

焊接接头应力腐蚀裂纹 亚临界扩展特性 $\frac{da}{dt}$ 的研究

宋甲荫 王正方 张秀英*

(金属材料科学与工程学系)

摘 要

本文对 16 Mn, 09MnTiCuRe I 型和 II 型钢, 采用恒位移的 WOL 试件, 对其母材、焊缝、热影响区, 以及焊接接头横向扩展和纵向扩展的应力腐蚀裂纹扩展速率作了测试。对宏观和微观断口形貌作了观察分析。作了两种熔合线部位的热模拟试件, 证明其抗 H_2S 应力腐蚀性能最差。发现纵向扩展前沿呈“凹”形, 而横向扩展 $\frac{da}{dt}—K_1$ 曲线呈马鞍形, 从而对焊接接头应力腐蚀裂纹扩展特性提供了新颖的资料。

A Study of the SCC Propagation Characteristics da/dt of welded Joints

Song Jia-yin, Wang Zheng-fang, Zhang Xiu-ying

Abstract

By means of constant displacement WOL specimens, characteristics and rates of SCC propagation on parent metals, welded metals and heat affected zone of steels of 16Mn and 09MnTiCuRe types I and II as well as transversal and longitudinal propagation of welded joints are measured and demonstrated in this paper. Macro and micro fractographs are carefully observed and analyzed. Two kinds of heat simulated

本文于1983年3月3日收到。

* 七八一四班崔庆、郑卫、王宝生参加本项试验工作。

specimens of fusion line are made that their resistance to H_2S stress corrosion is proved to be the minimum. The front of the longitudinal propagated crack at the fusion line presents a "Concave" shape and the curve $da/dt-k_1$ of the transversal propagation appears in "Saddle" pattern. This provides the SCC propagation characteristics of welded joints with new information.

一、前言

焊接接头包括焊缝、熔合线和热影响区。每个部位具有不同的组织与性能,对于应力腐蚀裂纹扩展的抗力也各不相同。实践证明,熔合线及粗晶区性能一般是最差。金属材料应力腐蚀开裂特性的两个重要参量是 $K_{I,SCC}$ (应力腐蚀门限应力强度因子) 和 $\frac{da}{dt}$ (应力腐蚀裂纹扩展速率)。测定各部位的 $K_{I,SCC}$ 及 $\frac{da}{dt}$, 对于合理选择母材和焊接材料, 指导焊接工艺, 制订焊接接头的检验标准, 对焊接结构做断裂安全分析和断裂控制, 都有重要意义。研究 16Mn 及 09MnTiCuRe 钢材焊接接头的抗应力腐蚀的能力, 将为利用这类钢材制造的, 有应力腐蚀的结构提供分析依据。

二、试验材料及内容

试验材料有 16Mn, 09MnTiCuRe—I 型, 09MnTiCuRe—II 型共三种。共有九种试件试件的受热历史, 化学成分和机械性能详见表一, 其中 No. 1、No. 3、No. 7 试件为母材热轧态, No. 5 试件为母材正火态, No. 2、No. 9 试件为熔合线的热模拟态 ($T_{max}=1300^\circ C$), No. 6 试件为焊缝, No. 4 试件为垂直熔合线横向扩展, No. 8 试件为沿熔合线纵向扩展。

三、试验方法及步骤

1. 试件尺寸

采用恒位移的 WOL 试件 (Wedge Opening Loading)。 $K_{I,SCC}$ 测试采用加载螺栓方法。 $\frac{da}{dt}$ 测试采用测力螺栓方法。

根据 ASTM·E399 标准, 为满足平面应变的受力状态, 试件厚度 B 规定: $B \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2$ 。

为满足线弹性条件, 要求裂纹尖端塑性区尺寸相对于整个试件尺寸要足够小, 应满足

$\left. \begin{matrix} a \\ W-a \end{matrix} \right\} \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2$ 的要求。根据上述规定, 设计了两种尺寸的试件如下。

