

超高强钢延迟裂纹的研究

张志明 钟国柱 徐再成 蔡宏彬 郭久柱 宇永福

(哈尔滨工业大学)

摘 要

采用四点弯曲试验及表面裂纹法试验分别研究了37SiMnCrMoV钢焊接接头的氢致裂纹和应力腐蚀开裂。高湿度能增大氢致裂纹和应力腐蚀开裂倾向。扫描电镜显示了氢致裂纹断口的沿晶断裂特征。用扫描电镜及光学显微镜研究了热影响区的局部熔化区及淬火区显微组织对裂纹倾向的影响。采用改进的焊接工艺,防止了高压容器的低应力破坏。

一、前 言

本文所研究的37SiMnCrMoV超高强钢为中碳低合金回火马氏体钢,常用于制造高压容器。

37SiMnCrMoV钢的化学成分及机械性能见表1和表2。

表1 37SiMnCrMoV钢的化学成分 %

材 料 牌 号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P
37 SiMnCrMoV	0.35 ~0.40	0.70 ~1.10	1.40 ~1.70	1.20 ~1.40	0.25 ~0.45	0.40 ~0.60	0.10 ~0.20	≤0.02	≤0.02

表2 37SiMnCrMoV钢的机械性能 (冷轧板材)

热 处 理 规 范	σ_b kgf/mm ²	δ %	K_{IC} kgf/mm ^{3/2}
930±10℃、30分淬火 270±10℃、2小时回火	≥180	≥8	180~200

文献[1~2]提出,含碳0.2~0.6%的钢中,除了位错型马氏体外,还有一定的孪晶型马氏体。焊接试验表明,具有孪晶马氏体的高强钢,氢脆敏感性大^[3]。图1为奥

氏体转变产物及硬度对氢脆敏感性的影响^[4]。由图 1 可见, 硬度超过 HV500 的高碳马

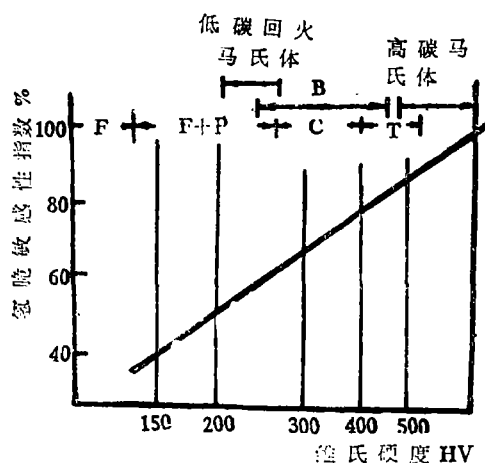


图 1 奥氏体转变产物及硬度
对氢脆敏感性的影响

F—铁素体 P—珠光体 C—索氏体
T—托氏体 B—贝氏体

氏体组织, 其氢脆敏感性比其它组织大得多 (37 SiMnCrMoV 钢氩弧焊时, 热影响区最高硬度可达 HV610)。有人指出, 在 AISI 4340、300M 等钢中, 含氢量超过 1~2 ppm, 就可能引起脆断^[5]; 有人还对 AISI 4340 钢作渗氢氢脆试验, 发现调质状态的 4340 钢渗氢后出现裂纹^[6]。因此, 尽管用 37 SiMnCrMoV 钢制造的焊接容器常为薄壁结构, 所用的焊接方法又主要是钨极氩弧焊。但在高湿度下焊接时, 如果没有采取有效措施, 将因渗氢而出现氢致延迟裂纹。焊接角焊缝时, 易出现焊趾裂纹。

另外, 超高强钢的应力腐蚀开裂倾向大。原有裂纹和划伤等微小缺陷将在应力腐蚀作用下扩展到临界尺寸。这种应力腐蚀开裂也属延迟断裂。

由于 37 SiMnCrMoV 钢强度高而断裂韧性低 (表 2), 所以裂纹容限尺寸小。因此, 在制造或存放过程中所形成的裂纹, 尽管已达到临界尺寸, 但 X 光检验时常常漏检。因此, 超高强钢压力容器焊接接头处存在的延迟裂纹, 就成为低应力破坏最常见的断裂源。所以, 研究超高强钢焊接接头的延迟裂纹, 不仅有理论意义, 而且对防止容器低应力破坏有实际意义。

