。但是随着钢材强度的增加,焊接难度也会增加,在焊接热影响区易产生焊接冷裂纹。焊接冷裂纹往往带来灾难性的事故,且其通常不能在焊后立即发现,具有一定的延迟性,因此它的危险性就更为严重,容易造成财产和生命的重大损失^[3-5]。对于屈服强度为 1 100 MPa 及以上超高强工程机械用钢的冷裂纹敏感性有待深入研究^[6]。

目前,工程中通常采用预热或焊后热处理的方式来降低超高强钢的焊接冷裂倾向,保证焊接结构的质量^[7]。关于 Q1100 超高强钢的冷裂倾向及焊接工艺,前人已经做过较多研究。采用不同预热温度的焊接冷裂纹试验结果表明,当焊前预热温度控制在 125 °C 及以上时,基本可保证接头无焊接冷裂纹^[6,8-9]。但是,预热或焊后热处理不仅耗时而且成本高,特别是对于大型结构件的焊接难以实施。低相变温度(low transformation temperature, LTT)焊材是一种潜在的降低焊接接头冷裂敏感性的方法。LTT 焊材由于马氏体相变温度低,在焊接过程中焊缝金属的马氏体相变滞后

于热影响区,能够抑制氢向热影响区的扩散^[3]。有研究指出,LTT 焊材能够在不预热条件下便获得无冷裂纹的焊接接头^[10-11]。然而,目前仍然缺乏关于 LTT 焊材抑制氢扩散的研究报道。本文通过插销试验评定使用 LTT 焊材和传统焊材情况下 Q1100 超高强钢焊接接头的冷裂纹敏感性,利用氢微印试验表征焊态下氢的扩散行为,进而探讨 LTT 焊材对焊接过程中氢扩散的抑制作用。

1 试验材料及方法

试验选用 LTT 焊丝和传统 ER140S-G 超高强钢焊丝,焊丝化学成分见表 1,焊丝直径为 1.2 mm。

马氏体相变温度计算式为

$$t_{MS} = 561 - 474w_C - 33w_{Mn} - 17w_{Cr} - 17w_{Ni} - 21w_{Mo} \quad (1)$$

LTT 焊丝和 ER140S-G 焊丝的马氏体相变温度计算值分别为 115 °C 和 430 °C。焊丝熔敷金属的力学性能见表 2。以 20 mm 厚 Q1100 超高强钢作为母材进行插销冷裂纹试验,该钢的屈服强度为 1 125 MPa,

表 1 焊接用实心焊丝化学成分

Tab.1 Chemical composition of solid welding wires

%

焊材	w _C	w _{Mn}	w _{Si}	w _{Ni}	w _{Cr}	w _{Mo}	w _{Fe}
LTT	0.039	1.19	0.38	12.18	9.50	0.96	余量
ER140S-G	0.080	1.37	0.44	1.91	0.33	0.45	余量

表 2 焊丝熔敷金属的力学性能

Tab.2 Mechanical properties of deposited metals of welding wires

焊材	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	-20 °C 冲击功/J
LTT	305	1 144	13	43.6
ER140S-G	1 013	1 129	11	39.0

抗拉强度达到 1 290 MPa. 钢板的化学成分如表 3 所示, 可见 Q1100 钢的碳当量为 0.68, 焊接性较差. Q1100 钢的马氏体相变温度计算值为 397 ℃.

插销试验使用微机自动控制五头插销试验机, 按照《焊接用插销冷裂纹试验方法》(GB9446—1988) 标准进行. 试样直径为 6 mm, 插销测试部分采用 M6 螺形缺口, 缺口深度 0.5 mm, 保证缺口位于试验焊缝热影响区的过热区. 插销试样的形状及尺寸如图 1 所示. 焊接试验使用松下 YD-500GR 气体保护焊机, 焊

接方法选用熔化极气体保护焊, 采用 80% Ar 与 20% CO₂ 的混合气体作为保护气, 焊接工艺参数见表 4. 焊接时不预热, 焊接完成后进行测温, 在 150 ℃ 时开始加载, 并于 100 ℃ 以上完成插销静载荷的加载. 插销试验完成后, 采用 JSM-7800F 型扫描电子显微镜拍摄焊缝和热影响区组织形貌图以及断口形貌图. 腐蚀液采用 10 g FeCl₃ + 30 mL HCl + 120 mL H₂O 的混合溶液.

