

低相变点马氏体焊缝组织与高强钢焊接裂纹的关系

孙咸

(太原理工大学 焊接材料研究所, 太原 030024)

摘要: 文章归纳了低相变点(low transformation temperature, LTT)马氏体焊缝组织与高强钢焊接裂纹的关系。结果表明, 在冷裂纹影响因素中, 马氏体焊缝的裂纹倾向, 受控于氢的脆化与拉应力减小效果间的竞争。低相变点马氏体焊缝与高强钢焊接冷裂纹之间的关系, 取决于马氏体焊缝的品质、焊缝中的应力状态与氢行为间的关系。工程上常用焊缝中残留的扩散氢含量最小化、不足以引发氢致冷裂纹的“焊缝金属低氢化”综合工艺, 并获得了满意的效果。

关键词: 马氏体; 低相变点; 冷裂纹; 高强钢; 铁研试验

中图分类号: TG422, TG406 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hj.20220409001

Relationship between microstructure of martensite weld with low transformation temperature and welding crack of high strength steel

Sun Xian

(Institute of Welding Consumables, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The relationship between microstructure of martensite weld with low transformation temperature and welding crack of high strength steel was reviewed. The results showed that among the influencing factors of cold cracking, the cracking tendency of martensitic welds was controlled by the competition between hydrogen embrittlement and tensile stress reduction effect. The relationship between martensitic weld with low transformation temperature and welding cold crack of high strength steel depended on the quality of martensitic weld, the relationship between stress state in weld and hydrogen behavior. The comprehensive process of “low-hydrogenation of weld metal” that minimized the amount of diffused hydrogen and was not enough to initiate hydrogen-induced cold cracks was often used in engineering and had achieved satisfactory results.

Key words: martensite, low transformation temperature, cold cracking, high-strength steel, (slit type cracking test) tekken cracking test

0 前言

屈服强度大于 690 MPa 的低碳低合金高强钢如 S690, Q690D 和 HT780, 以其良好的综合性能在海洋结构、压力容器、高层建筑、矿山机械、工程机械及桥梁结构等工业部门获得了广泛的应用。这类钢焊接材料的选用, 通常遵循强度匹配原则。低强匹配使钢的工艺焊接性和施工条件得到改善, 成本较低; 等强和高强匹配使钢的工艺焊接性和施工条件变差, 成本提高。高强匹配接头的抗断裂性在学术界存在

两种不同的观点: 一种认为对接头的抗脆断性能不利; 另一种则持相反的意见, 他们根据焊缝金属“全面屈服”理论, 提出了高强度匹配有利于改善接头抗断裂性能, 有利于提高焊缝的止裂性能的观点^[1]。高强匹配焊缝中有可能形成通常被认为是不希望的马氏体组织。然而, 正是马氏体的相变体积膨胀能够改变接头的应力状态, 进而对接头的疲劳强度和变形产生有利影响^[2]。另一方面, 焊接裂纹敏感性是具有马氏体焊缝组织高强钢较重要的焊接性问题。在一些采用低相变点(low transformation temperature,

LTT)焊接材料研究裂纹倾向的文献中,出现了低应力状态裂纹倾向大于高应力状态的反常试验结果^[5],涉及到传统领域中未知的规律,引起了研究及应用中的关注。为此,文中以低相变点马氏体焊缝为切入点,以高强钢铁研试验结果为分析对象,探讨低相变点马氏体焊缝与高强钢焊接裂纹间的关系,以及具有马氏体焊缝的高强钢焊接裂纹控制原理。该项研究对推动高强钢低相变点焊接材料的研发、配套工艺的改进,提升工程质量,具有参考价值和实用意义。

1 高强钢焊缝中的马氏体

1.1 马氏体形态及形成条件

试验用高强钢的化学成分和力学性能分别见表 1

和表 2。3 种钢的供货状态及显微组织见表 3。不同焊接方法焊接 2 种高强钢试件时,焊缝中的组织形态如表 4 和图 1^[5]、图 2^[6]所示。可以看出,采用光学显微镜对 2 种焊丝焊接的试件进行观察时,发现等强匹配焊丝的焊缝组织为板条贝氏体为主 + 少量针状铁素体和粒状贝氏体(图 1a),低强匹配焊丝的焊缝组织为以针状铁素体和板条贝氏体为主 + 少量粒状贝氏体^[5]。采用扫描电镜对 2 种焊丝焊接的试件进行观察时,等强或高强匹配的 2 种焊缝组织分别为针状铁素体 + 少量粒状贝氏体(图 2b)和马氏体 + 残余奥氏体(图 2a)。采用光学显微镜对 4 种专用电焊条试件进行观察时,4 种高强匹配焊缝的组织分别为 A 焊缝:马氏体, B 焊缝:马氏体, C 焊缝:马氏体 + 贝氏体, D 焊缝:马氏体 + 残余奥氏体^[3]。

表 1 试验用钢的化学成分(质量分数,%)

材料	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	V	B	碳当量 C_{eq}
S690 ^[4]	0.116	0.402	1.52	0.017	<0.001	0.481	0.498	0.111	<0.005	—	0.054	—	
Q690D ^[5]	0.15	0.46	1.80	0.017	0.003 5	—	0.25	0.11	—	0.007	—	0.002 1	0.52 ^①
Q690D ^[6]	0.11	0.31	1.27	0.009	0.002	0.03	0.23	0.01	0.012	0.023	0.03	—	
Q690D(GB/T16270—2009)	≤ 0.18	≤ 0.60	≤ 2.0	≤ 0.030	≤ 0.025	≤ 0.80	≤ 1.00	≤ 0.30	≤ 0.11	≤ 0.020	—	≤ 0.004	
HT780 ^[3]	0.10	0.15	0.83	0.006	0.001	1.22	0.49	0.50	—	—	—	—	≤ 0.55 ^②
HT780(JIS G3128)	≤ 0.18	≤ 0.55	≤ 0.15	≤ 0.015	≤ 0.015	0.3 ~ 1.5	≤ 0.80	≤ 0.60	—	$Cu \leq 0.50$	≤ 0.05	≤ 0.005	≤ 0.53 ^②

注:① $C_{E(IIW)} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$; ② $C_{eq(JIS)} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$ 。

表 2 试验用钢的力学性能

材料	屈服强度 $R_{p0.2}/MPa$	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 $A(\%)$	冲击吸收能量(-20 °C) A_{KV}/J
S690 ^[4]	>690	770 ~ 940	>14	—
Q690D ^[5]	720	854	19	230
Q690D ^[6]	>690	810	17	220
Q690D(GB/T16270—2009)	≥ 640	≥ 730	≥ 14	≥ 47
HT780 ^[3]	797	847	—	—
HT780(JIS G3128)	665 ~ 685	780 ~ 930	—	$\geq 47(-40\text{ °C})$