二、37SiMnCrMoV 钢焊接接头抗裂性试验

1. 焊趾裂纹敏感性试验

(1) 试验条件及方法

试板及焊丝成分见表 3。

表 3 试板及焊丝成分 %

元 素	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P
母 材 (炉 号 2—995)	0.40	0.84	1.55	1.27	0.34	0.50	0.15	0.006	0.004
焊 丝	0.08 ~0.10	0.8 ~1.1	1.20 ~1.50	0.80 ~1.10	1.90 ~2.20	0.35 ~0.55	0.12 ~0.20	≤0.015	≤0.015

母材焊前为退火状态 ($680 \pm 10^\circ\text{C}$, 16小时), 其组织为铁素体加碳化物, 见图 2 (图版31)。

为模拟角焊缝, 试板采用搭接形式, 其形状和尺寸见图 3。

用钨极氩弧焊或钨极脉冲氩弧焊焊接试板, 焊接工艺参数见表 4。

焊前用砂纸、丙酮清理焊丝及试板表面。

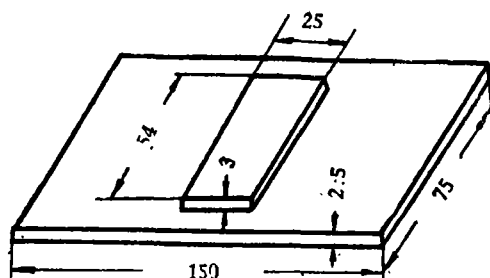


图 3 试板形状和尺寸

表 4

钨极氩弧焊焊接工艺参数

焊 接 方 法	I	I脉	I基	U V	φ丝 mm	Q氩 l/min	f频率 Hz	V焊	V丝	K脉宽比 %
	A							mm/s		
手工钨极氩弧焊	100			13	2	12.5		1.5		
自动钨极氩弧焊	75			9~10	1.6	12.5		3	4.5	
自动脉冲氩弧焊		105	45	9~10	1.6	12.5	3	3	4.5	30

针对薄壁容器的特点, 制造了如图 4 (图版31) 所示的四点弯曲恒载抗裂性试验装置。试板放在夹具中, 焊两条角焊缝。焊后立即将试板装入抗裂性试验装置。用压力机对试板施加预定的载荷, 然后由锁紧螺母锁紧, 保持恒定载荷。根据容器生产情况, 本试验加载定为 50、100、150 kgf。

(2) 试验结果

试验结果如表 5 所示。

(3) 试验结果分析

①湿度影响及裂纹断口

由表 5 可见, 高湿度下自动钨极氩弧焊时, 除相对湿度 63% 的 50kgf 小载荷的试件未裂外, 其余试件都开裂。当湿度增加到 81~86% 时, 50kgf 小载荷也开裂, 100、150kgf 载荷时的开裂时间比湿度为 63% 有所缩短。所有裂纹都出现在焊趾部位, 如图 5 (图版31) 所示。上述结果表明, 高湿度条件下焊接时, 裂纹倾向增大。

图 6 a) (图版32) 为焊趾裂纹起裂处的电镜断口。断口具有典型的晶间断裂特征。尽管裂纹前沿的应力强度因子及氢量对裂纹断口形貌有一定影响, 但试验表明, 37SiMnCrMoV 钢焊趾裂纹起裂处电镜断口的基本形貌是晶间断裂。有人认为, 氢可能择优吸附在原奥氏体晶界, 氢沿晶界扩散更快, 使晶界断裂所需的变形量可能更小。因此, 裂纹往往沿奥氏体晶界分布。强度级别越高, 这种倾向越明显。

表 5 高温条件下焊接时的裂纹情况

试 件 编 号		相对湿度 %	焊 接 方 法	加载载荷 kgf	加 载 后 开 裂 情 况 及 开 裂 时 间
9—4		63 (室温25℃)	自动氩弧焊	50	未 裂
9—5				100	加载后 2 小时 5 分开裂
9—6				150	加载后 2 小时10分开裂
X—1	1	81~86 (室温30℃)	自动氩弧焊	50	加载后22分开裂
	2				加载后 2 小时15分开裂
X—2	1			100	加载后 1 小时30分开裂
	2				加载后 1 小时50分开裂
	3				加载后 2 小时 5 分开裂
X—3	1			150	加载后50分开裂
	2				加载后 1 小时51分开裂
	3				加载后 1 小时20分开裂
X—4		81~86 (室温30℃)	脉冲氩弧焊	50	未 裂
X—5	1			100	未 裂
	2				
X—6	1			150	加载后 2 小时30分开裂
	2				

