

第五届全国焊接学术会议 论文选集

1986年9月26日至30日 哈尔滨

第二集



中国机械工程学会焊接学会

第五届全国焊接学术会议 论文选集

1986年9月26日至30日 哈 尔 滨

第 二 集



中国机械工程学会焊接学会

《第五届全国焊接学术会议论文选集》共收集了314篇 A 类论文，分4集出版。除大会发言报告安排在第一集外，其它各集所包括的专业委员会和工作组如下：

第一集：I_a、104、Ⅲ、Ⅳ、I_b

第二集：Ⅸ_a、Ⅸ_b、Ⅱ

第三集：X、XⅢ、XV、I_c、XI、V、Ⅷ、XIV

第四集：XⅡ、XVI

目次

低合金高强钢平板刚性拘束裂纹 (PRRC) 试验研究	周昭伟 等	2—1
LT-50钢焊接热影响区氢致延迟裂纹及其前端塑性变形的研究	罗志昌 等	2—2
低碳钢焊接接头应力腐蚀开裂研究	陈泽炯 等	2—3
用平板刚性拘束试验测定焊接冷裂纹敏感性的研究	张文钺 等	2—4
锅炉汽包用钢消除应力处理中应力松弛行为及裂纹倾向的研究	郭寿汾 等	2—5
9 %N ₂ 钢焊接热裂纹及施工中的防止措施	钱百年 等	2—6
拘束状态多层焊对提高15CrMoV钢近缝区韧性的作用	杨永兴 等	2—7
CrMnNSi炉用耐热钢焊接接头碳 (氮) 迁移的初步探讨	续庆璋 等	2—8
焊接结构用耐候钢焊缝金属中的两类M-A组元及其对韧性的作用	桂赤斌 等	2—9
上海炼油厂裂化反应塔的断裂控制实施	彭日辉 等	2—10
低合金高强度钢模拟HAZ中氢致延迟裂纹行为的研究	陈 楚 等	2—11
焊后热处理对00Cr18Mo2钢焊接接头冷弯性能的影响	张必强 等	2—12
高强钢用低氢高韧性焊条的研究	张炳范 等	2—13
四种锅炉压力容器用钢焊接氢致裂纹敏感性的研究	谭长瑛 等	2—14
低温钢焊接接头韧性的研究	任家烈 等	2—15
低合金高强钢焊接冷裂纹临界拘束度判据的建立	刘巨泉 等	2—16
用单插销应力松弛试验评定几种低合金钢再热裂纹倾向	李志远 等	2—17
高强钢埋弧焊焊缝强韧化研究	陈伯麟 等	2—18
15MnVN钢中含硫量对焊接区冷裂纹倾向的影响	田 燕 等	2—19
焊接结晶裂纹敏感性评定指标的研究	董祖珏 等	2—20
低匹配奥氏体焊接接头静态强度的研究	蒋成刚 等	2—21
镍基焊缝金属的焊接过渡接头之金相研究	林谦生 等	2—22
16Mn类钢焊接工艺规程计算机模拟系统的研究	郭富岷 等	2—23
稀土元素对铬镍奥氏体熔敷金属低温韧性的影响	王 镔 等	2—24
15MnVN钢中含碳量与过热区脆化	田 燕 等	2—25
磷在2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo钢焊缝金属中的平衡偏析	王英姝 等	2—26
用VDR裂纹试验方法研究高强度钢埋弧焊合金元素对结晶裂纹的影响	顾钰燕 等	2—27
改善Mn-Ni-Mo钢电渣焊缝韧性的探讨	范 铮	2—28
12CrNi4MoVNb钢焊接HAZ和焊缝金属的显微结构分析	艾宝瑞 等	2—29
局部预热对焊接接头抗裂性能影响的研究	杜则裕 等	2—30
氢致裂纹启裂和扩展的研究	陈 楚 等	2—31
变形速度连续改变式热裂纹试验法及其应用	祁维朴	2—32
焊缝金属成分对异种钢焊接接头蠕变断裂行为的影响	丛欣滋	2—33

有关宽板试验和裂纹容限问题的探讨	孟广洁 等	2—34
焊接冷裂纹断口形貌的分析	许玉环 等	2—35
铜结晶器不锈钢窗口的焊接	徐兰藻	2—36
焊接区氢的微观分布及其逸出动态过程的研究(之二)	秦伯雄 等	2—37
锰、硅含量对耐海水钢埋弧焊缝组织及性能的影响	林 中 等	2—38
可变拘束热裂纹试验研究	高大路 等	2—39
19Mn5及BHW-35钢模拟焊接热影响区组织与韧性的研究	张昭敏 等	2—40
汉江大桥焊接工艺的研究	孙昌茂 等	2—41
15MnVNq钢焊根裂纹诱导的层状撕裂的研究	张文忠 等	2—42
20钢埋弧焊接冷弯开裂原因的研究	蔡宏彬 等	2—43
蒸压釜的检修与断裂安全分析	梁东图 等	2—44
扫描微电极法对焊接接头腐蚀电位测定及局部腐蚀动态过程的监测	陈 鎔	2—45
采用热模拟方法测定16Mn、15MnVN钢焊接冷却时间 $\Delta t_{8/5}$ 与热影响区粗晶区组织和性能的关系	张 寅 等	2—46
焊接冷却时间 $\Delta t_{8/5}$ 与热影响区粗晶区组织、硬度及性能关系	陆宗菁 等	2—47
飞机起落架焊接工艺的改进	魏祚伟 等	2—48
焊接区氢的微观分布及其逸出动态过程的研究(之一)	张文钺 等	2—49
铝对铬镍奥氏体不锈钢焊接组织和韧性的影响	陈 莹 等	2—50
稀土元素对铬镍奥氏体熔敷金属热裂纹敏感性的影响	王 铁 等	2—51
关于“勘探三号”E级钢重要节点焊接的几点考虑	简润富 等	2—52
半无限大体铸件特大奥氏体焊补接头在高参数工况运行二十三年后的质量分析	倪美阶	2—53
16MnR、15MnVNR钢焊后消除应力热处理制度与韧性关系	侯声宏 等	2—54
分析氢渗透曲线的新方法	施雨湘	2—55
15MnMoVNxt调质钢焊接HAZ组织、性能、冷速之关系	陈 鹏 等	2—56
用焊接法修复锻件缺陷	李颖悟 等	2—57
15MnMoVNxt钢焊接试验报告	邹德福 等	2—58
GH99镍基合金焊接热裂纹的动态过程研究	张延生 等	2—59
若干冶金因素对镍铁型铸铁焊条热裂纹敏感性影响的研究	周振丰	2—60
高强耐热147铝合金焊接用720焊丝的研究	许慧姿	2—61
钛合金薄壁球形容器小等离子弧焊接	王者昌 等	2—62
铝合金薄板交流等离子弧(ACCPAW)焊接新工艺研究	张修智 等	2—63
固-液界面前沿溶质浓度分布对铝合金焊缝金属凝固结晶生长的影响	陈晓凤 等	2—64
关于日本KALBC3材质螺旋桨的焊补技术	许发三	2—65
碳在纯镍型铸铁焊条中的作用的探讨	周振丰 等	2—66
铝合金焊缝断口中的气孔形态分析	李宏祺	2—67