不同焊接方法、焊接材料所形成焊缝的组织形态各异。对于 Q690D 钢的强度匹配焊缝,均不出现马氏体,只有低相变点(LTT)焊丝的焊缝出现马氏体。对于 HT780 钢的 4 种高强匹配焊缝均出现了马氏体

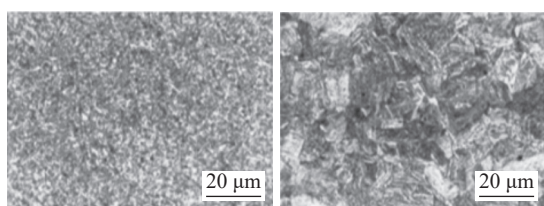
组织。表明高强钢焊缝的组织主要取决于焊缝的化学成分和冷却速度。前者(焊缝的化学成分)受焊接材料选用原则控制,后者则与焊接方法、焊接参数等相关。Q690D 钢焊接材料的选用,可以采用“强度匹

表 3 试验用钢的供货状态和显微组织

材料	热处理状态	显微组织
S690	淬火 + 回火	粒状贝氏体
Q690D	正火 + 回火	回火马氏体 + 回火贝氏体
HT780	正火 + 回火	下贝氏体 + 马氏体(或针状铁素体 + 马氏体)

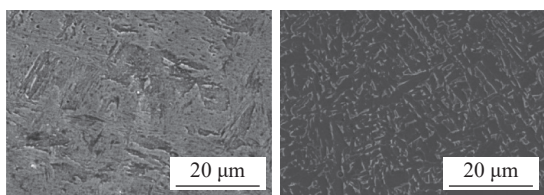
表 4 高强度焊缝金属的组织形态实例

焊接方法	母材牌号	母材板厚 d/mm	焊材牌号	直径 D/mm	保护气体类型	主要工艺参数	焊缝与母材匹配方式	焊缝组织	HAZ 组织
GMAW ^[5]	Q690D	30	①ER76-G	1.2	M21	焊接电流: 240 ~ 270 A 电弧电压: 25 ~ 32 V 热输入: 8~14 kJ/cm 预热温度: 100 °C 层间温度: 100 ~ 150 °C	①ER76-G 等强匹配 ②ER70-G 低强匹配	①板条贝氏体为主 + 少量针状铁素体和粒状贝氏体(图 1a)	板条马氏体 + 板条贝氏体(图 1b)
			②ER70-G	1.2				②以针状铁素体和板条贝氏体为主 + 少量粒状贝氏体	
GMAW ^[6]	Q690D	10	ER110S-G	1.2	M21	焊接电流: 133 ~ 209 A 电弧电压: 21 ~ 24 V	等强或高强匹配	针状铁素体 + 少量粒状贝氏体(图 2b)	板条马氏体 + 贝氏体
	Q690D	10	LTT	1.2			等强或高强匹配	马氏体 + 残余奥氏体(图 2a)	板条马氏体 + 贝氏体
SMAW ^[3]	HT780	38	A 专用焊条 B 专用焊条 C 专用焊条 D 专用焊条	—	—	焊接电流: 150 ~ 170 A 电弧电压: 22 V 热输入: 17~19 kJ/cm	高强匹配	A: 马氏体 B: 马氏体 C: 马氏体 + 贝氏体 D: 马氏体 + 残余奥氏体	贝氏体为主的混合组织



(a) 焊缝区 (b) HAZ

图 1 Q690D 钢的焊缝和 HAZ 显微组织(光学显微)



(a) LTT 焊丝的焊缝区 (b) ER110S-G 焊丝的焊缝区

图 2 不同焊材的 Q690D 钢的焊缝金属显微组织(SEM)

配”原则。等强和低强匹配方式都可以获得满意的接头性能,低强匹配方式可以改善钢的焊接性。HT780 钢焊接材料的选用,亦可采用“强度匹配”原则。为

了降低接头裂纹敏感性,可以采用低强匹配焊缝;为了改善接头应力状态及焊接变形,提高接头的疲劳强度及减小冷裂纹倾向,可以采用高强匹配的低相变点马氏体焊缝组织。从表 4 可以看出,3 个实例焊缝的匹配方式对应的焊缝组织形态各异。最后,在熔化焊接条件下,采用高强匹配方式时,焊材的化学成分是该类高强度焊缝中马氏体形成的必要条件。

1.2 马氏体相变点 M_s 及其影响

马氏体相变发生的温度(M_s)取决于钢的化学成分。奥氏体稳定化元素(例如 C, Mn, Ni 和 N)可延缓奥氏体向马氏体的转变,碳含量影响马氏体起始(M_s)温度。尽管 Cr 是一种 α (铁素体)稳定剂,但与奥氏体不锈钢中的 Ni 一起添加时,它也像奥氏体稳定剂一样起作用。由于不采用 C 像 Mn 一样改善韧性,因此可以通过含 Mo 的焊丝中添加 Ni 和 Cr 来降低 M_s 温度。能够降低 M_s 温度的元素顺序(从强到弱)是 Mn, Cr, Ni, Mo, Cu, W, V, Ti。可以使用式(1)^[7]近似计算 M_s 温度。

$$M_s = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo \quad (1)$$

对照表4和表5可以看出,有3种焊接材料的马氏体相变点 M_s 较低,即低相变点(LTT)焊丝和A、D电焊条。这3种低相变点焊接材料的焊缝均为高强度匹配方式,焊缝组织均为马氏体或马氏体+残余奥氏体。高强钢焊缝中出现马氏体组织是该钢焊接

材料选用原则所决定的。有一些焊接结构为了改善接头的应力状态,减小焊接变形,以及其他的性能要求,利用马氏体焊缝凝固时的相变体积膨胀特性,以及马氏体相变点温度 M_s 越低,减小焊接残余应力、焊接变形效果越好规律(图3^[2]、图4^[8]),采用了高强度匹配焊接材料。

表5 焊接材料的化学成分及相变温度 M_s

焊接材料	化学成分(质量分数, %)										相变温度 $M_s/^\circ\text{C}$
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cr	Ti	其他	
ER70-G	0.05	0.2	1.68	0.016	0.002 8	0.31	0.56	—	0.08	—	486
ER76-G	0.09	0.78	1.79	0.017	0.006	0.43	0.86	0.36	0.06	—	430
ER110S-G	0.094	0.53	1.62	0.013	0.01	0.34	1.57	0.29	—	—	424
LTT 焊丝	0.06	0.30	0.60	—	—	0.50	8.0	10.0	0.20	Nb 0.01, V 0.52, B 0.002, Cu 0.5, Ce 0.10	196
A 专用焊条	0.051	0.25	0.73	0.008	0.003	0.30	8.80	10.10	—	—	185
B 专用焊条	0.065	0.28	0.55	0.014	0.003	0.40	4.40	9.90	—	—	261
C 专用焊条	0.091	0.52	1.18	0.015	0.006	0.31	1.76	0.60	—	—	432
D 专用焊条	0.047	0.40	1.50	0.012	0.007	0.30	8.60	11.10	—	—	148