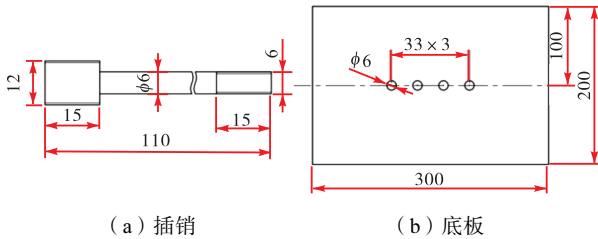
表 3 Q1100 钢板的化学成分

Tab.3 Chemical Composition of Q1100 steel plate

%

w _C	w _{Mn}	w _{Si}	w _{Ni}	w _{Cr}	w _{Mo}	w _{Fe}	C _{eq}	P _{cm}
0.16	1.27	0.30	1.62	0.62	0.38	余量	0.68	0.32

注: $C_{eq} = w_C + w_{Mn}/6 + (w_{Cr} + w_{Mo} + w_V)/5 + (w_{Cu} + w_{Ni})/15$; $P_{cm} = w_C + w_{Si}/30 + (w_{Mn} + w_{Cu} + w_{Cr})/20 + w_{Ni}/60 + w_{Mo}/15 + w_V/10 + 5w_B$.



(a) 插销 (b) 底板

图 1 插销试样的尺寸(单位: mm)

Fig.1 Dimensions of implant specimen (unit: mm)

表 4 焊接工艺参数

Tab.4 Welding process parameters

焊接电流/ A	焊接电压/ V	焊接速度/ (mm/min)	气体流量/ (L/min)
220	25	300	15~20

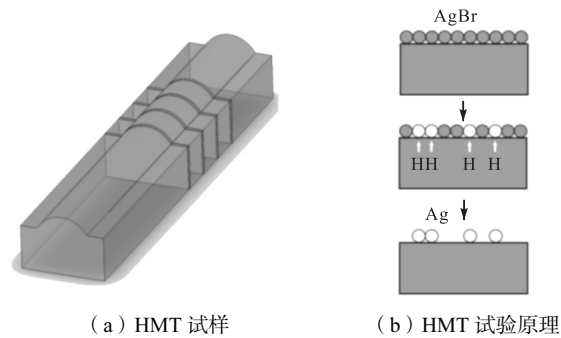
如图 2(a) 所示, 采用平板单道堆焊的方式获得和插销试验类似的焊接接头, 从焊接接头获得厚度为 1 mm 的横截面样品, 对其进行氢微印试验 (hydrogen microprint test, HMT). 值得注意的是, 为保证焊态下氢的分布状态, 切割和打磨试样时应在低温状态进行.

如图 2(b) 所示, HMT 的过程分为 3 个步骤. 首先, 在暗室中制备 AgBr 乳液 (5 g AgBr + 10 mL 1.4 mol/L NaNO₂ 溶液), 并在 45 ℃ 水浴坩锅中加热 0.5 h, 使 AgBr 充分溶解. 先将测试面抛光腐蚀, 再将配制的 AgBr 乳液滴在腐蚀面. 然后, 当氢扩散到逸氢面表面, 通过式 (1) 将溴化银中的银离子转化为金属银^[12], Ag 原子的位置即为捕获的氢原子的位置:



让 AgBr 自由沉积并在暗室中反应 1.0 h. 最后, 将样品水平浸入固定溶液福尔马林溶液 (质量分数为 36% ~ 40% 的甲醛水溶液) 中 3 ~ 5 s, 使明胶硬化. 将样品置于清洗液中 5 min 以除去未反应的 AgBr 颗

粒. 清洗液是 0.6 mol/L Na₂S₂O₃ + 1.4 mol/L NaNO₂ 的混合溶液. 样品干燥后, 在 SEM 下, 微观结构上残留的金属 Ag 显示为叠加在微观结构上的白色球形颗粒. 用 EDS 可以分析 HMT 后试样的元素分布.