钛管和钛钢复合管板的手工钨极氩弧焊	王曼君 等	2—68
机床导轨补焊	陈友明 等	2—69
不均匀组织对低合金钢焊缝韧性的影响	张志明 等	2—70
采用重稀土改善焊缝韧性的研究	王世亮 等	2—71
煤矿液压支架专用焊条LZ55研究及应用	陆文雄 等	2—72
稀土、稀散元素对焊缝金属的降氢韧化作用	邵德春 等	2—73
新型Mn-Ni-Ti-B系结507高韧性焊条(CHJ507GR)的研究报告	郭寿汾 等	2—74
V、N共存埋弧焊焊缝韧性的研究	陈伯鑫 等	2—75
烧结型SJ1抗锈焊剂研制及应用	叶栋林 等	2—76
低合金高强钢埋弧焊剂的研究	苏仲鸣	2—77
石英砂衬垫焊机理研究	顾小民 等	2—78
高效铁粉焊条焊接气孔的研究	尹士科	2—79
超低氢高韧性结507-B焊条	孙永令 等	2—80
发电厂锅炉水冷壁渗铝钢焊条	江杰辉 等	2—81
渗铝117焊条的研制	张奎元 等	2—82
超低氢焊条TH227研究	唐伯钢 等	2—83
新型低碳钢埋弧焊剂GP-60研制及性能试验和生产应用	陈茂林 等	2—84
正交回归设计最优化方法在电焊条配方中的应用研究	银舜生 等	2—85
碱度与焊缝金属氧含量及冲击韧性的关系	王先礼 等	2—86
马氏体时效硬化型焊条的研究和应用	白希圣 等	2—87
手工电弧焊电弧行为的观察	王 宝 等	2—88
海洋结构钢用703埋弧焊丝	林 中 等	2—89
结507CF焊条的韧化机制	艾宝瑞 等	2—90
Yz-55A交直流低合金钢用自保护药芯焊丝的研究	林祥生 等	2—91
低氢型电焊条药皮含水量与焊缝金属中扩散氢含量关系的经验公式	陆启亭	2—92
窄间隙埋弧焊烧结焊剂的研制及应用	王 虹 等	2—93
超低氢焊条研究	王 行 等	2—94

低合金高强度钢平板刚性拘束裂纹 (PRRC) 试验研究

哈尔滨焊接研究所 周昭伟 谭长英 林庆国

摘 要

采用平板刚性拘束裂纹 (PRRC) 试验求得 14MnMoV、BHW-35、19Mn5 三种低合金高强度钢在不同予热温度和后热时间的临界拘束度 R_{For} 。研究了 PRRC 试验的若干问题, 提出了 T_{ep} 和 t_{ep-100} 作为评价塑性应变对根部冷裂影响的参数。试验发现过高的予热温度使拘束应力 σ_w 增大和应力上升速度加快, 导致接头根部在更高的温度下塑性变形, 根部氢逸出困难, 聚集量增加, 并可能产生热应变脆化, 对防止冷裂纹不利。后热使接头处于低应力甚至压应力状态, 而且温度较高, 有利于氢的逸出。采用较低的予热温度加后热来防止大拘束度试件冷裂纹产生是非常有效的。

一、前 言

平板刚性拘束裂纹 (PRRC) 试验是一种定量的实际接头冷裂纹试验, 为 A. T. Fikkers 首先开发。PRRC 试验不但可求出临界拘束应力, 而且还可以求出临界拘束度; 还能如实地反映焊接之后拘束应力随时间变化情况。研究 PRRC 试验的一些共性问题, 无论在理论上, 还是在生产应用上都有重要意义。

二、试验方法

PRRC 试验的原理及试验程序的详细情况可参考 (2)、(3)。其装置的结构图如图 1 所示。将两块试板 4 用高强螺栓紧固于两块拘束板 1 之间, 试验时在试板的坡口上焊一道试验焊缝, 这时由于拘束板 1 的拘束作用, 使焊缝金属截面上产生了拘束应力 σ_w , 其大小可以通过应变片及应变仪测出, 这种应力监测连续进行了 48 小时, 可获得拘束应力 σ_w 随时间 t 变化的曲线。48 小时后, 将试件卸下, 解剖 5 个截面, 测其裂纹率, 观察断口形态及接头组织。

改变试件长度 L 即可改变拘束度 R_F (2)。在某种焊接条件下不产生裂纹的最大拘束度和拘束应力, 称为该条件下的临界拘束度 R_{For} 和临界拘束应力 σ_{wcr} 。

三、试验材料和试验条件

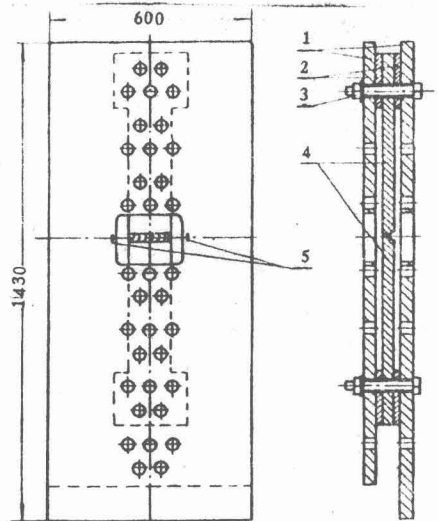
母材为国产锅炉压力容器用钢 14MnMoV (匹配结 707 焊条) 和西德锅炉压力容器用钢 BHW-35 (匹配结 607 焊条)、19Mn5 (匹配结 507 焊条), 其成份和性能见表一。

试板厚度为 25mm (取自钢板的表层), 试板宽 120mm, Y 坡口, 坡口角度为 60° 角, 坡口深度为 $1/2$ 板厚, 根部间隙为 2mm。予热和后热试验时均用电阻加热器加热。焊接电流 160A, 电弧电压 25V, 焊接速度 150mm/min, 线能量 1.6KJ/mm, 后热温度为 200°C 。

四、试验结果与讨论

14MnMoV、BHW-35、19Mn5 钢不同焊接条件下的临界拘束度

三种钢不同予热温度和后热时间的临界拘束度分别见图 2 和图 3。图 4 为 14MnMoV 钢在不同拘束度试验所测得的 σ_w-t 曲线。拘束度增大, 使拘束应力 σ_w 增大, 应力上升速度增大, 冷裂纹较早萌生 (图 4



1 拘束板 2 摩擦垫片
3 高强螺栓 4 试板 5 应变片

图 1. 平板刚性拘束试验装置

表一 14MnMoV、BHW-35、19Mn5 钢化学成分机械性能

	化 学 成 分 (%)													机 械 性 能				状 态	板 厚 (mm)
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Nb	Cu	V	P	S	B ₀₁	C ₀₂	65 (%) σ _{0.2}	65 (%) σ _{0.2}	65 (%) σ _{0.2}	65 (%) σ _{0.2}		
14MnMoV	0.14	0.35	1.41		0.29				0.078	0.016	0.025	0.24	0.49	63.5	73.5	18.5	3.05(V)	供货状态	8.5
BHW-35	0.14	0.37	1.35		0.33	0.007	0.008			0.011	0.008	0.23	0.38	50.6	65.4	24	10 (U)	供货状态	9.5
19Mn5	0.24	0.44	1.28	0.10	0.02	0.004	0.002	0.09	0.025	0.026	0.019		0.49	36.5	57.8		12.9 (U)	供货状态	10.0

$$\text{其中 } R_{01} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cr}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{10} + 58 \quad (\text{JIS})$$

$$C_{02} = C + \frac{P}{8} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (\text{IIW})$$