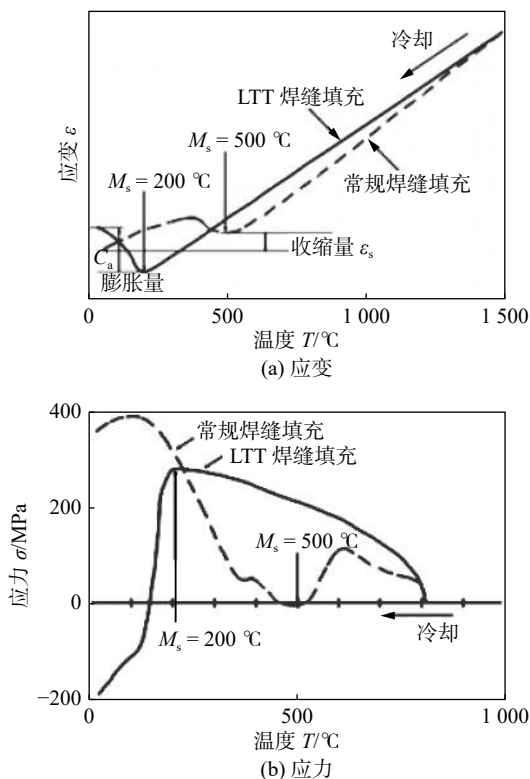


图3 常规和LTT填充焊丝冷却过程中残余应力和应变

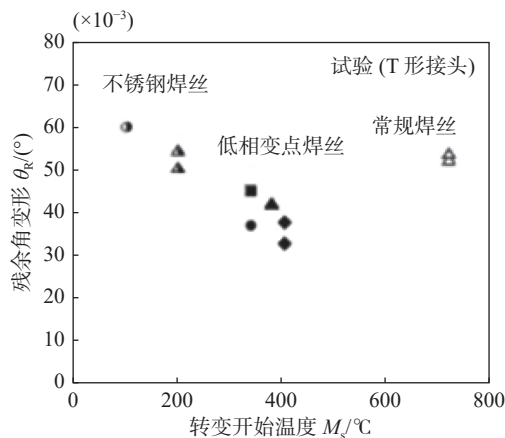


图4 M_s 温度和角变形之间的关系

2 高强钢焊接裂纹

2.1 高强钢焊接裂纹的铁研试验

采用9种焊接材料分别对3种高强钢(S690, Q690D, HT780)进行铁研试验,参数及试验结果见表6。可以看出:①采用3种不同Ni含量LTT高强匹配焊条焊接10 mm厚的S690钢试件时,在工件预

表6 高强钢的铁研试验参数及结果

序号	接头类型	母材牌号	板厚 d/mm	焊材牌号	直径 D/mm	焊材 ⁱ 相变温度 $M_s/^\circ C$	焊接电流 ⁱⁱ I/A	电弧电压 ⁱⁱ U/V	热输入 $E/(kJ \cdot cm^{-1})$	预热温度 $T/^\circ C$	表面裂纹率 $C_f(\%)$	断面裂纹率 $C_s(\%)$
1 ^[4]	斜Y坡口	S690	10	8%Ni	4	213	170	22	17~19	150	70	60
				10%Ni	4	179	170	22	17~19	150	0	30
				12%Ni	4	145	170	22	17~19	150	0	0
2 ^[9]	斜Y坡口	Q690D	30	ER76-G	1.2	430	260~280	29	13~15	室温	0	84~100
				ER76-G	1.2	430	260~280	29	13~15	60	0	0
3 ^[3]	斜Y坡口	HT780	38	A焊条	4	185	170	22	17~19	室温	—	30
				B焊条	4	261	170	22	17~19	室温	—	100
				C焊条	4	432	170	22	17~19	室温	—	100
				D焊条	4	148	170	22	17~19	室温	—	0
序号	裂纹? (Y/N)	电源极性	焊材/扩散氢含量 $[H]/(mL \cdot 100g^{-1})$	保护气体类型	焊缝与母材匹配方式	裂纹部位	小结					
1 ^[4]	Y	直流反接	—	—	高强匹配	焊缝区	①3种不同Ni含量低相变点高强匹配焊条对S960钢的裂纹试验;②板厚10mm拘束度中等;③规范适当;④工件预热150℃有利焊缝中氢的逸出;⑤随焊缝中Ni含量增加,相变点降低,裂纹率减小;⑥12%Ni含量时无裂纹;⑦焊缝组织为马氏体+残余奥氏体;⑧裂纹部位位于焊缝区					
	Y	直流反接	—	—	高强匹配	焊缝区(图5 ^[4])						
	N	直流反接	—	—	高强匹配	—						
2 ^[9]	Y	直流反接	—	M21	低强匹配	HAZ	①2种低强匹配实心焊丝对Q690D的裂纹试验;②板厚30mm拘束度增大;③GMAW属于低氢工艺;④规范适当;⑤工件预热温度60℃时无裂纹;⑥焊缝组织:不预热时为针状铁素体+板条贝氏体,预热60℃时为针状铁素体+粒状贝氏体;⑦裂纹部位被判为HAZ					
	N	直流反接	—	M21	低强匹配	HAZ						
3 ^[3]	Y	直流反接	5.33	—	高强匹配	焊缝区(图6a ^[3])	①4种高强匹配电焊条对HT780钢的裂纹试验;②板厚30mm拘束度较大;③规范适当;④ $[H]=5.33-6.0$,不预热、不后热;⑤A,B,C3种焊条试件均产生裂纹,具有低 M_s 点A焊条的断面裂纹率30%,比A更低 M_s 点D焊条试件无裂纹;⑥焊缝组织均以马氏体为主;⑦裂纹部位位于焊缝区					
	Y	直流反接	5.72	—	高强匹配	焊缝区(图6b ^[3])						
	Y	直流反接	6.00	—	高强匹配	焊缝区(图6c ^[3])						
	N	直流反接	5.68	—	高强匹配	—						