(a) HMT 试样 (b) HMT 试验原理

图 2 HMT 示意

Fig.2 Schematic diagram of the HMT

2 试验结果和讨论

2.1 插销冷裂纹敏感性试验结果分析

图 3 为插销冷裂纹试验结果. 通过对比可知, 在保护气和焊接参数相同, 未预热的条件下, LTT-Q1100 接头的临界断裂应力达到 520 MPa, ER140S-

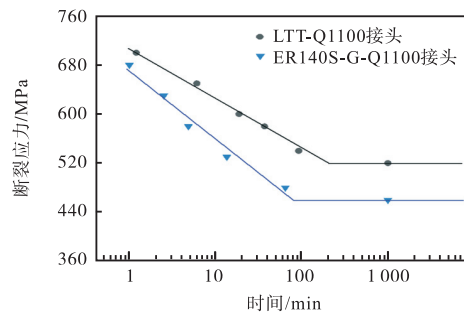


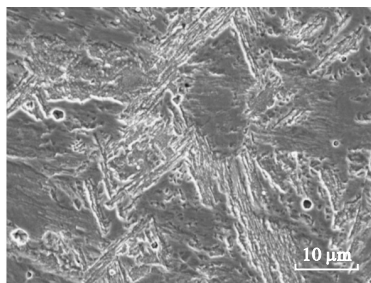
图 3 插销冷裂纹试验结果

Fig.3 Results of the implant cold cracking test

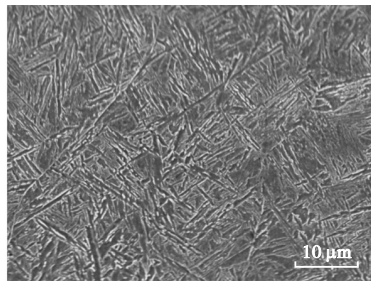
G-Q1100 接头的断裂应力只有 460 MPa, 说明未预热条件下, 使用两种焊材的接头均有一定的冷裂倾向. 但使用 LTT 焊材的焊接接头冷裂敏感性要低于传统 ER140S-G 焊材.

2.2 焊接接头微观组织

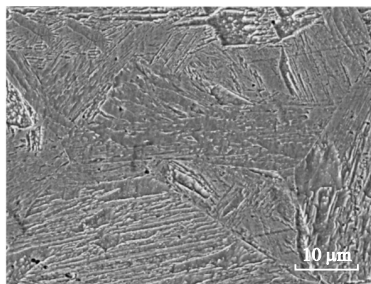
针对插销试验结果, 选择 LTT 焊缝金属、ER140S-G 焊缝金属、粗晶热影响区这 3 个位置进行 SEM 组织观察, 微观组织形貌如图 4 所示. LTT 焊缝金属的组织为板条马氏体和少量残余奥氏体; ER140S-G 焊缝金属由于含碳量较高, 其组织为针状马氏体加少量贝氏体; 粗晶热影响区的组织为板条马氏体和少量贝氏体, 由于热循环作用, 粗晶热影响区的组织已经发生粗化, 这种板条马氏体组织易于产生氢致裂纹, 抗冷裂性能较差^[13].