图 6 b) (图版32) 为裂纹试件再加载折断后裂纹扩展区的电镜断口。该区已是焊接热影响区以外韧性良好退火状态的母材。因此断口具有明显的撕裂型微孔断裂特征。

②近缝区组织影响及分析

由表 5 可见, 自动钨极氩弧焊时裂纹倾向比脉冲氩弧焊大。而热输入量大的手工钨极氩弧焊 (参数见表 4) 其裂纹倾向更大。裂纹倾向不同的原因, 除了与焊缝成形及氢含量有关外, 近缝区组织改变是重要因素。下面着重分析组织影响。

a) 局部熔化区的影响 焊接试片经特殊腐蚀后, 可以显示出焊接接头各区的组织, 如图 7 (图版32) 所示。自右侧到左侧, 依次为: 均匀混合区、非均匀混合区、局部熔

化区及实际热影响区。局部熔化区对裂纹倾向有较大影响。对表面涂上一层油膜承受恒载的弯曲试样,焊后立即用显微镜直接观察试样表面析氢及开裂过程。试验表明,局部熔化区的晶界可能成为氢自焊缝向热影响区扩散的重要通道和氢集聚、开裂之处见图 8 (图版32)。

显然,局部熔化区愈宽,出现裂纹的可能性愈大。按表 4 参数所焊接的脉冲氩弧焊试件,由于热输入量比氩弧焊小,所以局部熔化区窄。图 9、图10 (图版33)清楚地表明了这一点。

b) 淬火区马氏体组织的影响 采用不同的方法,不同的参数焊接同一成分和原始组织的 37SiMnCrMoV 钢,淬火区将获得不同的马氏体组织。用手工钨极氩弧焊和脉冲氩弧焊,按表 4 工艺参数焊接时的淬火区组织如图 11 (图版 33)、图 12 (图版 34) 所示。

图11 a) 为钨极氩弧焊淬火区显微组织图(粗大的马氏体)。用扫描电镜观察该区组织的照片(图11 b)可见,淬火组织中除板条状马氏体外,还有一部分孪晶型针状马氏体。

图12 a) 为脉冲氩弧焊时,淬火区显微组织图。该区组织较细,但细节分辨不清。用扫描电镜显示该区组织为板条状马氏体基体上均匀分布着白色球状物(图12 b)。经分析,该白色球状物为合金碳化物。

母材焊前为退火状态,碳化物呈球状分布。钨极氩弧焊时,由于热输入量大,加热过程中,粗晶淬火区的碳化物基本溶于奥氏体。但由于焊接热循环的高温停留时间短,它还不足以使溶入奥氏体的碳充分均匀化。

37SiMnCrMoV 钢中的碳量原来就高达 0.35~0.40%,再加上奥氏体中碳的浓度起伏,结果粗晶淬火区组织中,除了板条状马氏体外,还有针状马氏体。

脉冲氩弧焊时,热输入量较小,加热过程中淬火区碳化物基本上没有溶于奥氏体,结果淬火区获得板条状马氏体及碳化物组织,没有发现针状马氏体。估计板条状马氏体的含碳量也要低一些。这种组织的裂纹倾向将比钨极氩弧焊粗晶淬火区组织小。

c) 焊前预热和焊后及时处理的影响 焊前预热除了促使焊缝中氢的扩散逸出,改善组织及降低内应力外,也有利于钢材表面水份的挥发。在 85% 相对湿度下用氩弧焊焊接的试件,当预热温度在 150~200℃ 以上时,经四点弯曲抗裂性试验,试件没有发现裂纹。预热的效果比较显著、稳定。