注: i 焊材的相变点 M_s 是采用文献[7]提供的公式计算所得; ii 铁研试验中电焊条所用焊接电流、电弧电压参数数值是试验标准规定^[10]。

热温度150℃条件下,随焊条Ni含量的提高,相变点 M_s 下降,试件的裂纹率减小,12%Ni含量试件无裂纹;②采用2种低强匹配实心焊丝焊接30mm厚的

Q690D钢试件时,工件预热60℃时无裂纹;③采用4种高强匹配的焊条焊接38mm厚的HT870钢时,在不预热、无后热工艺下,随相变点 M_s 降低,裂纹率减

小,最低 M_s 的 D 焊条试件无裂纹。

实例 1 数据绘制的焊材 Ni 含量、马氏体相变点 M_s 、焊缝显微硬度(HV10)和裂纹率关系,如图 7^[4]所示。可以看出:①随焊缝中 Ni 含量的增加(8%, 10%, 12%),马氏体相变点 M_s 降低(184, 90, 39)。这是由于 Ni 含量的增加延缓了奥氏体向马氏体的转变,同时考虑其他元素如 Cr, Mo, Mn 的综合影响,见式(1);②随马氏体相变点 M_s 降低(184, 90, 39),试件中的裂纹率减小(表面裂纹率从 70% 降为 0,断面裂纹率从 60% 降至 30% 和 0)。这是由于随 M_s 降低,在马氏体相变过程中产生的体积膨胀,会使接头的拉应力降低,甚至产生压应力,在氢含量基本相同条件下,裂纹率会明显减小;③随马氏体相变点 M_s 降低(184, 90, 39),焊缝的显微硬度降低(417, 401, 394)。这是由于随马氏体相变点 M_s 降低,焊缝中的残余奥氏体量增

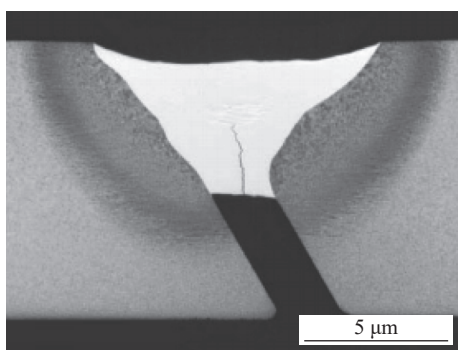


图 5 10% 镍 LTT 合金铁研试件的横截面

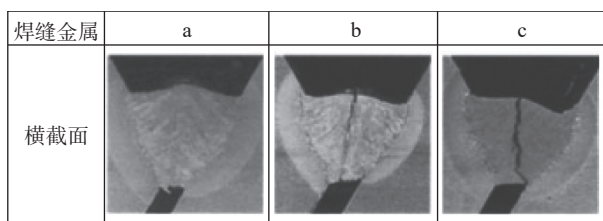


图 6 Y 形裂纹试验中的焊缝横断面

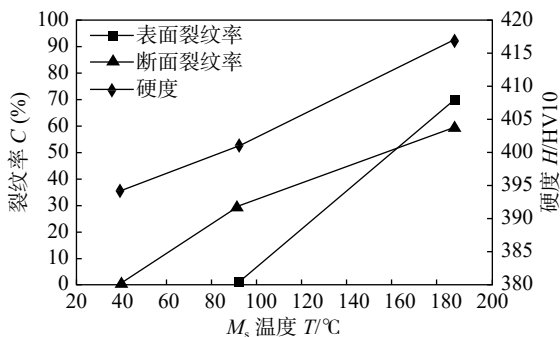


图 7 LTT 焊材在铁研试验中裂纹率和硬度随 M_s 变化

多,马氏体 + 残余奥氏体混合组织的硬度降低所致。在该案例中不难看出,接头中的压缩残余应力和残余奥氏体组织是 12%NiLTT 焊条成功避免冷裂纹的主要原因。

实例 3 中 4 种高强匹配焊接材料在不同拘束条件下的对比试验中,出现了传统高强匹配焊缝金属对接头拘束度敏感,即接头拘束度小时,裂纹率低,反之,裂纹率高。而在低相变点焊缝金属中却出现了反常现象,即接头拘束度小时,裂纹率高,拘束度大时裂纹率反而低。这是由于传统高强匹配焊缝金属的马氏体相变点 M_s 较高,焊缝的相变膨胀对接头应力减小影响不大,所以裂纹率对拘束度比较敏感(拘束度增大时裂纹率高);低马氏体相变点焊接材料的 M_s 明显较低,相变膨胀使接头应力明显减小,所以裂纹率明显减小。接头拘束度越大,应力减小越明显,裂纹率越小,甚至无裂纹。A 焊条接头拘束度小时,马氏体相变体积膨胀减小应力的效果不大,裂纹率却很高,这其中可能存在其他引发裂纹因素,将在下文讨论。

低相变点焊材 A 和 D 均可使接头产生压缩应力,进而减小裂纹率,但是相变点 M_s 数值不同,其效果各异。前者 M_s 为 185 $^\circ\text{C}$,断面裂纹率 30%,后者 M_s 为 148 $^\circ\text{C}$,无裂纹,D 焊缝的无裂纹还与该焊缝中形成 12.7% 的残余奥氏体有关。残余奥氏体硬度(HV313)较低,韧性好有利接头释放应力;奥氏体对氢的溶解度比马氏体高,有助于降低马氏体中的氢含量,这些都是 D 焊缝无裂纹的有利因素。

2.2 高强钢焊接裂纹形态及性质

在案例 1 中,10%Ni LTT 焊条铁研试件的横断面如图 5^[4]所示。可以看出,启裂于根部、沿焊缝厚度方向扩展并止裂于焊缝的一条裂纹。在扫描电镜下,裂纹的断口呈现脆性解理开裂形貌特征(图 8^[4]);在

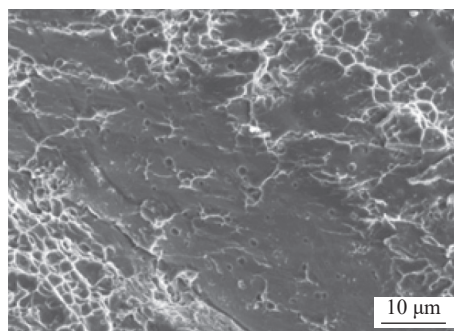


图 8 典型冷裂断口特征的 SEM 图像

图的左下方也显示出二次裂纹的存在,二次裂纹一侧还呈现了一些微孔形成的韧窝花样。从裂纹走向和断口特征可以判定,这类裂纹的性质属于典型的氢致延迟冷裂纹。

在案例3中,3种高强匹配焊条铁研试件的横断面如图6^[3]所示。可以看出,这类裂纹都启裂于焊缝根部缺口处,沿焊缝厚度方向扩展,断面裂纹率30%的A焊缝裂纹止裂于焊缝,断面裂纹率100%的B、C焊缝裂纹则贯穿焊缝厚度直至表面。裂纹具有串接或不连续特征。

3 高强钢焊接裂纹的影响因素

3.1 焊缝组织的影响

几种高强钢焊缝组织对冷裂纹影响试验结果及分析见表7。可以看出:①在低相变点马氏体焊缝中,如存在残余奥氏体(A_R),马氏体中的含氢量可以被减小,脆化倾向被减弱,应力集中区峰值被降低,裂