(a) LTT 焊缝金属



(b) ER140S-G 焊缝金属



(c) 粗晶热影响区

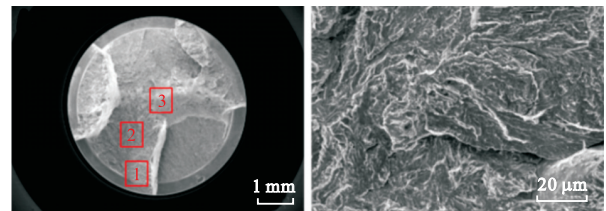
图 4 焊接接头不同位置的微观组织

Fig.4 Microstructure of different welding joint positions

2.3 插销试验断口分析

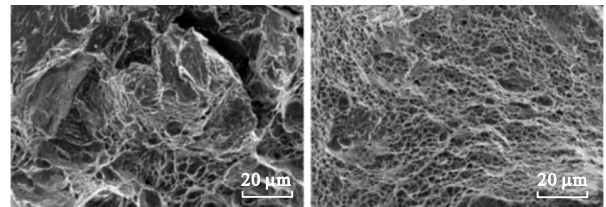
在使用不同焊材时, 焊接接头的断口形貌呈现出不同的特点. 使用 LTT 焊材的接头断口形貌如图 5

所示. 图 5(a) 中的 1、2 和 3 区域分别对应裂纹的启裂区、扩展区和最终断裂区. 由图 5(a) 可知, 断口具有多个启裂位置, 呈分层断裂形式. 如图 5(b) 所示, 断口呈现为河流状花样形貌, 是解理断裂特征. 解理小面周围有很多的撕裂棱, 表明此时材料有许多微观塑性变形出现. 如图 5(c) 所示, 扩展区断口形貌呈现为解理断裂加韧窝状, 韧窝有深有浅, 且具有二次裂纹. 如图 5(d) 所示, 最终断裂区形貌全部由韧窝组成. 由上所述, 整个断口为准解理型断口.



(a) 宏观接头

(b) 启裂区



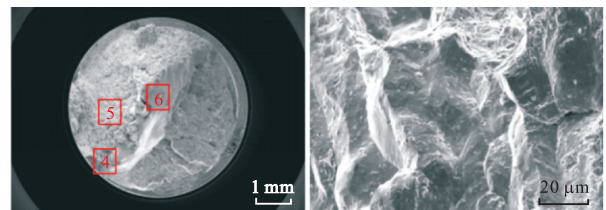
(c) 扩展区

(d) 最终断裂区

图 5 LTT-Q1100 接头断口形貌

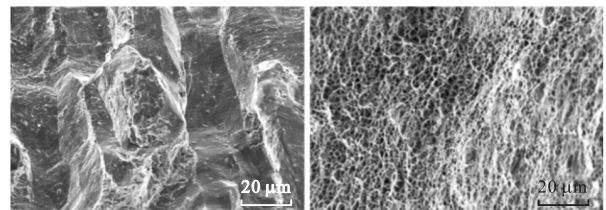
Fig.5 Fracture morphology of the LTT-Q1100 joint

使用 ER140S-G 焊材的接头断口形貌如图 6 所示. 图 6(a) 中的 4、5 和 6 区域分别对应裂纹的启裂区、扩展区和最终断裂区. 如图 6(a) 所示, 断口表面呈亮白色, 整体呈现脆性断裂形貌. 如图 6(b) 所示, 启裂区断口呈现冰糖状沿晶断裂形貌, 表明该区域脆



(a) 宏观接头

(b) 启裂区



(c) 扩展区

(d) 最终断裂区

图 6 ER140S-G-Q1100 接头断口形貌

Fig.6 Fracture morphology of the ER140S-G-Q1100 joint

性倾向大. 如图 6(c)所示, 扩展区断口形貌呈现沿晶断裂加解理断裂形貌, 属于脆性断裂. 如图 6(d)所示, 最终断裂区也有韧窝形貌出现, 但面积很小. 由上所述, 整个断口为脆性断口, ER140S-G-Q1100 接头脆性倾向较大.