表 1

试编 件号	材料受热历史	化 学 成 分								机 械 性 能					
		C%	Mn%	Si%	P%	S%	Cu%	Ti%	Re%	Al _s	σ_s kg/mm ²	σ_b kg/mm ²	a_K kg-M/cm ²	δ_{n10} %	Ψ %
№1	09MnTiCuRe—I 型母材热轧态	0.09	1.55	0.3	0.015	0.03	0.20	<0.10	<0.05		39	51		26.66	
№2	09MnTiCuRe—I 型1300℃热模拟 (炉内进行)	同上	同上	同上	同上	同上	同上	同上	同上		54	69			
№3	09MnTiCuRe—II 型母材热轧态板厚 30mm	0.13	1.18	0.46	0.011 ~ 0.013		0.31	0.044		0.044	40	67	3.361	18.59	
№4	09MnTiCuRe—II 型垂直高焊缝横向扩 展板厚20mm	0.12	1.29	0.46	0.011 ~ 0.013		0.39	0.065		0.044	40	67		18.59	
№5	09MnTiCuRe—II 型母材900℃正火	同上	同上	同上	同上	同上	同上	同上		0.044			11.7		
№6	焊缝(16Mn+结 507焊条) 沿焊缝纵向扩展														
№7	16Mn母材	0.16	1.4	0.38	0.012	0.009					35.5	55			
№8	09MnTiCuRe—II 型+结507焊条 沿熔合线纵向扩展														
№9	09MnTiCuRe—II 型1300℃热模拟 (焊轨机上进行)														

同№8试件

类型	试件厚度 $B(mm)$	试件宽度 $2H(mm)$	试件高度 $H_1(mm)$	试件内面尺寸 $W(mm)$
A	20	78	96	80
B	25	97	116	100

2. 焊接试板

采用 X 形坡口, 双面多层焊, 焊条为结 507, 直径为 $\phi 4$, 烘干温度 350°C , 采用直流反极性接法, $I = 140 - 160$ 安, $V_g = 25 - 29$ 伏。