纹倾向随残余奥氏体(A_R)含量增大而减小或为0(如案例1和3);②纯马氏体焊缝由于不具备上述残余奥氏体(A_R)的有利作用,裂纹倾向分别为30%和100%(案例3中A焊条和B焊条);③不同低相变点马氏体焊缝(如M+B或M+ A_R)的裂纹倾向不同(如案例3中的C焊条和D焊条);④不形成马氏体组织的高强钢焊缝金属,不具备上述马氏体焊缝的优势,裂纹率的变化机理与上不同(如案例2)。高强钢焊接理论表明,焊缝中的马氏体组织是形成冷裂纹三要素中的必要条件,被认为是防止冷裂纹形成的限制性要素。但是,在铁研裂纹试验条件下,低相变点马氏体焊缝组织却出现了一些新的规律,如接头应力状态的改变、焊缝中氢行为的转化,以及残余奥氏体的韧化等。可以说,低相变点马氏体焊缝组织在大拘束状态焊接接头中反而转化为提高或改善抗裂性的利好因素,以及防止冷裂纹的重要冶金措施之一。

表7 焊缝组织对高强钢冷裂纹倾向影响的分析

案例	焊缝显微组织	接头应力状态	焊缝中氢行为	残余奥氏体(A_R)的作用	裂纹率变化
1 ^[4]	M+残余奥氏体(A_R)	随焊缝中Ni含量增大,相变点 M_s 降低,接头应力被减小或变为压应力(图5)	随焊缝中Ni含量增大,焊缝中残余奥氏体量增大,马氏体中的氢量被减少,脆化倾向减弱,应力集中区氢浓度峰值被下降	随焊缝中Ni含量增大,焊缝中残余奥氏体量增大,焊缝韧性被提高,同时释放应力,裂纹止裂性被提高	在工件预热150℃条件下,随焊缝中Ni含量增大,裂纹率减小,12%Ni含量时为0
2 ^[9]	AF+B	焊缝组织非马氏体类,不发生马氏体相变,不产生接头应力被减小的效应	焊缝组织非马氏体类,焊缝中氢的行为与马氏体焊缝不同;焊缝区相变温度比母材HAZ高,氢的扩散方向是从焊缝向HAZ进行	焊缝组织中不形成残余奥氏体(A_R),无残余奥氏体(A_R)的作用	不预热试件断面裂纹80%~100%,预热60℃时无裂纹
3 ^[3]	M, M+B, M+ A_R	A和D焊条形成低相变点焊缝,具有接头应力被减小或变为压应力效应,而且D焊条的作用比A焊条大	A焊条焊缝组织是纯马氏体,具有一定应力被减小作用,不具有减小马氏体中氢量的作用。D焊条焊缝组织是M+ A_R ,具有马氏体中的氢量被减少,脆化倾向减弱,应力集中区氢浓度峰值被下降作用	A焊条焊缝中不形成 A_R ,无 A_R 的增韧、释放应力作用。D焊条焊缝组织含有 A_R ,具有焊缝韧性被提高,同时释放应力,裂纹止裂性被提高作用	在不预热条件下:A焊条焊缝断面裂纹率30%,D焊条焊缝无裂纹

3.2 焊缝中氢行为的影响

3种高强钢焊缝金属中氢行为的影响汇总见表8。可以看出:①当采用不同Ni含量焊条焊接S690钢时,焊缝组织为M+ A_R ,HAZ为以B为主的混合组织。此时焊缝的马氏体转变温度 M_s (145~213℃)低于母材HAZ(437℃),母材HAZ先于焊缝转变为B为主的混

合组织。由于焊缝中的M+ A_R 组织对氢的阻挡作用(因为氢在马氏体中的扩散系数 $2.5 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$ 比铁素体中的 $4.0 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$ 小,但前者对氢的溶解度比后者大),焊缝中的氢不能向HAZ扩散,而只能向焊缝后部扩散,如图9b所示。此时焊缝区成了“富氢区”,在8%Ni和10%Ni焊条铁研试件中,裂纹首先在

表 8 焊缝金属中氢行为的影响

案例	母材	板厚	焊接	焊缝/ HAZ 组织	$\gamma \rightarrow \alpha(M)$ 转变温度 $M_s/^\circ\text{C}$	扩散氢的 扩散方向	“富氢区” 接头拘束 部位	马氏体焊缝 中的氢含量 应力	裂纹部位 及走向	裂纹倾向	
1 ^[4]	S690	10	12%Ni 焊条	M+A _R / B 为主	焊缝低 于母材	WM→WM (图 9b)	焊缝区 (WM)	减小	A _R 溶解氢使 M 中的氢 浓度降低	根部启裂, 沿焊缝 厚度方向扩展 (图 10b)	工件预热 150 °C 时 12%Ni 焊缝 无裂纹
2 ^[9]	Q690D	30	ER76-G	AF+B/ M+B	焊缝高 于母材	WM→HAZ (图 9a ^[11])	HAZ	未减小	—	根部启裂, 沿 HAZ 扩展, 然后拐入焊 缝(图 10a)	工件预热 60 °C 时无裂纹
3 ^[3]	HT780	38	D 焊条	M+A _R / B 为主	焊缝低 于母材	WM→WM (图 9b)	焊缝区 (WM)	减小	A _R 溶解氢使 M 中的氢 浓度降低	根部启裂, 沿焊缝 厚度方向扩展 (图 10b)	工件不预热 D 焊条试件无 裂纹

焊缝根部应力集中处启裂, 并沿马氏体焊缝(富氢)区扩展(图 5 和图 10b)。但是对于 12%Ni 焊缝而言, 由于低相变点焊缝相变体积膨胀, 接头的应力有所减小, 同时残余奥氏体 A_R 的存在对氢的溶解度比马氏体高, 使马氏体中的氢浓度降低, 从而获得无裂纹试件; ②当采用 ER76-G 焊丝焊接 Q690D 时, 焊缝组织为 AF + B, HAZ 为 M + B。此时, 焊缝的相转变温

度(430 °C)高于母材 HAZ(424 °C), 焊缝先于母材 HAZ 转变为 AF + B。焊缝中的氢向 HAZ 扩散(图 9a^[11]), 致使 HAZ 形成所谓富氢带。在 HAZ 的 M + B 组织和应力作用下, 冷裂纹倾向严重。在不预热试件中裂纹首先在焊缝根部应力集中处启裂, 并很快沿 HAZ 中的 M + B 区扩展, 然后拐入焊缝中(图 10a)。试件预热 60 °C 时, 焊缝中的氢逸出, 且应力缓减, 裂纹率为 0; ③采用低相变点 D(低转变温度 LTT)焊条焊接 HT780 钢时, 焊缝中的氢行为对冷裂纹倾向的影响, 其机理与案例 1 基本相同。其焊缝和 HAZ 的组织分别为 M + A_R 和 B 为主的混合组织。马氏体焊缝的转变温度 M_s(D 焊缝: 148 °C)低于母材 HAZ(HT780: 447 °C), 母材 HAZ 先于焊缝转变为 B 为主的混合组织。由于焊缝中的 M + A_R 组织对氢的阻挡作用, 焊缝中的氢不能向 HAZ 扩散, 而只能向焊缝后部(与焊接方向相反)扩散, 如图 9b 所示。此时焊缝区成了“富氢区”, 在不预热条件下, A, B, C 3 种焊条试件焊缝中, 均产生了如图 10b 所示裂纹走向的冷裂纹(图 6)。