• 由于19Mn5钢的硫含量超出R₀₁规定的成分范围(0.09~0.22%)，所以不能计算。

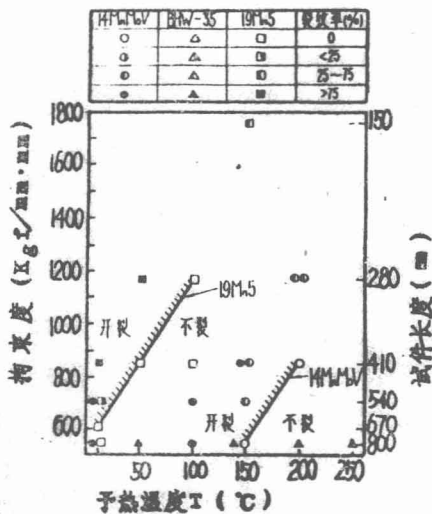


图2. 14MnMoV、19Mn5 钢不同予热温度的临界拘束度

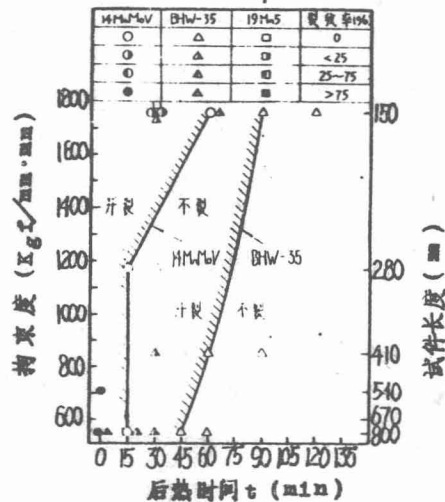


图3. 14MnMoV(予热100°C)、BHW-35(予热50°C)200°C不同后热时间的临界拘束度

中应力下降的速度较快)，试件的裂纹率较大。

2. 予热温度及附加热应力对冷裂纹的影响

提高予热温度可提高临界拘束度和临界拘束应力(见图2和图5)。这是由于予热温度的提高使焊接热循环的 $t_{8/5}$ 和 t_{100} 增大，改善了接头组织，降低了接头残余氢含量。

从图5还可以看出，提高予热温度使拘束应力和应力上升速度提高，其原因是试件在焊前予热时，产生了热膨胀，坡口根部的间隙变小(见图6)，当焊后冷却时，试板便产生比冷焊时更大的收缩，产生了比冷焊更大的拘束应力。在本研究中，在相同拘束

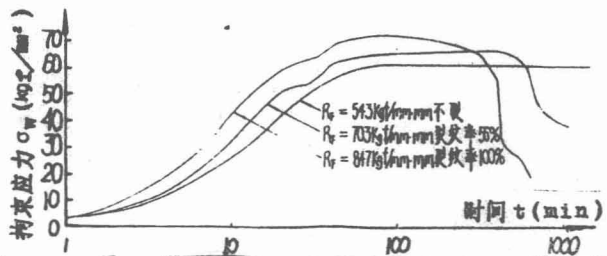


图4. 14MnMoV 钢予热150°C时不同拘束度 R_F 的 σ_w-t 曲线

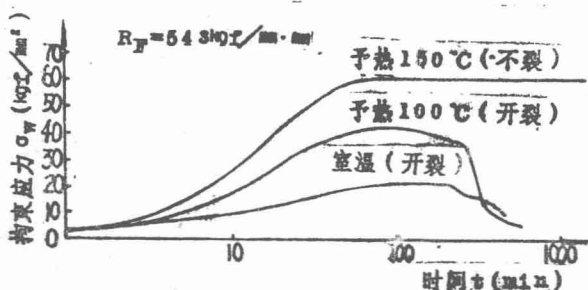


图5. 14MnMoV 钢 $R_F=543 \text{ kgf/mm}^2$ 时，不同予热温度下的 σ_w-t 曲线

度 R_F 条件下, 予热温度 T 所产生的拘束应力 σ_w^T 与冷却时产生的拘束应力 σ_w 之差, 称为附加热应力 ($\Delta\sigma_{热}^T$),

即:

$$\Delta\sigma_{热}^T = \sigma_w^T - \sigma_w = \sigma_w^T - mR_F$$



图6 附加热应力 $\Delta\sigma_{热}^T$ 产生的示意图

予热温度的提高, 一方面增加 $t_{8/5}$ 和 t_{100} , 有利于

防止冷裂纹产生; 另一方面却使拘束应力 σ_w 和应力上升速度增大, 这是不利的。予热温度越高, 附加热应力越大。从图2可看到, 单靠提高予热温度来防止大拘束度试件根部冷裂纹产生, 其作用是有限的。

3. 根部塑性应变温度 T_{EP} 和高温塑性应变时间 t_{EP-100} 对根部冷裂的影响

由于接头根部存在应力集中 (应力集中系数 $K_t=4$) (4), 拘束应力 $\sigma_w = \sigma_s/4$ 时, 从理论上讲, 根部将开始塑性变形。如果 σ_w 达到使接头根部形成一定的塑性区, 而接头尚未冷却到 100°C 以下的温度 (即这时接头中的氢尚有逸出的机会), 那么, 塑性变形将影响氢的逸出。因为塑性应变使氢在钢中的扩散系数减小, 氢在钢中的饱和溶解量增加 (5); 塑性应变过程氢的析出是非常困难的 (6)、(7); 塑性应变的位错运动能输送氢到质点或杂质周围, 从而加速氢向这些地方聚集 (8)。当塑性应变的温度较高时, 还可能产生高温塑性应变或动应变时效, 其结果使根部金属热应变脆化 (9)。

为了定量分析不同焊接条件下接头根部产生塑性应变时的温度变化, 提出如下二个新的参数:

T_{EP} : 接头根部一定区域产生塑性应变时的温度, 这里规定 $\sigma_w = \sigma_s/2$ 时过热区的温度。 σ_s 为单道焊接接头拉伸屈服强度, 试验中的 14MnMoV 钢单道焊接头的 σ_s 为 68.2 kgf/mm^2 。

t_{EP-100} : 接头从 T_{EP} 冷却到 100°C 时的时间。

T_{EP} 和 t_{EP-100} 的含义可见图7, T_{EP} 越高, 氢的析出越困难, 热应变脆化的可能性越大。这里用 t_{EP-100}/t_{100} 来表征塑性应变对 t_{100} 时间内氢的析出的影响, 比值越大, 氢的析出越困难。

从图8和图9可看到, 应力上升速度和 t_{100} 越大, T_{EP} 和 t_{EP-100} 将越大。

表二为 14MnMoV 钢不同于热温度和拘束度条件下试验所得的 T_{EP} 和 t_{EP-100} 。其中 I 栏条件下测得的 σ_w-t 曲线见图7, II 栏条件下测得的 σ_w-t 曲线见图10。由表二可见, 增大拘束度 (I、II 栏对比) 和提高予热温度 (I、II 栏对比) 都使 T_{EP} , t_{EP-100} 增加, 但予热温度的影响要大些, 因为提高予热温度不但使应力上升速度增加,