焊后及时进行加热 300℃ 的后热处理试验,也取得了同样良好的效果。

在高氢条件下焊接的试板,焊后立即在焊趾部位进行激光处理,或立即在原来的角焊缝上焊一条比原焊缝周边小 1 mm 左右的回火焊道,这些措施都有利于提高抗裂性。

2. 应力腐蚀开裂试验

(1) 试验条件及方法

用表面裂纹法研究 37SiMnCrMoV 钢焊接接头各区在水介质或潮湿空气中的应力腐蚀开裂。

试件的形状和尺寸如图13所示。试板成分同表 3。

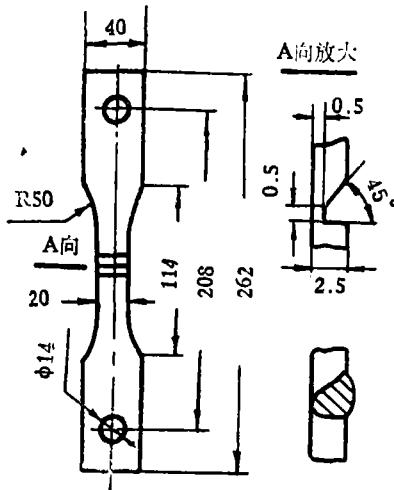


图13 应力腐蚀开裂试件
形状和尺寸

在试件中间开半V型坡口，用手工钨极氩弧焊在坡口中焊一条焊缝（焊丝成分同表3）。焊接参数见表4（有一组试件采用闪光焊）。焊后磨掉加强高。在焊接接头各个区域，预制表面裂纹。将该试件的工作部分浸入蒸馏水器皿或相对湿度为90%的恒温恒湿箱中。然后施加一恒定载荷，使裂纹顶端产生一初始应力强度因子 K_{I0} ，裂纹发生亚临界扩展。当裂纹扩展到临界尺寸时，便瞬时断裂。这段时间 t_F 即为试件在应力腐蚀作用下的延迟断裂时间。随着 K_{I0} 的降低， t_F 相应增加。

初始应力强度因子用欧文公式计算：

$$K_I = M_s \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \sigma$$

式中

M_s —— 前、后表面修正系数

a —— 预制裂纹深度

Q —— 裂纹形状因子

$$Q = \phi^2 - 0.212 \left(\frac{\sigma}{\sigma_s} \right)^2$$

ϕ —— 椭圆积分

σ —— 断面应力

M_s 由 $\frac{a}{c}$ 、 $\frac{a}{b}$ 查出（ c 为预制裂纹半长， b 为板厚）

Q 由 $\frac{a}{2c}$ 、 $\frac{\sigma}{\sigma_s}$ 查出。

测试一批试样，即可获得焊接接头各个区域的 K_{I0} — t_F 关系曲线。并由此获得应力腐蚀临界应力强度因子 K_{Isc} 。

（2）试验结果及分析

试验结果如图14和表6所示。表面裂纹断裂韧性的测算，目前尚无统一标准，有待进一步研究。但这些数据仍可用于分析超高强钢焊接接头各区的应力腐蚀开裂倾向。由图14和表6可见，超高强钢焊接接头的应力腐蚀开裂倾向大，其 K_{Isc} 值只有 K_{Ic} 的 $1/4 \sim 1/3$ 。热影响区的 K_{Isc} 值随硬度的增加而降低，其中粗晶淬火区最低。

由图14还可以发现，超高强钢在相对湿度超过60%的高湿度气体中与在水中具有基本相同的应力腐蚀开裂倾向。

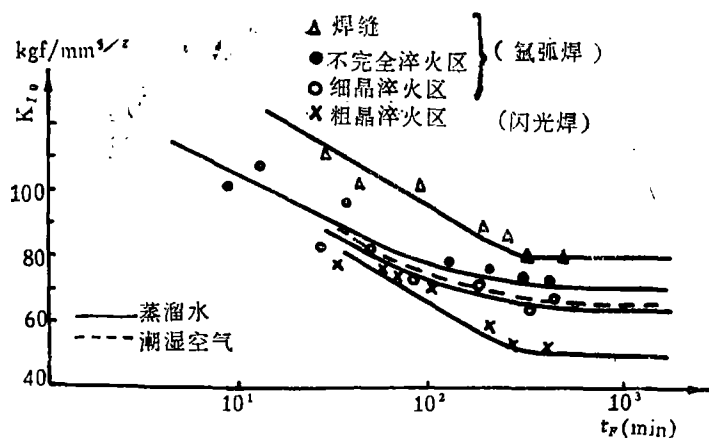


图14 37SiMnCrMoV钢焊接接头各区的 $K_{I0}-t_F$ 曲线
(试验温度20℃)