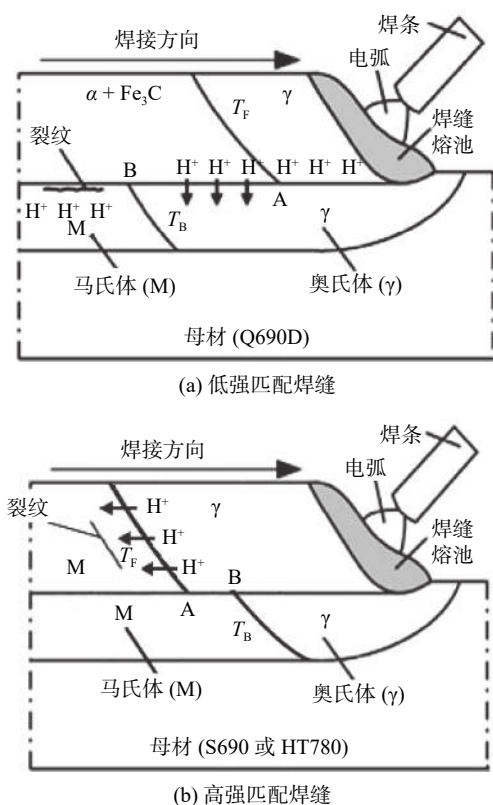


图 9 焊缝中氢的扩散方向

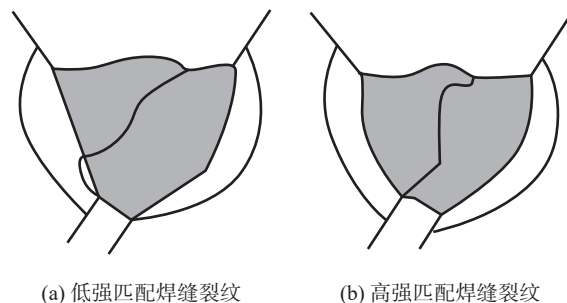


图 10 铁研试件横截面裂纹走向

只有 D 焊条凭借低相变点马氏体焊缝对接头应力的减小、残余奥氏体使马氏体中氢浓度降低,以及焊缝组织自身的韧化,最终获得无裂纹试件。

综上,在案例 1 中,对 S690 钢工件预热 150 ℃,有利焊缝中氢的逸出,并辅助减缓拉应力。在氢的影响较为弱化条件下,低相变点马氏体焊缝的抗裂性主要取决于焊缝中 Ni 含量的提高,使马氏体低相变点 M_s 降低,减小拉伸应力,以及残余奥氏体自身韧化提高。由于焊缝中氢含量已经减少,残余奥氏体 A_R 使马氏体中氢浓度减小,仅起次要作用。在案例 2 中,对 Q690D 钢试件采用了低氢化的 GMAW 工艺方法。ER76-G 焊丝的含氢量非常低,进入焊缝的氢量极低,因此,工件预热 60 ℃ 即可使不预热时高达 80%~100% 裂纹率降为 0。在案例 3 中,对 HT780 钢焊件不进行预热,焊缝中氢对冷裂纹的作用较为凸显。在 4 种马氏体焊缝试件中, B, C 试件的裂纹率高达 100%,而低相变点的 A 和 D 试件的裂纹率分别为 30% 和 0。A 试件裂纹率的降低与低相变点(185 ℃)焊缝使应力减小有关,但纯马氏体焊缝含氢量较高

导致的脆化极易引发冷裂纹。D 试件无裂纹则是更低的相变点(148 ℃)导致的拉应力大幅降低、残余奥氏体使马氏体中氢浓度降低,以及焊缝的韧化综合作用的结果。

3.3 接头拘束应力的影响

接头拘束应力的影响见表 9。可以看出,在案例 1 中, S690 钢试板较薄(10 mm), 高强匹配, 工件预热 150 ℃, 接头拘束应力中等。此时, 随试件相变点 M_s 降低, 拘束应力减小, 直至 12%Ni 含量试件无裂纹。可以认为接头的拘束应力起了相当作用。在案例 2 中, Q690D 钢试板增厚至 30 mm, 低强匹配, 2 种工件预热温度(RT, 60 ℃), 接头拘束应力增大, AF + B 焊缝组织相变不具有使接头应力减小的效应。工件预热 60 ℃ 时无裂纹, 可以认为是消除氢的危害所导致的结果。在案例 3 中, HT780 钢试板增厚至 38 mm, 高强匹配, 工件不预热, 接头拘束应力较大。D 焊条试件比 A 焊条试件的 M_s 更低, 前者的拘束应力最小, 裂纹率为 0。可以认为, 是低相变点焊缝使接头拘束应力减小所带来的力学效果。

表 9 焊接接头拘束应力的影响

案例	母材牌号	板厚 d/mm	焊缝与母材 匹配方式	工件预热温度 $T_p/\text{℃}$	接头拘束 应力评估	马氏体相变点的影响	裂纹倾向
1	S690	10	高强匹配	150	中等	随焊缝中 Ni 含量的增大, 相变点降低, 接头拘束应力减小; 12%Ni 含量试件的 M_s 最低, 拘束应力最小	12%Ni 含量 试件无裂纹
2	Q690D	30	低强匹配	RT ^① , 60	增大	焊缝非马氏体组织, 相变不产生使应力减小的效应	工件预热 60℃ 时 无裂纹
3	HT780	38	高强匹配	RT ^①	较大	4 种马氏体焊条中, A、D 属于低相变点焊条, 而且 D 的 M_s 比 A 低, D 试件的拘束应力最小	工件不预热 D 焊条试件无裂纹

注: ① RT—室温

A, C, D 3 种焊条焊缝金属的拘束强度与断面裂纹率之间的关系如图 11^[3] 所示。可以看出: ① C 焊条焊缝随接头拘束度增加断面裂纹率也增加(曲线 C 从 0 增至 100%)。这是由于冷裂纹的产生直接受马氏体淬硬组织、扩散氢以及拉伸应力三要素控制。已经成为富氢区的 M + B 焊缝(表 7)可能被脆化, 但拘束度较低时, 拉应力较小, 焊缝脆化倾向小, 焊缝抗裂性较好, 裂纹率为 0。随拘束度和拉应力增大, 焊缝脆化倾向增大, 在应力集中和氢的双重作用下,