综合对比来看, 使用 LTT 焊材的试样断口比使用传统焊材呈现出韧性更好的趋势, 证明 LTT 焊材能够起到降低超高强钢冷裂倾向的作用. 影响冷裂纹敏感性的主要因素有 3 个: 钢的淬硬倾向、残余应力和扩散氢含量^[14]. 在采用相同的母材和焊接参数的情况下, 使用不同焊材的接头临界断裂应力和断裂形貌出现了较大差别. 由于插销冷裂纹采用单道堆焊的形式, 拘束度很小, 应力的影响可以忽略不计. 所以, 研究氢扩散行为对不同焊接接头冷裂倾向的影响极为重要. 基于此, 本文采取氢微印试验对焊态下不同焊接接头的扩散氢进行可视化表征.

2.4 焊接接头氢扩散行为可视化

图 7 是焊态 LTT-Q1100 钢和 ER140S-G-Q1100 钢接头进行氢微印试验的氢分布. 图中白亮色的颗粒为最终留下的 Ag 颗粒, Ag 颗粒的位置即代表焊态接头中氢的位置. 由图 7(a)可知, 在 LTT-Q1100 接头的焊缝区中, 出现大量 Ag 颗粒, 而在热影响区只存在少量 Ag 颗粒的聚集, 说明焊态下更多的氢被保留在焊缝区, LTT 焊材能够起到抑制氢向热影响区扩散的作用. 相反, 如图 7(b)所示, 在 ER140S-G-Q1100 接头中, Ag 在焊缝区和热影响区的分布没有明显差别, 整个接头中的 Ag 颗粒均匀分布, 这说明焊态下有大量的氢扩散到热影响区. 图 7 所示的氢微印试验的结果说明, 相比于传统焊材, LTT 焊材能够在焊接过程中抑制氢向热影响区扩散. 这种差别是焊缝金属的相变温度差异导致的. 使用不同焊材接头中的氢扩散原理如图 8 所示.