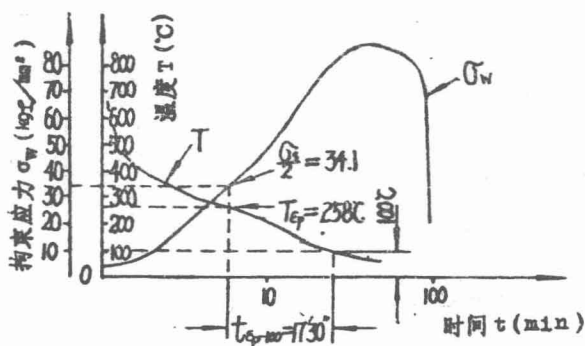


图7 14MnMoV 钢 $R_F=117.3 \text{ kgf/mm}^2$, 予热 200°C 时的拘束应力 σ_w-t 曲线和过热区温度 $T-t$ 曲线

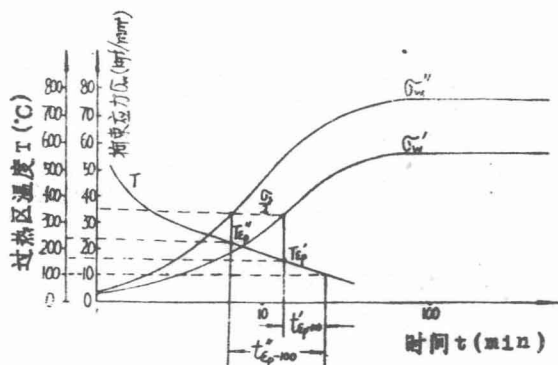


图8 不同应力上升速度对 T_{EP} 和 t_{EP-100} 的影响示意图

而且还使 t_{100} 增大;而拘束度增大仅仅使应力上升速度增大。

对于大拘束度试件,不予热时已有一定的拘束应力和应力上升速度,如果单靠提高予热温度来防止冷裂纹产生,势必使拘束应力和应力上升速度变得更大。予热温度的提高虽然使 t_{100} 增大,但也使 t_{EP-100}/t_{100} 增大,即因塑性应变而削弱 t_{100} 的作用也加大。所以,对于大拘束度试件,单靠提高予热温度来防止冷裂纹产生,其作用并不明显。

4. 后热的影响

由图3可见,后热有效地提高临界拘束度。图10和图11的试验结果揭示了后热期间接头处于低应力甚至压应力状态,而且这时温度较高,有利于氢的扩散逸出。由于后热还可以使予热温度降低,从而使 T_{EP} 和 t_{EP-100} 也降低,(对比图7和图10)。采用较低的予热温度加后热来防止大拘束度试件根部裂纹产生是非常有效的。

五、结 论

1. 平板刚性拘束试验中,过高的予热温度或增加拘束度均使应力和应力上升速度增加。应力上升速度增加将使接头根部在较高的温度下产生塑性应变,使根部氢析出困难,并可能使根部金属热应变脆化,对防止冷裂纹不利。

2. 提出二个新的参数 T_{EP} 和 t_{EP-100} 作为评价根部塑性应变对冷裂纹影响的参数。 T_{EP} 和 t_{EP-100} 较小,有利于防止根部冷裂纹的产生。

3. 后热期间接头处于低应力甚至压应力状态,有利于氢从接头逸出。采用较低的予热温度加后热来防止根部冷裂纹产生是非常有效的。

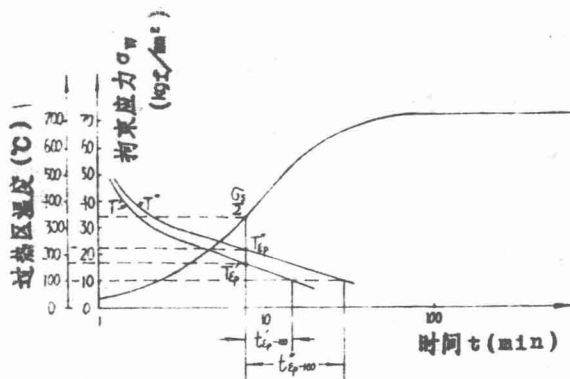


图8. 不同 t_{100} 对 T_{EP} 和 t_{EP-100} 的影响示意图

表二. 不同于热温度和拘束度 R_F 试验的 T_{EP} t_{EP-100} 参数

	R_F (kgf/mm ²)	予热温度(°C)	T_{EP} (°C)	t_{EP-100} (min)	t_{EP-100}/t_{100}
I	1173	200	258	17'30"	0.74
II	847	200	195	12'	0.59
III	1173	100	160	5'48"	0.52

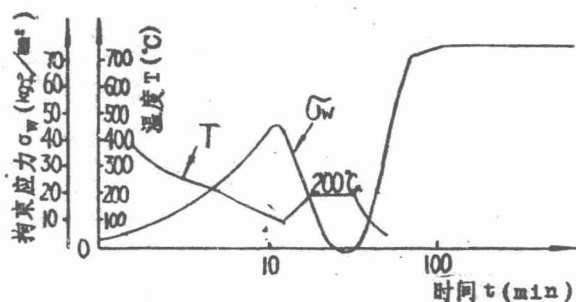


图10. 14MnMoV钢 $R_F=1173\text{kgf/mm}^2$, 予热 100°C 后热 $200^\circ\text{C}\times 15\text{min}$ 的 σ_w-t 曲线

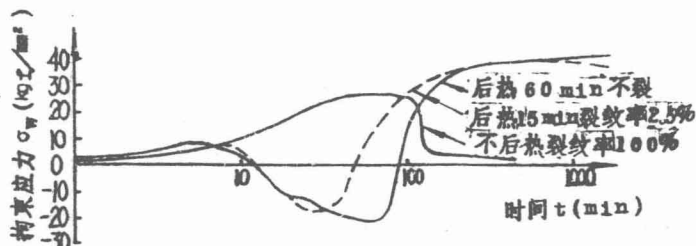


图11. BHW-35钢 $R_F=548\text{kgf/mm}^2$, 予热 50°C 后热 200°C 不同后热时间的 σ_w-t 曲线

参 考 文 献

- (1) A. T. Flikkers; Influence of external restraint on the cold Cracking behavior of eight types of normalized steel, IIW Doc-845-73.
- (2) 周昭伟等: 平板刚性拘束(筒身RRC)焊接裂纹试验法的研究,《焊接》, 1983, NO.12.
- (3) 周昭伟等: 平板刚性拘束焊接裂纹试验装置——对接接头拘束度的解析与实测的研究,《焊接》1984, NO.1.
- (4) 佐藤邦彦: ルート部の応力集中率におよぼす開先, 板厚, のど厚, ルート角度の影響,《溶接学会誌》, 1979, NO.5, U0148P44.
- (5) Y. Tsuchida; Hydrogen behavior in prestrained high strength steel JIMIS-2 hydrogen in metals
- (6) C. D. Beauchem; A new model for hydrogen-assisted cracking(hydrogen "embrittlement"),《Metallurgical transactions》, 1972, Vol.3, P437.
- (7) 中井揚一: 鋼中における水素の拡散挙動と水素による延水破壊の機構, 1977.
- (8) Johnk, Tien; Hydrogen transport by dislocation,《Metallurgical transactions》, 1976, Vol. 7A, P821.
- (9) 日本焊接学会HSE委員会編,《钢焊接区的热应变脆化》, 机械工业出版社, 1982年10月版, 严嵩飞译.