极易在根部缺口处引发冷裂纹。拘束度越大, 裂纹率越高; ② A 焊条焊缝, 在低的拘束度时裂纹率高达 100%, 当拘束度增大时裂纹率直线下降(曲线 A)。显示了与 C 焊条焊缝完全相反的结果。这是由于 A 焊条焊缝是单相马氏体组织, 而且焊缝已成为富氢区(表 7)被脆化, 当接头的拘束度较低时, 如在铁研试件自身的拘束度和拉应力下, 在应力集中和氢的双重作用下, 极易引发冷裂纹(裂纹率高达 100%)。尽管 A 焊条焊缝是低相变点 M 组织, 但 M 相变减小

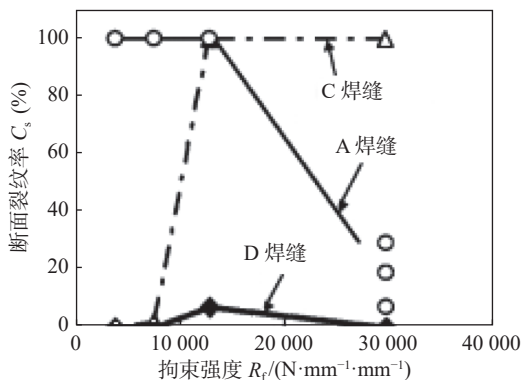


图 11 焊缝金属的拘束强度与断面裂纹率间的关系^[3]

接头拉伸残余应力的效果在低的拘束度时并不强烈,只有拘束度超过某一数值时,应力由拉伸变为压缩发生逆转时,改变残余应力状态的效果才明显大增(图 12^[3]),所以需要有一个过程,在此过程中氢的脆化影响一直在起作用,致使裂纹率居高不下(曲线 A);如图 11^[3]所示,拘束度过了 1.4×10^4 N/(mm·mm) 后,一方面 M 相变减小接头拉伸残余应力的效果明显增大,甚至拉应力变为压应力,同时氢的影响被弱化降为次要因素,因此裂纹率曲线快速直降(曲线 A);③ D 焊条焊缝,随接头拘束度增加断面裂纹率变化都很小,多数为 0,仅在拘束度 1.4×10^4 N/(mm·mm) 附近时,裂纹率为 10%(曲线 D)。这是由于成为富氢区的 M + A_R 焊缝(表 7)中含有 12.7% 残余奥氏体 A_R,残余奥氏体 A_R 优先溶解焊缝中的氢,使 M 中的氢浓度降低,免遭脆化。在低的拘束度时,氢的有害作用被化解,试件的裂纹率降至 0。接头拘束度持续增加,低相变点焊缝减小接头拉伸残余应力效果突显后,拉伸应力变为压应力。应力和氢对冷裂纹产生的影响因素均被化解。无论低的或高的拘束度,均不能使 D 焊

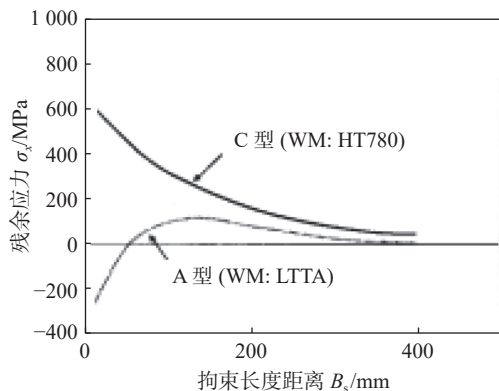


图 12 2 种焊缝金属的拘束长度距离与残余应力间的关系^[3]

条焊缝金属产生冷裂纹。

4 具有马氏体焊缝的高强钢焊接裂纹控制原理

4.1 低相变点马氏体焊缝与高强钢焊接冷裂纹的关系

将 38 mm 厚的 HT780 钢板的不预热铁研试验结果,归纳为马氏体焊缝与高强钢焊接冷裂纹的关系(表 10)。可以看出:①采用 C 焊条的非低相变点 M + B 焊缝。在低拘束度时,试件无裂纹。随拘束应力增大,裂纹率提高,拘束度超过某数值时裂纹率达 100%。裂纹的产生与组织、应力、扩散氢三要素有关;②采用 A 焊条的低相变点纯 M 组织焊缝。在低拘束度时,试件裂纹率达 100%。当拘束度增大到某数值时相变体积膨胀才能使拉应力大幅减小,氢的影响降为次要,裂纹率直线下降。单纯依靠拉应力的减小是无法控制焊接裂纹的,因为拘束应力较小时(铁研试件中的实际拘束度并不小)凸显了氢对焊缝马氏体的脆化影响,致使裂纹率很高;③采用 D 焊条的 M + A_R 焊缝。利用 A_R 化解低拘束度时氢的负面影响,同时利用 M + A_R 相变体积膨胀减小拉应力或逆转成压应力化解高的拉应力的影响。最终获得不受拘束度影响的低相变点马氏体 + 奥氏体混合组织。

综上,低相变点马氏体焊缝与高强钢焊接冷裂纹之间的关系,取决于马氏体焊缝的品质和焊缝中的应力状态与氢行为间的竞争。单相马氏体焊缝组织对裂纹率的影响(即低的拘束强度时裂纹倾向大,高的拘束强度时裂纹倾向小),受控于拉应力降低效果与氢脆化的竞争。M + A_R 二相焊缝组织对裂纹率的影响,在化解了拉应力和氢的不利影响后,裂纹倾向极低。

4.2 具有马氏体焊缝的高强钢焊接裂纹控制原理

在一些情况下,低相变点马氏体焊缝组织在利用相变体积膨胀减小拉伸应力的同时,扩散氢带来的负面影响可能超过拉伸应力减小的影响。为此,在低相变点马氏体焊缝组织前提下,控制高强钢焊接氢致裂纹的重要工艺措施是控制焊缝中的氢(表 11):一是要控制焊材中的水分,使进入焊缝的水分尽量少;二是即便少量水分进入焊缝,焊缝中的氢也容易尽快逸出,使焊缝中残留的扩散氢数量最小化,不足以引发氢致裂纹。工程实践证明效果非常显著。当然在现场施工之前,首要的工作仍然离不开焊接工艺评定,换言之,工艺人员所选用的“焊缝金属低氢化工艺”,应首先在工艺评定中实现。