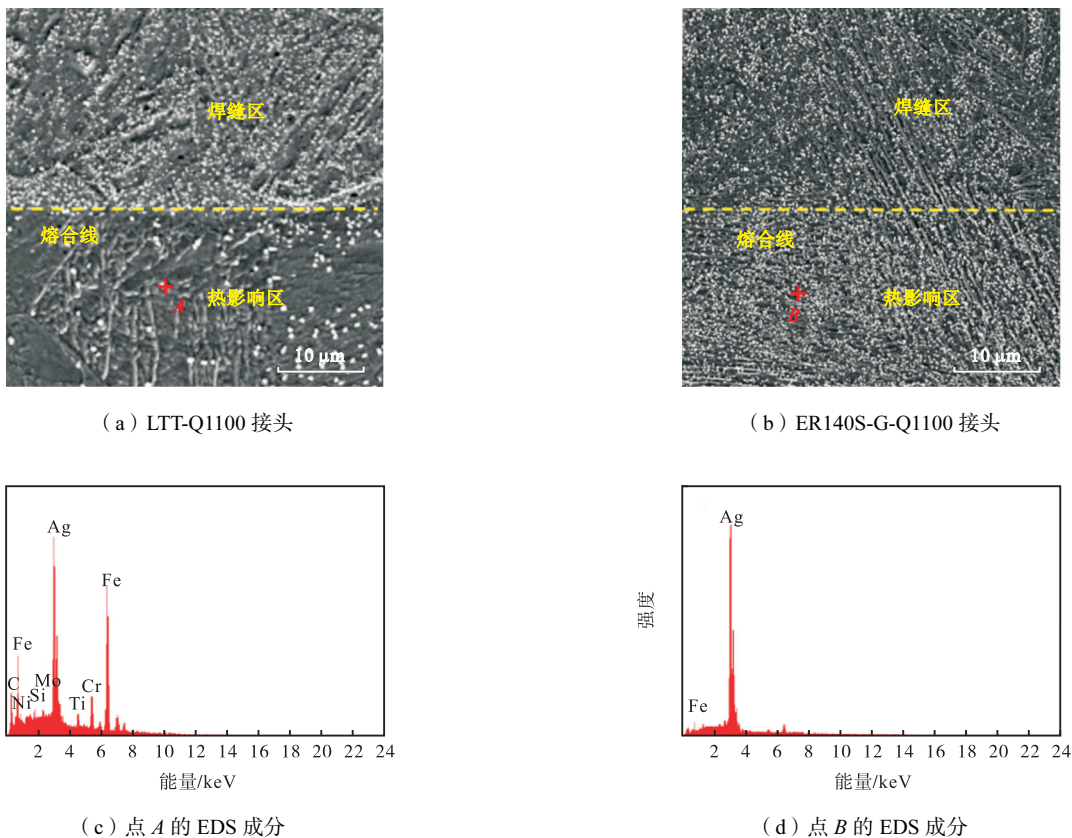


图 7 焊态接头的 Ag 颗粒分布

Fig.7 Distribution of Ag particles in as-welded joints

如图 8 所示, 由于环境和材料中存在水分, 焊接过程中有大量氢进入焊缝区. 在接头发生 γ/α 相变之前, 焊缝区和热影响区中存在氢浓度梯度, 这导致一定量的氢扩散至热影响区. 当接头温度冷却至 γ/α 相变阶段, 因两种焊缝金属的相变温度不同, 氢的扩散行为具有差异. 如图 8(a)所示, 由于传统高强度焊材

的碳含量一般低于母材, 所以焊缝金属的马氏体相变温度通常高于热影响区的马氏体相变温度, 焊接时焊缝金属先转变为马氏体. 高温状态下焊缝金属中的马氏体和热影响区中的奥氏体相邻, 在焊缝金属中过量堆积的氢向熔化区边界附近的热影响区扩散. 而由于在奥氏体中氢的溶解度高且扩散速度极慢, 因此热影

响区中的氢高度富集. 接头继续冷却至 γ/α 相变结束以后, 氢的扩散速率降低, 热影响区中氢的富集状态

被保留下来. 又由于粗晶热影响区组织粗大, 淬硬倾向大, 从而产生冷裂纹.