LT-50 钢焊接热影响区氢致延迟裂纹及其前端塑性变形的研究

清华大学 罗志昌 曾小明 田燕 (科学基金资助)

摘 要

针对显微镜下直接观察裂纹扩展方法的有效性,作者进行了三种试样的断口研究和裂纹解剖,证实了裂纹首先启裂于内部。但是用扫描电镜进行断口分析表明,内部和表层的断裂机制是一致的。认为此法依然反映裂纹扩展行为的本质。文中叙述了在显微镜下观察到的氢致延迟裂纹断续扩展的过程和特点。指出了微裂纹萌生位置、塑性滑移线与组织的相关关系。对裂纹扩展途径研究表明,裂纹沿M板条扩展的阻力远小于穿M板条束。动态观察证实氢致延迟开裂常常伴随延迟塑性变形。测定了氢致开裂前端塑性变区的临界应变值。作者认为氢致开裂的充要条件仍然是 $\sigma > \sigma_{cr}$ 。总之试验结果支持了氢脆理论,不利于氢塑理论。

一、前言

氢致延迟裂纹对焊接结构的危害在于它能缓慢扩展,最后导致结构脆性破坏。因此很多研究者都重视研究裂纹延迟扩展的动态过程。有人^[1]基于动态观察的试验结果,还提出了氢致延迟裂纹的机制。同时也引起了争议。1984年,作者根据燕山石化公司的大型丙烯球罐工程需要,进行了LT-50钢焊接性研究。作者在此项工作的基础上,进而进行了氢致延迟裂纹扩展的动态过程机理研究,提出自己的观点供探讨。

二、试验材料及试验方法

1、试验材料: 试验采用日本N-TUF-50钢。它是属于LT-50的低温用钢,其成分为:
 $C > 0.16$, $Si < 0.15$, $Mn < 0.55$, $Ni < 0.4$, $Cr < 0.4$, $Mo < 0.3$, $V < 0.08$
 $C_{eq} < 0.44$

2、试样制备: 试验采用焊接试样和充氢的模拟焊接热循环试样。焊接试样在焊前加工成 $30 \times 11 \times 2.3$ mm,将它夹在特制的夹具上焊接,焊条采用结422焊条,通过热电偶测定观察面上的热循环,待冷却至 400°C 时投入冷水中,去除引弧板和收弧板后置于液氮中保存。随后将焊缝磨平,用线切割机开一个4 mm长的单边缺口,缺口顶端的圆角半径为 R_{99} mm,在观察前将观察面作金相抛光,上述各项操作都必需迅速正确,以免离开液氮时间过长而导致氢的逸出。

3、直接观察试验方法 将观察面经金相抛光的试样装在三点击弯夹具上,用千分表量测试样弯曲的挠度作为加载量的相对控制指标。加载后,将试样连夹具放在台式显微镜下,进行直接观察裂纹扩展的动态过程,并拍摄照片。

三、表面直接观察的有效性

表面直接观察可以生动地看到微裂纹的萌生,裂纹扩展和裂纹前端塑性变形的种种动态过程,但是所观察到的种种现象和规律说明了什么,有效性如何?却引起了争论。

英国的Savage^[2]等人通过对Hy-80钢的直接观察证实了氢致裂纹的发生和扩展总是断断续续地伴随着氢气泡逸出的间歇过程,并指出了冷裂纹易于萌生的位置。褚武扬等人^[1]基于跟踪观察及其他试验结果,提出了氢致延迟裂纹的机制,认为氢致滞后塑性变形是氢致开裂的充分必要条件。文献^[3]则认为裂纹启裂于试样内部,怀疑表面观察的有效性,并提出了表面层剪切开裂的模型。我们认为这一争论涉及对此试验方法评价的重要问题,必须予以明确。因此首先要弄清本试验条件下氢致裂纹的位置。进行了如下试验。

1、逐层剥离法

将不开缺口的焊接试样进行三点弯曲,当试样观察表面出现塑性变形后卸载,轻磨(或抛光)后检查,塑变处未见裂纹,按此重复多次,直到磨去 0.05 mm后,则发现在原塑变处的下面有微裂纹,证明这条氢致裂纹在试样内部启裂。

2、断口法

用开有单边缺口的焊接试样进行三点弯曲造成微小氢致裂纹,然后观察断口。发现氢致裂纹的前沿在厚度方向呈指甲形,见图1。证实了裂纹首先启裂于内部,裂纹扩展时内部领先于表面。同时我们又采用按Savage^[2]焊接方法焊接的三点弯曲试样和充氢的模拟焊接热循环 15 MnVN 钢试样进行相

同的试验。都证明氢致裂纹起源于内部。其断口呈指甲形，试验结果的重复性也很好。

上述试验结果说明在试样表面观察到的现象有别于内部。原因是表面的氢浓度低和表面的平面应力状态。但是用扫描电镜进行断口分析表明，裂纹整个开裂面，从内部到表层，均是氢致准解理断口，没有任何突变。见图2。说明内部和表层的断裂机制是一致的。表面层剪切开裂的模型至少在LT-50钢上是不适用的。说明表面和内部只是条件程度上的差异，是量变不是质变。因此我们认为表面直接观察法依然能反映裂纹扩展行为的本质。它虽然不能看到内部启裂源的情况，但能看到裂纹扩展时裂纹前沿产生的种种现象。在目前尚无法直接观察裂纹内部扩展之前，仍不失为一个生动有效的好方法。

四、氢致延迟裂纹扩展过程

首先，观察一个典型的氢致延迟裂纹的扩展过程。见图3。从中可以看到裂纹扩展具有以下几个过程和特征：

- 1、在裂纹前端由于外力作用首先产生滑移变形，塑性变形带呈人字形分布，塑性区内的变形具有延迟特征，可称延迟塑性变形。

- 2、塑性变形带由浅变深，滑移带最深处出现微裂纹，其位向与滑移线基本符合。

- 3、沿滑移线形成的微裂纹进一步扩展，并与主裂纹相连，裂纹扩展时断断续续，有孕育期。

- 4、当裂纹尖端遇到与裂纹位向垂直的变形带时（见图5中B段的发展），裂纹停滞时间较长，塑性变形较大，有时甚至另辟途径。裂纹呈锯齿形发展。

总之，裂纹的扩展总是和塑性变形密切相关。

五、裂纹前端延迟塑性变形与组织的关系

以往多数研究者只是采用低倍（100X以下）进行直接观察，因此未曾揭示延迟塑性变形与组织的关系。本试验采用了400~1000倍进行观察，发现延迟塑性变形与组织密切相关。图4a是焊接试样表面氢致延迟裂纹前端塑性区内的滑移线，图4b是相应区域的板条马氏体（M）显微组织。表明滑移线沿M板条束位向出现，滑移线的花样恰好反映了板条M束的花样。试样组织为条状贝氏体（B）组织时，滑移线则沿B板条的方向出现，而且滑移变形集中在较软的铁素体内，见图5。这种滑移线位向与组织的相关关系在试验中是普遍存在的，它反映了组织复杂的材料塑性变形的规律。