表 6 37SiMnCrMoV钢焊接接头各区的 K_{ISCC} 及HV值

	K_{ISCC} $\text{kgf/mm}^{3/2}$	HV
粗晶淬火区	54	610
细晶淬火区	65	596
不完全淬火区	73	420

图15 a)、b) 为应力腐蚀开裂试件宏观断口。在预制裂纹1的前沿可清晰地观察到应力腐蚀作用下的裂纹亚临界扩展区2。

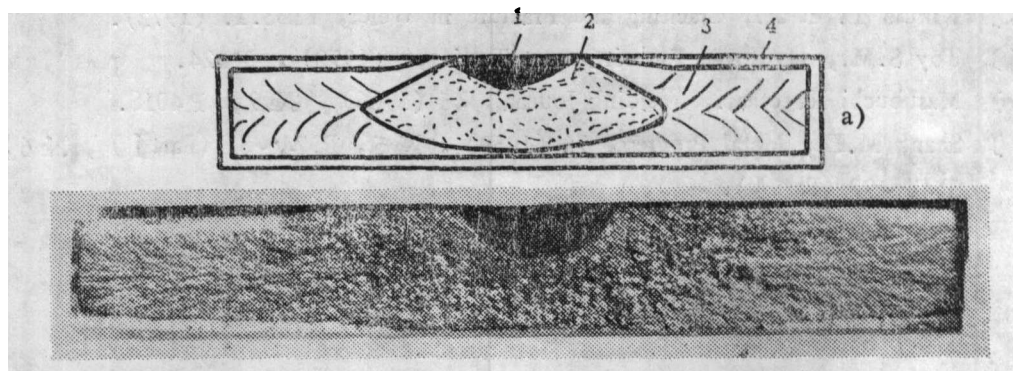


图15 应力腐蚀试件宏观断口

b)

1—预制裂纹 2—亚临界扩展区
3—平面应变断裂区 4—剪切唇

图16 (图版34) 为应力腐蚀开裂区电镜断口。

关于应力腐蚀机理, 尚无一致观点。至于超高强钢在水介质或潮湿空气中的应力腐蚀开裂, 许多人认为是由微阴极电化学作用产生的氢原子, 在裂纹尖端三向应力作用

下, 扩散、集聚所造成的延迟破坏。因而, 有人把它列入氢致延迟破坏范畴^[1]。

上述试验表明, 如果超高强钢焊接接头存在微小缺陷(裂纹、咬边及划伤等, 而焊趾裂纹正位于应力腐蚀开裂倾向最大的淬火区), 即使其初始尺寸小于临界值, 在水压试验及存放过程中, 受水或潮湿空气和拉应力的作用, 初始小尺寸缺陷将因应力腐蚀开裂而达到临界尺寸, 最终导致容器的低应力破坏。

三、结 论

1. 氢致裂纹及应力腐蚀开裂是导致超高强钢容器低应力破坏的重要因素。高湿度气体增大了超高强钢焊接接头氢致裂纹及应力腐蚀开裂倾向。焊接热影响区的应力腐蚀开裂倾向随硬度的增高而增大。

2. 37SiMnCrMoV超高强钢焊接接头氢致延迟裂纹起裂处电镜断口形貌的基本特征是沿晶断裂。试样经特殊腐蚀后, 用扫描电镜及光学显微镜, 可清晰显示对氢致裂纹影响较大的近缝区组织。

3. 生产实践证明采用脉冲氩弧焊, 选择适当的焊接参数, 可以解决容器的低应力破坏问题。

(1981年7月18日收到)

参 考 文 献

- [1] Speich G.R. et al., Metallurgical Transactions, 3 (1972), № 5, P 1043.
- [2] Marder A.R. et al., Transactions ASM, 60 (1967), № 4, P 651.
- [3] Baker R.G., British Welding Journal, 15 (1968) № 6, P 283.
- [4] Kikuta Y. et al., Cracking and Fracture in Welds, IIB3.1. (1972).
- [5] Toy S.M., Hydrogen Embrittlement Testing, (1972), P 124.
- [6] Masubuchi K. et al., Welding Journal, 45 (1966), № 9, P 401S.
- [7] Shank M.E., Metal Progress, 76 (1959), № 5, P. 74~81 (Part I), № 6, P 48~92 (Part II).

STUDY ON THE DELAYED CRACKING OF ULTRA HIGH STRENGTH STEEL

*Zhang Zhiming, Zong Guozhu, Xu Zaicheng,
Cai Hongbin, Guo Jiuzhu, Yu Yongfu
(Harbin Institute of Technology)*

Abstract

The hydrogen induced cracking and the stress corrosion cracking in weld joints of 37 SiMnCrMoV steel are investigated by means of four-point bending test and surface crack test, respectively. High environment humidity increases the susceptibility to hydrogen induced cracking and stress corrosion cracking. Scanning electron microscope fractography shows the intergranular character of hydrogen induced cracking. The effect of microstructure of HAZ (partially melted zone and quenched zone) on cracking susceptibility is studied by scanning electron microscope and optical microscope. Welding procedures are adjusted to prevent brittle failure of high pressure vessel.