3. 热循环图及金相组织

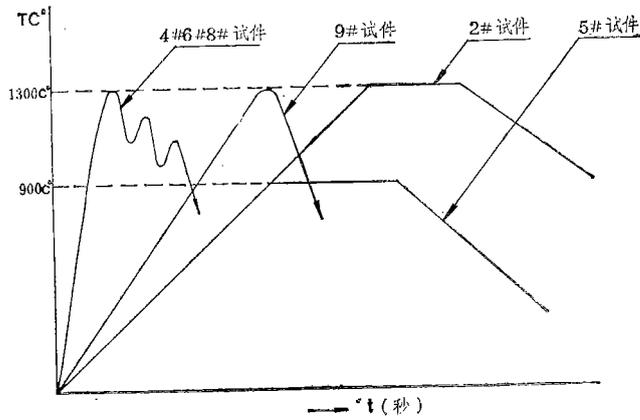


图1. 试件热循环图

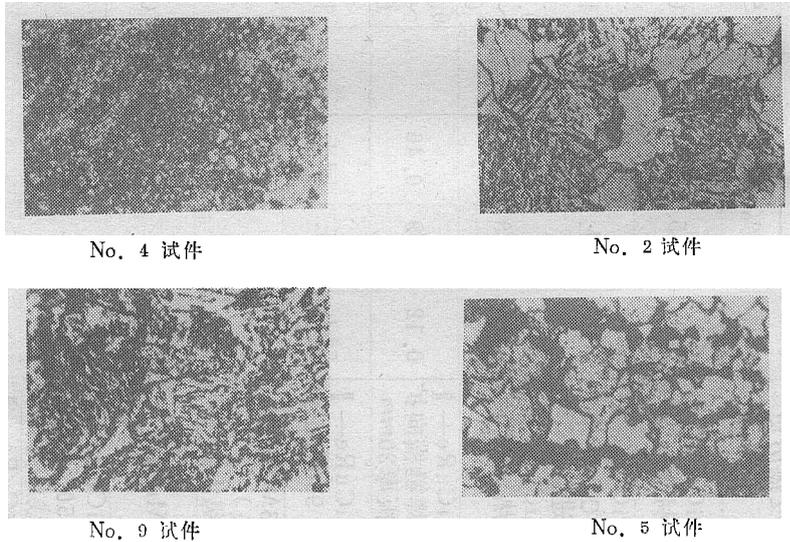


图2. 金相组织图

4. 试件的取样方法

No. 4, No. 6, No. 8 取样方法见图3—1, 3—2、3—3。

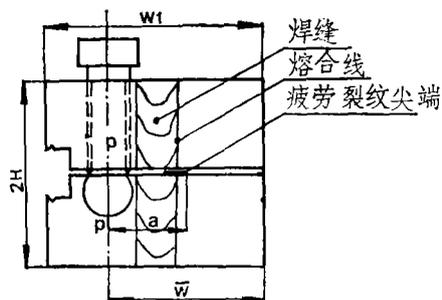


图3-1: No.1试件, 疲劳裂纹尖端开在右侧熔合线上, 裂纹垂直于熔合线横向扩展。

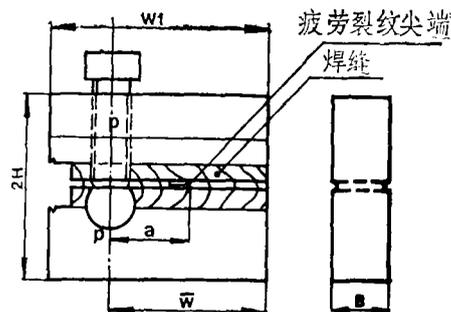


图3-2: No.6试件, 疲劳裂纹开在焊缝的中心, 裂纹沿焊缝纵向扩展。

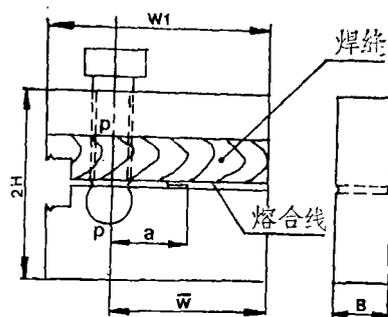


图3-3: No.8试件, 疲劳裂纹与下侧熔合线重合, 裂纹沿熔合线纵向扩展

图3. 试件取样方法

5. 试验溶液

采用NACE, T-1, F-9, 标准饱和 H_2S 水溶液, 即 H_2O (去离子水) + 0.5% CH_3COOH + 5% $NaCl$ + 2500 $ppm H_2S$

其PH=3.9

6. $\frac{da}{dt}$ 测试方法与步骤

- (1) 试件准备: 根据试件尺寸, 按A型或B型加工成WOL试件, 并开出疲劳裂纹。
- (2) 测力螺栓准备: 贴应变片并密封, 标定 P_i (载荷力) —— A_i (应变仪读数), 确定载荷换算系数 λ 。
- (3) 加载: 由两台应变仪分别监测 P (载荷) 和 V (开口位移), 并记录下初始的 P_0 和 V_0 。
- (4) 持久试验: 把试件浸泡在标准溶液中, 由应变仪连续记录瞬时载荷 P_i 的变化, 并定出瞬时的 V_i 。根据柔度方程, 经过计算, 最后算出 $\frac{da}{dt}$ 。持久试验进行到 P_i 停止下降,