表 10 马氏体焊缝与高强钢焊接冷裂纹间关系

焊条代号	焊缝组织	相变点 $M_s/^\circ\text{C}$	焊缝中扩散氢 $[H]/(\text{mL}\cdot 100\text{g}^{-1})$	接头拘束强度 $R_T/(\text{N}\cdot\text{mm}^{-1}\cdot\text{mm}^{-1})$	拉应力	氢的行为	断面裂纹率 $C_s(\%)$	备注
C	M+B	432	5~6	$\leq 1.0 \times 10^4$	较小	焊缝富氢区	0	M+B 脆化不严重
				$> 1.0 \times 10^4$	增大	焊缝脆化增大	直线上升	焊缝脆化增大
				$\geq 1.4 \times 10^4$	更大	焊缝脆化严重	100	焊缝脆化严重
A	M	185	5~6	$\leq 1.4 \times 10^4$	相变减小 拉应力效果甚微	焊缝富氢区	100	单相 M 品质较差 氢的脆化严重
				$> 1.4 \times 10^4$	相变减小 拉应力效果增大	应力减小, 氢的影响 降为次要	直线下降	M 脆化减小
				3×10^4	相变减小 拉应力效果更大	应力再降, 氢的影响 降为更次要	$\leq 30 \sim 10$	M 脆化更小
D	M+A _R	148	5~6	$\leq 1.0 \times 10^4$	相变减小 拉应力效果甚微	焊缝富氢区, 但 12.7% 的 A _R 化解了 氢的不利影响	0	A _R 化解了氢致 M 脆化的不利影响
				1.4×10^4	相变减小 拉应力效果平平	可能是 A _R 化解氢的 不利影响效果平平	10	裂纹率回升为 10% (波动不大)
				$> 1.4 \times 10^4$	相变减小 拉应力效果增大	A _R 化解了氢 的不利影响	下降	应力和氢的不利 因素逐渐被化解
				3×10^4	相变形成 压应力	A _R 化解了氢 的不利影响	0	应力和氢的不利 因素均被化解

表 11 具有马氏体焊缝的高强钢焊接冷裂纹控制原理

工艺途径	实施对象	细节控制	扩散氢调控目标	冷裂纹控制效果
焊接材料低氢化	低氢电焊条、实心焊丝、 药芯焊丝、保护气体等	①焊前烘烤	①进入焊缝中的水分少	焊缝中残留的扩散氢数量很 少, 不足以引发氢致裂纹
		②防潮包装	②焊缝中的氢容易逸出	
工艺方法低氢化	SMAW, GTAW, FCAW, SAW 焊接工艺等	①控制焊接参数(含热输入)	①进入焊缝中的水分少	焊缝中残留的扩散氢数量很 少, 不足以引发氢致裂纹
		②控制保护气中的水分	②焊缝中的氢容易逸出	
		③防风作业		
辅助工艺低氢化	对试件进行预热、缓冷、 后热、紧急后热等工艺	辅助工艺综合应用	①进入焊缝中的水分少	焊缝中残留的扩散氢数量很 少, 不足以引发氢致裂纹
			②焊缝中的氢容易逸出	

5 结束语

(1)在 高强钢冷裂纹影响因素中,低相变点马氏体焊缝的裂纹倾向,受控于氢的脆化与拉应力减小效果间的竞争,拉应力减小效果大于氢的脆化时裂纹率直降或为 0;反之,裂纹率严重。

(2)低相变点马氏体焊缝与高强钢焊接冷裂纹之间的关系,取决于马氏体焊缝的品质和焊缝中的应

力状态与氢行为间的关系。

(3)工程上常用焊缝中残留的扩散氢量最小化、不足以引发氢致冷裂纹的“焊缝金属低氢化”综合工艺来控制焊接冷裂纹,并获得了满意的效果。

参考文献

- [1] 霍立兴. 焊接结构的断裂行为及其评定[M]. 北京: 机械工业出版社, 2000.
- [2] Barsoum Z, Gustafsson M. Fatigue of high strength steel joints welded with low temperature transformation consum-

- ables[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2009, 16: 2186 – 2194.
- [3] Zenitani Satoru, Hayakawa Naoya, Yamamoto Junji, et al. Development of new low transformation-temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds[J]. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 2005, 23(1): 95 – 102.
- [4] Kromm A, Kannengiesser T. Characterizing phase transformations of different LTT alloys and their effect on residual stresses and cold cracking[J]. *Welding in the World*, 2011, 55(4): 48 – 56.
- [5] 韩振仙, 李超, 柳国强, 等. Q690D低合金高强结构钢焊接工艺研究[J]. *焊接技术*, 2019, 48(8): 54 – 58.
- [6] Chen Xizhang, Wang Pengfei, Pan QiuHong, et al. The effect of martensitic phase transformation dilation on microstructure, strain-stress and mechanical properties for welding of high-strength steel[J]. *Crystals*, 2018, 8(7): 1 – 15.
- [7] Steven W, Haynes A G. The temperature of formation of martensite and bainite in low-alloy steels[J]. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1956, 183(8): 349 – 359.
- [8] Mikami Y, Morikage Y, Mochizuki M, et al. Evaluation of relationship between transformation expansion of weld metal and welding distortion through numerical simulation considering phase transformation effect [C]//Miami, Florida: International Institute of Welding, 2005.
- [9] 韩振仙, 段青辰, 孙满春, 等. Q690D调质高强钢抗裂性研究及显微组织分析[J]. *煤矿机械*, 2019, 40(6): 91 – 93.
- [10] 全国焊接标准化技术委员会. GB/T32260.2-2015. 金属材料焊缝的破坏性试验焊件的冷裂纹试验 弧焊方法 第2部分 自拘束试验[S]. 北京: 中国标准出版社, 2016.
- [11] Kou S. *Welding metallurgy*, 2nd edition[M]. John Wiley & Sons, Inc., New York, USA, 2002.

第一作者: 孙咸, 教授; 主要从事焊接材料及金属焊接性方面的研究和教学工作; 已发表学术论文 200 余篇; sunxian99@163.com。

(编辑: 曲畅)

本文引用格式:

孙咸. 低相变点马氏体焊缝组织与高强钢焊接裂纹的关系[J]. *焊接*, 2023(2): 53 – 64.

Sun Xian. Relationship between microstructure of martensite weld with low transformation temperature and welding crack of high strength steel[J]. *Welding & Joining*, 2023(2): 53 – 64.

《CHINA WELDING》征稿启事

《CHINA WELDING(中国焊接)》(ISSN 1004-5341, CN23-1332/TG)是国内外公开发行的英文版学术期刊, 是国际焊接界跟踪和了解中国焊接技术最新发展与进步的重要窗口。主要刊登国内外焊接及相关专业最新理论研究和应用方面的高水平学术论文。在此, 热忱的欢迎焊接及相关学科的专家学者踊跃投稿。

主管主办单位

主管: 中国机械工业联合会

主办: 中国机械工程学会焊接分会 中国机械总院集团哈尔滨焊接研究所有限公司 中国焊接协会

收录情况

Scopus, CA, AJ, JST, CSAD-C

征稿范围

焊接基础理论、焊接材料、焊接工艺、焊接设备、检测及控制、切割与喷涂等焊接新理论、新技术、新方法方面具有一定学术价值和应用价值的科研成果。

投稿与订阅

1. 投稿网址: <http://chinawelding.hwi.com.cn/>

2. 订阅方式: (1) 邮局订阅: 邮发代号 14-325 (2) 电话订阅: 0451-86323218

联系方式

编辑部电话: 0451-86323218 联系人: 周珍珍 E-mail: chinawelding2016@163.com

广告