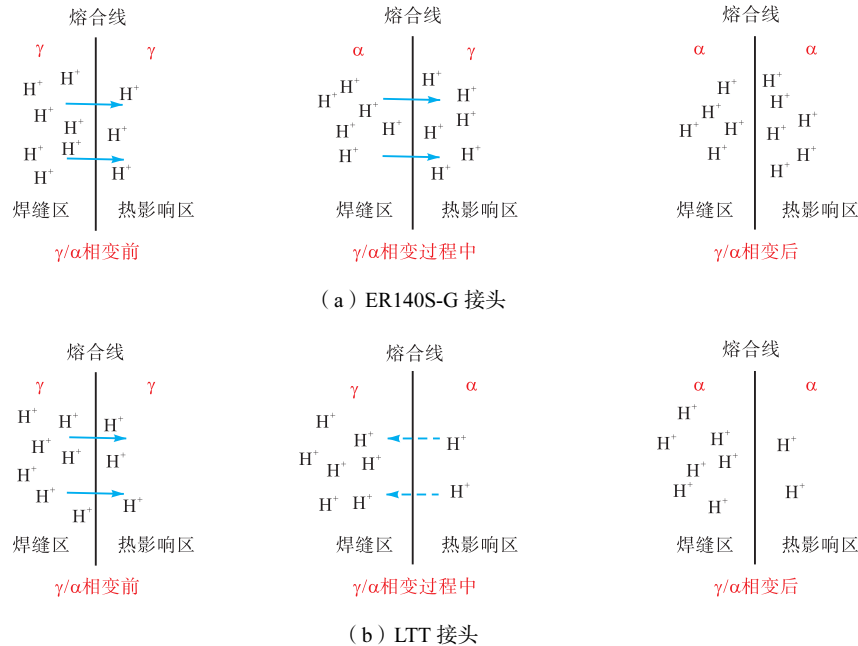


图 8 焊接接头的氢扩散原理

Fig.8 Hydrogen diffusion principles of welding joints

通过调控焊缝金属的相变温度, 可以抑制氢向热影响区的扩散. LTT 焊材通过添加 Cr 和 Ni 合金元素降低相变温度. 使用 LTT 焊材时, 焊缝金属的马氏体相变温度低于热影响区的马氏体相变温度. 接头相变过程中热影响区先转变为马氏体. 当焊缝金属开始进行马氏体相变时, 热影响区中的马氏体相变基本结束. 焊接过程中存在焊缝金属中的奥氏体和热影响区中的马氏体相邻的情况, 如图 8(b) 所示. 焊缝金属相变的滞后可抑制氢向热影响区的扩散, 甚至为热影响区中的氢向焊缝金属扩散提供驱动力. 当接头继续冷却至相变结束以后, 热影响区中的氢含量很低. 如图 7(a) 所示, 使用 LTT 焊材的接头中氢向热影响区的扩散受到抑制, 使热影响区的扩散氢含量降低, 从而使焊接接头的冷裂敏感性降低.

3 结论

本文选用 LTT 焊材和传统 ER140S-G 超高强钢焊材作为对比, 通过插销试验评定 Q1100 超高强钢焊接接头的冷裂纹敏感性, 结合焊态下氢的扩散行为表征, 进而探讨 LTT 焊材对于焊接接头中氢扩散的抑制作用, 得出如下结论.

(1) Q1100 超高强钢冷裂倾向明显. 未预热条件下采用不同焊材进行冷裂纹试验, LTT-Q1100 接头的

临界断裂应力达到 520 MPa, ER140S-G-Q1100 接头的断裂应力只有 460 MPa. 与传统 ER140S-G 超高强钢焊材相比, 使用 LTT 焊材降低了焊接接头的冷裂敏感性.

(2) 接头和断口组织分析表明, Q1100 钢粗晶区组织出现明显长大, 淬硬倾向大; LTT-Q1100 接头断口为准解理断裂形貌; ER140S-G-Q1100 接头断口基本属于脆性断裂. 使用 LTT 焊材的接头断口具有更高的韧性, LTT 焊材提高了接头的抗冷裂性能.

(3) 通过焊态氢微印试验表征焊接过程中接头中氢的分布状态, ER140S-G-Q1100 接头热影响区中聚集了大量的氢; LTT-Q1100 接头中热影响区扩散氢的含量更少. LTT 焊材通过降低焊缝金属的相变温度抑制氢向热影响区中扩散, 降低焊接接头的冷裂倾向.

参考文献:

- [1] Niu Y E, Zhao P P, Li Ning, et al. Research status and application of ultra-high strength steel at home and abroad[J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2021, 42(7): 274-279.
- [2] Tang Y S, Si Y, Xu Z M, et al. Application and research progress of ultra-high strength steel in automotive lightweight[J]. Heat Treatment of Metals, 2023, 48(10): 247-254.
- [3] 张文钺, 张炳范, 杜则裕. 焊接冶金学: 基本原理