六、裂纹延迟扩展与组织的关系

由于氢致延迟裂纹前端的微裂纹的位向往往与延迟塑性变形的滑移线位向相符，因此又可进一步将微裂纹的位向与组织连系起来。图6显示了延迟塑性变形、延迟裂纹和组织的相关关系。微裂纹常常沿M板条界（A处）或沿M板条束界（B处）的位置萌生，即使横穿M束亦往往呈阶梯状扩展。因此裂纹在条状组织中扩展时是有方向性的。裂纹沿条状组织扩展比横穿条状组织容易。这一现象在30CrMo钢中同样存在。

上述现象在裂纹扩展的动态观察中揭示得更为清楚，图7就是一个生动的实例。由于微裂纹A与主裂纹B之间存在横向的M板条束，迟迟不能通过，表面产生很严重的塑性变形，一直延迟到1440sec后，由于新萌生了有利于沿M板条方向扩展的新裂纹C，才另辟途径与主裂纹B相连。此例同时说明塑性变形严重不是由于氢促进的，也不能说明塑性变形大氢致开裂就容易（所谓氢致塑），实际上恰恰是相反。

为了找寻原因，我们进行了金相组织与延迟裂纹断口相对照的研究，进一步证实了沿M板条的扩展的阻力远小于横穿M板条。图8的照片中上半部是试样的观察面，用金相方法显示了板条M组织的位向。下半部是延迟裂纹的断口。图8a裂纹基本沿板条M位向开裂，断口面平坦，撕裂棱很少，而且撕裂棱往往在穿越一片M板条处发生，从能量角度分析，说明裂纹沿M板条位向开裂所消耗的断裂能较少。图8b是与8a在同一个试样上摄取的照片，但此处裂纹横穿M板条束，此时断口上撕裂棱密集，每穿越一片M板条就出现一个撕裂棱，塑变很大，说明消耗的能量较多，因此横穿M束裂纹扩展阻力大。

由此可见，M板条束尺寸大，则裂纹沿板条束扩展的距离就大，裂纹扩展就迅速，因此改变M板条束的大小将对裂纹扩展阻力有影响，M板条束的尺寸将是延迟裂纹扩展的控制因素之一。

试验中常看到氢致裂纹极易沿硫化物开裂的现象，因其他文献中论述较多，不再讨论。

如上所述，裂纹常沿M板条位向开裂，由于M板条有固定的晶体学平面，因此M组织的氢致裂纹解理断口亦将有固定的晶面。我们采用断口腐蚀坑法进行试验。由图9可见，断口上分布有许多六角形的腐蚀坑，表明这种氢致准解理断口为（110）面。文献〔4〕指出，在回火M组织的低合金钢

中, M板条的晶体半平面是(110)面。若是准解理断口, 则沿M板条走向的断口亦为(110)面。这一结论与我们的试验结果相符。由此可见, 氢致准解理断裂是与氢在(110)面滑移面上的减聚力作用有关。

七. 微观区域的临界应变值

以往多数研究者观察延迟塑性变形只是根据图象中的形貌作定性分析, 这是远不能满足深入研究需要的。我们需要定量或半定量的数据, 因此我们进行了测定微观区域应变值的尝试。焊接过热区的晶粒尺寸大致在100~150 μ , 我们测定的应变值是200 μ 范围内的相对应变值, 基本与晶粒的尺寸相当, 一般小于裂纹前端的塑性区, 属于微观范畴。

测定的具体顺序如下: 将金相抛光后的焊接试样自液氮中取出, 用显微硬度计打上标记如图10, 并测定标记间的距离 l_0 , 进行一次或多次的三点弯曲加载, 然后在显微硬度计下观测变形, 并不断测定标记间的距离 l_1 , 同时记录观测的时间 t 。

$$\text{令 微观相对应变值 } \epsilon = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \times 100\% \quad \text{并采用以下二个临界应变值作为对比}$$

指标:

ϵ_{c_1} ——缺口前端出现第一个小裂纹时, 正对着小裂纹前端二标记的应变值

ϵ_{c_2} ——裂纹扩展, 刚巧穿过二标记之间的应变值

最后, 可绘制 $\epsilon-t$ 的曲线。图11是各种条件下的典型曲线。

焊接试样的冷却时间 t_{g-5} 不同, $\epsilon-t$ 曲线就有明显的不同。在 $t_{g-5}=2.6\text{sec}$ (组织为板条M)条件下, 仅加载一次, 三点弯曲的挠度为162 μ , 试样缺口就出现了延迟裂纹和延迟塑性变形。加载后, 随着时间的迁移, ϵ 不断增加, 裂纹断续地向前扩展, 60分钟后才趋于平稳, 但临界应变值 ϵ_{c_1} 和 ϵ_{c_2} 均小。 $t_{g-5}=4.9\text{sec}$ (板条M)的 $\epsilon-t$ 曲线与前者相似, 但是它经过多次加载。(图中的阶梯表示多次加载)直至挠度为220 μ 才出现延迟塑性现象。值得注意的是应变值都增大, ϵ_{c_1} 和 ϵ_{c_2} 都较大。当 $t_{g-5}=11.6\text{sec}$ 时, 组织为贝氏体, 其 $\epsilon-t$ 曲线只有在每次加载后, ϵ 才有跃变(即图中的阶梯), 不再出现 ϵ 随时间迁移而增大的延迟塑性现象, ϵ_{c_1} 和 ϵ_{c_2} 也更高。当 $t_{g-5}=6\text{sec}$ (板条M)去氢后的试样不仅无延迟塑性现象而且 ϵ_{c_1} 大大超过了所有未去氢的试样。图12和11表明, t_{g-5} 愈小, 塑变的延迟特征愈明显, 临界应变值 ϵ_{c_1} 和 ϵ_{c_2} 也愈小。此处的 ϵ_{c_1} 和 ϵ_{c_2} 实际是反映了材料的塑性储备, 数值越小表明塑性储备越小。这一规律与LT-50钢钎钎试验结果(另文发表)是相符的, 即 t_{g-5} 愈小, 氢脆敏感性愈大。因此可以认为氢脆敏感性大的材料在氢的作用下, 塑性储备将明显降低。图11中焊接试样(含氢)的临界应变值较去氢试样明显下降的事实, 进一步证实了氢在氢致延迟裂纹中的作用是降低裂纹前端塑性区微观范围内的塑性储备。我们曾用充氢的模拟焊接热循环的试样作拉伸试验, 试验结果(另文发表)亦证实了氢明显降低材料的塑性和断裂能。而对 σ_s 无明显影响。宏观试验和微观测定的结论都一致, 氢将降低材料的塑性储备。

我们认为产生氢致裂纹是由于构件(或试样)所承受的实际应变量大于材料的临界应变值, 其充要条件可以表达为 $\epsilon > \epsilon_{cr}$

氢的作用只是降低 ϵ_{cr} , 即致脆, 不是增大裂纹前端的塑性。对氢脆敏感的材料, 是由于氢的作用使裂纹前端塑性区临界应变值 ϵ_{cr} 降得很低, 很容易达到 $\epsilon > \epsilon_{cr}$ 的条件, 所以对氢脆敏感的材料来说, 裂纹前端的塑性程度反而轻。总之, 我们的试验结果支持了氢脆理论, 不利于氢塑理论。