- [M]. 北京: 机械工业出版社, 1995.
- Zhang Wenyue, Zhang Bingfan, Du Zeyu. Welding Metallurgy: Basic Principles[M]. Beijing: China Machine Press, 1995 (in Chinese).
- [4] 巴凌志, 利成宁, 冯兆龙, 等. 合金元素对 X80 管线钢熔敷金属组织和性能的影响[J]. 天津大学学报(自然科学与工程技术版), 2023, 56(11): 1187-1194.
- Ba Lingzhi, Li Chengning, Feng Zhaolong, et al. Effects of alloying elements on the microstructure and properties of X80 pipeline steel deposited metal[J]. Journal of Tianjin University (Science and Technology), 2023, 56(11): 1187-1194 (in Chinese).
- [5] 万荣春, 付立铭, 王学双, 等. 1 180 MPa 级超高强度汽车薄板钢的延迟断裂性能[J]. 金属热处理, 2017, 42(1): 91-93.
- Wan Rongchun, Fu Liming, Wang Xueshuang, et al. Delayed fracture property of 1 180 MPa grade ultra high-strength steel sheet used for automotive[J]. Heat Treatment of Metals, 2017, 42(1): 91-93 (in Chinese).
- [6] 向家雨, 兰志宇, 李福永, 等. 液压支架用 1 100 MPa 级超高强钢中厚板的焊接性[J]. 焊接技术, 2022, 51(8): 46-51.
- Xiang Jiayu, Lan Zhiyu, Li Fuyong, et al. Weldability of 1 100 MPa grade ultra-high strength steel medium thick plates for hydraulic supports[J]. Welding Technology, 2022, 51(8): 46-51 (in Chinese).
- [7] Takuya M, Kazuo H, Feng Z Y, et al. New LTT welding material and all-position repair welding with elongated bead for super-long fatigue life of boxing fillet joints[J]. Journal of the Japan Society of Naval Architects and Ocean Engineers, 2021, 32: 153-161.
- [8] 汪贺模, 周文浩, 程浩轩. 超高强钢的焊接冷裂纹敏感性试验研究[J]. 金属材料与冶金工程, 2022, 50(1): 8-11.
- Wang Hemo, Zhou Wenhao, Cheng Haoxuan. Experimental study on welding cold cracking sensitivity of ultra-high strength steel[J]. Metal Materials and Metallurgy Engineering, 2022, 50(1): 8-11 (in Chinese).
- [9] 易忠奇, 程浩轩, 邱福祥. 10 mm 厚 Q1100E 板材焊接性分析及试验研究[J]. 金属加工(热加工), 2022(1): 22-25.
- Yi Zhongqi, Cheng Haoxuan, Qiu Fuxiang. Analysis and experimental research on weldability of 10 mm thick Q1100E plate[J]. MW Metal Forming, 2022(1): 22-25 (in Chinese).
- [10] Zenitani S, Hayakawa N, Yamamoto J, et al. Development of new low transformation temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds[J]. Science & Technology of Welding & Joining, 2007, 12(6): 516-522.
- [11] Kasuya T, Hashiba Y, Inoue H. Cold cracking susceptibility of austenitic and martensitic weld metals[J]. Welding in the World, 2012, 56(9/10): 76-84.
- [12] Thomas A, Szpunar J A. Hydrogen diffusion and trapping in X70 pipeline steel[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2020, 45(3): 2390-2404.
- [13] 张群兵, 牛靖, 赵鹏飞, 等. 预热温度对 12Cr10Co3W2Mo 耐热钢焊接冷裂纹敏感性的影响[J]. 焊接学报, 2015, 36(4): 87-91.
- Zhang Qunbing, Niu Jing, Zhao Pengfei, et al. Effect of preheating temperature on the sensitivity of welding cold cracks in 12Cr10Co3W2Mo heat-resistant steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(4): 87-91 (in Chinese).
- [14] 张智, 杜则裕, 秦伯雄. 低合金钢焊接接头扩散氢的局部聚集规律[J]. 天津大学学报, 1997, 30(2): 205-210.
- Zhang Zhi, Du Zeyu, Qin Boxiong. Study on local accumulating law of diffusible hydrogen in welded joint of low alloy steel[J]. Journal of Tianjin University, 1997, 30(2): 205-210 (in Chinese).

(责任编辑: 田 军)