至于延迟塑性现象, 首先要考虑内部启裂和裂纹在内部扩展领先于表面的事实, 它很可能是延迟开裂过程中的反映, 是果不是因, 因此, 氢致滞后塑性变形是氢致开裂的充分必要条件的观点值得商榷。

八 结 论

1、证实了氢致延迟裂纹启裂于内部, 裂纹扩展时内部领先于表面。裂纹整个开裂面均是氢致准解理断口, 说明内部和表面的断裂机制是一致的, 表面直接观察依然能反映裂纹扩展行为的本质。

2、氢致裂纹前端塑性区内滑移线的位向与条状组织的位向密切相关, 滑移线常沿M板条位向出现。

3、氢致延迟裂纹前端的微裂纹的位向往往与滑移线位向相符。裂纹沿板条M组织扩展比横穿M板条容易, 原因是沿M板条的扩展阻力小于横穿M板条。沿M板条开裂的氢致准解理断口为(110)

面。说明这与氢在(110)滑移面上的减聚力作用有关。

4、微观区域临界应变值测定表明,氢降低裂纹前端塑性变形的塑性储备。产生氢致裂纹的充要条件是 $\epsilon > \epsilon_{or}$ 。氢脆敏感的材料是由于氢严重降低 ϵ_{or} ,使得上述条件易于满足,因而裂纹前端的塑性程度反而减小。试验结果支持了氢脆理论。

参考文献

- 1、褚武扬等,“钢中氢致裂纹机构研究”,《金属学报》1981, No 1
- 2、W. F. Savage et al, “Hydrogen Induced Cracking in Hy-80 Steel Weldments”, 《Welding J.》 1976, No 1.1
- 3、张百伟等,“应力腐蚀开裂过程中的表面形变”,《金属学报》1981, No 1
- 4、南云道彦,《金属物理セミナー》 vol 4, 1980 No 5-6 p15



图1 50X



图2 1200X

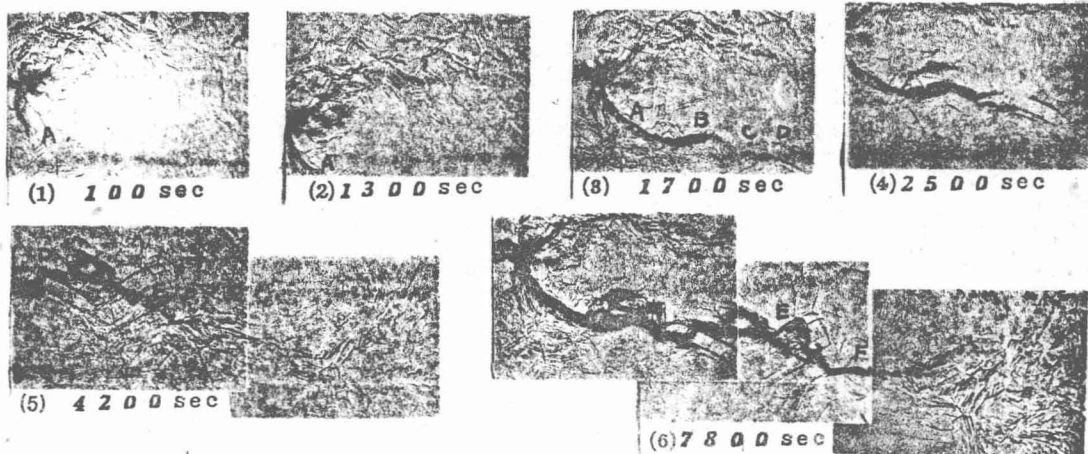


图3 100X

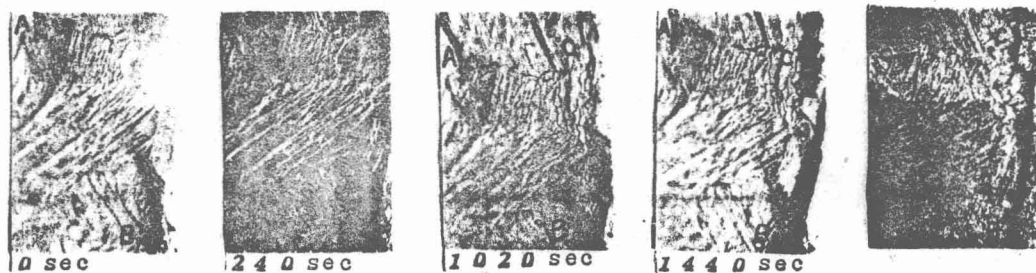


图7 200X

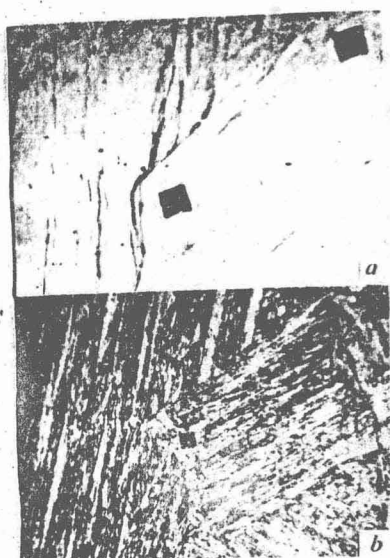


图4 400X

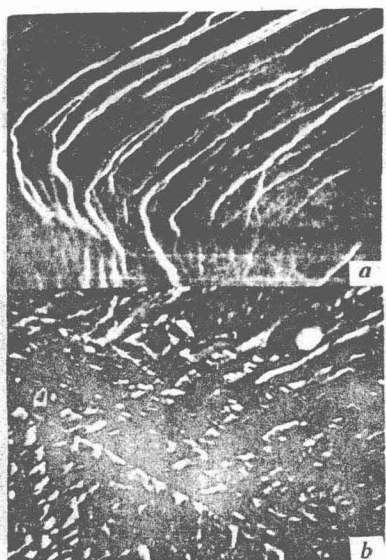


图5 1000X

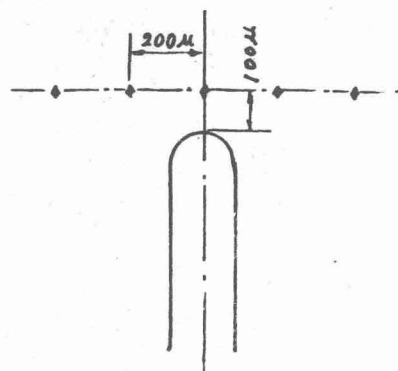


图10

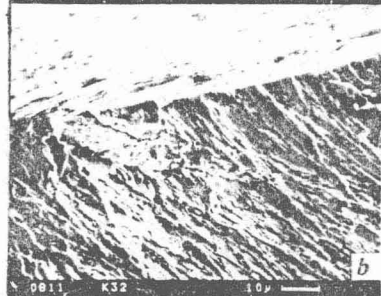
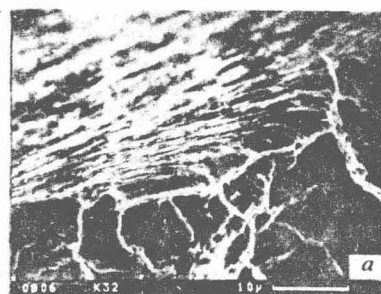


图8

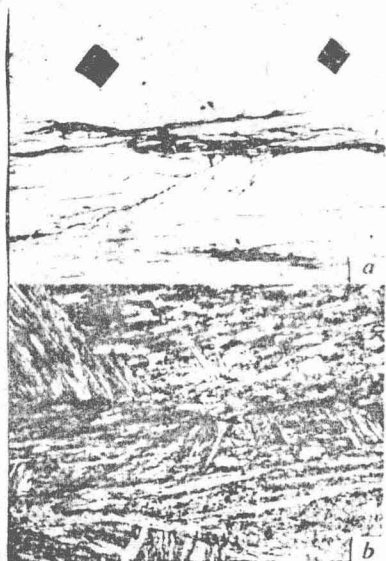


图6 4000X

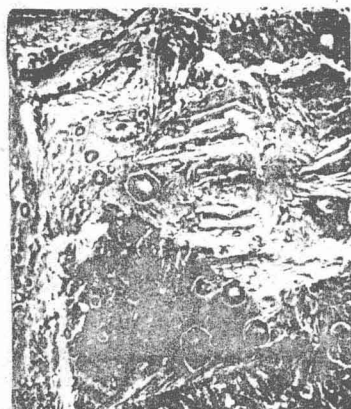


图9 250X

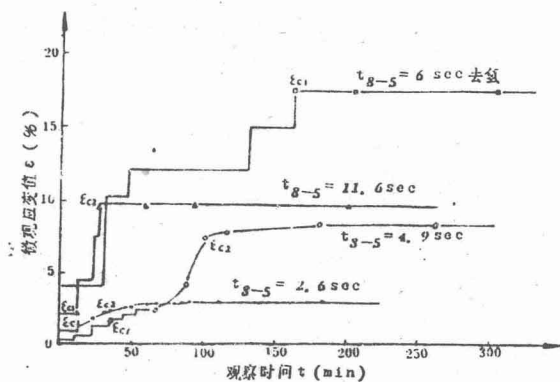


图11

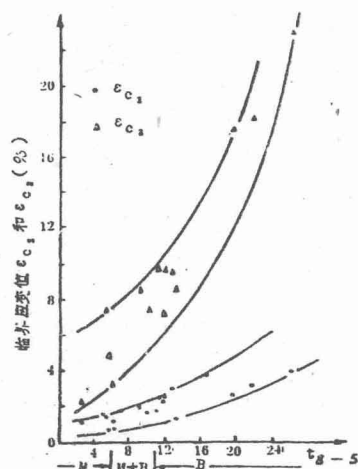


图12

低碳钢焊接接头应力腐蚀开裂研究

西安交通大学

陈泽圻、周光祺等*

摘 要

在碱液和混合硝酸盐两种溶液中,用缺口恒载拉伸及预制裂纹悬臂弯曲试样,测定了20g和A3钢,以及用J422、J427、J507焊条焊接的接头各部位临界值 σ_{SCC} 和 J_{1SCC} ,并用电化学方法测定了接头各部位的腐蚀电位 E_{SCE} 和快慢扫描极化曲线,对宏观和微观断口进行了扫描电镜分析。

结果表明,在两种介质中接头各部位的 σ_{SCC} 和 J_{1SCC} 及SCC敏感电位区间 ΔE_{SCE} 的变化规律一致,各部位的SCC抗力极不均匀。最大SCC敏感部位是在裂纹面T-S向的母材,其临界值最低,与实际结构发生碱裂情况完全符合,而局部降低水平环缝接头的残余应力是提高使用寿命的主要途径之一。提高焊缝强度等级可以大大提高焊缝的SCC抗力。SCC途径均为沿晶的,晶粒呈“冰糖状”,轮廓明显,并有二次裂纹,属APC型SCC。分析认为,混合硝酸盐可以作为快速评价碱液中SCC敏感性的介质;采用 J_{1SCC} 判据较之 σ_{SCC} 判据合理;在碱液中应力腐蚀裂纹的萌生和扩展,主要受电位控制,所以常温下可以直接用电化学方法预测沸碱液中接头各部位的SCC敏感性。可以预期,如从外部控制裂纹尖端的电位,使其 E_{SCE} 处于 ΔE_{SCE} 范围内,就能加速SCC过程,从而大大缩短试验周期。

前 言

工作在超过一定温度和浓度的NaOH溶液中的碳钢,会以沿晶形式发生应力腐蚀开裂(SCC)受到破坏。锅炉因碱脆破坏早有报导[1],国内也曾在五十年代中期因汽包碱脆造成电厂一台锅炉的严重爆炸事故[2]。国外还有输送苛性钠管道的法兰接头及沿管道内环缝发生SCC实例的调查报告[3]。

近年来,铝厂碱法制取氧化铝的钢质设备屡屡发生碱裂。如内径7.76m、高13.75m的母液槽及内径6m、高8m的矿浆槽,壁厚均为10mm的A3钢,手工焊制成,因碳酸钠水解作用,使用一年左右即发生碱裂而漏泄。裂纹通常出现在槽体 $\frac{1}{2}$ 到 $\frac{3}{4}$ 高度处水平环缝附近的母材上,与焊缝平行沿槽体周向扩展。在裂纹处贴补一块钢板,四边采用角焊缝连接,但使用不久,在贴补钢板的上下水平焊缝附近的母材上,又出现平行于焊缝的新的裂纹,产生新的漏泄处,以致最后报废更新,每年损失近30万元。化工厂浓缩制碱的蒸发器,也都发生类似的碱裂情况,各厂每年损失近10万元。

碳钢在碱液中SCC是非常敏感的,国内外早有研究报导[1、4、5]。直接研究低碳钢在碱液中SCC的工作,都因实验周期长难度大,在实验室条件下不易得出规律结果,为此,国外曾努力探索加速SCC的试验方法,提出用混合硝酸盐作为替代溶液加速评价低碳钢在碱液中SCC敏感性,并列入西德工业标准(DIN)5019[5、6]。但在实验中由于钢的含碳量在两种溶液中对SCC敏感性影响得出相反的结果[1、4],对加速试验方法意见分歧,影响了研究工作进展。尤其是焊接接头焊后状态在碱液中的SCC倾向,还缺乏有系统的研究和评定的判据。

本文用弹塑性断裂力学和电化学方法,结合传统的恒载拉伸试验,研究低碳钢及其焊接接头焊后状态在碱液和混合硝酸盐中的SCC敏感性,提出评定判据,确定焊接接头SCC的最大敏感部位,探讨加速试验方法的可能性。

试 验 方 法

焊接接头SCC敏感性试验采用A3、20g两种钢材及J422、J427、J507三种焊条。

接头及母材缺口恒载拉伸SCC试样尺寸参照ASTM E8-79,试样有效长度90mm,宽12.5mm,厚3mm,接头采用K型坡口,分别用J422和J427两种焊条多层焊。缺口平面取向为T-S向,缺口深度3mm,缺口半径0.18mm。

接头及母材预制裂纹悬臂弯曲SCC试样尺寸根据GB2038-80标准, $L=200\text{mm}$, $B=20\text{mm}$, $W=24\text{mm}$ 。接头采用U形坡口,分别用J422、J427和J507三种焊条多层焊。裂纹平面取向为L-T向,

*参加研究者:薛锦、戚继举、董俊明(西安交通大学)和顾启源、陈阿强、肖汉云(郑州铝厂)。