即达到止裂。

- (5) 取出卸载, 同时读出终止的 P_e 和 V_e 。
- (6) 断开试件, 量出初始裂纹长度 a_0 和终止裂纹长度 a_e 。
- (7) 计算瞬时的 K_i 。

$$K_i = \frac{P_i C_3}{B \sqrt{a_i}}$$

式中 $C_3 = f\left(\frac{a}{W}\right)$, 一组无量纲 $\frac{a}{W}$ 的函数。

- (8) 由 $\frac{da_i}{dt_i} \sim K_i$, 作出相关曲线

四、试验结果与讨论

1. 试验数据与曲线分析

$K_{i, sec}$ 和 $\frac{da}{dt}$ 的数据见表 2。

根据 Na. 2, Na. 3 和 Na. 4 试件作出 $\frac{da}{dt} \sim K_i$ 的关系曲线, 见图 4 图 5。

表 2 试验数据

试编 件号	材料受热历史	$K_{i, sec}$ $kg-mm^{-3/2}$	$\frac{da}{dt}$ $\times 10^{-5} mm/sec$	金相组织	试型 件号	硬度 H_v	晶粒度
Na. 1	09—I型 母材热轧态	145±15	0.1~0.5 (倒S形)	带状珠光体 +铁素体	B型	138	
Na. 2	09—I型 1300℃热模拟(炉 内进行)	125±10	1.53 (倒S形)	先共析铁素体+ 魏氏体+少量粒 贝	B型	192	大部3- 4级 个 别2级
Na. 3	09—II型 母材热轧态, 板厚30mm	70-100	5 (倒S形)	珠光体+铁素体	B型	202	
Na. 4	09—II型 垂直焊缝横向扩展, 板厚20mm	120-227	1 (马鞍形)	熔粗正部 合晶火相 线区区变	A型		
Na. 5	09—II型 母材 900℃正火	190±30	没扩展	细晶粒, 珠光体 +铁素体	B型		7-8级
Na. 6	焊缝(16Mn+结507焊 条)沿焊缝纵向扩展	150±5	0.2 (倒S形)	珠光体+铁素体 的柱状晶	B型		
Na. 7	16Mn母材	140±10	0.3 (倒S形)	珠光体+铁素体	B型		
Na. 8	09—II型+结507焊条 沿熔合线纵向扩展	118-238	/		A型		
Na. 9	09—II型 1300℃热模拟 (焊轨机上进行)	107-186	/	魏氏体+索氏体 +少量粒贝	B型		

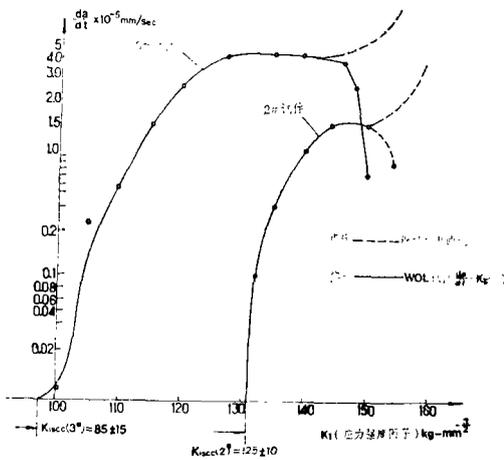


图4. No.2和No.3试件的 $\frac{da}{dt}$ - K_1 曲线

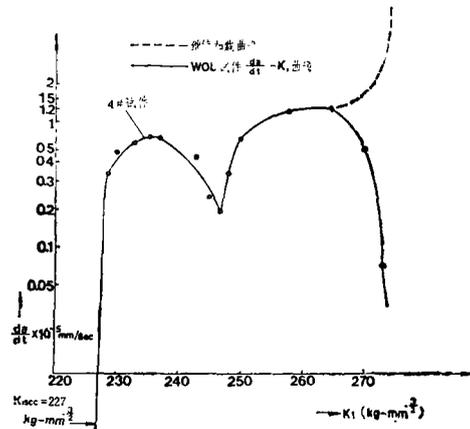


图5. No.4试件 $\frac{da}{dt}$ - K_1 曲线

从数据分析，对比Na.3和Na.5试件，Na.3的 $\frac{da}{dt} = 5 \times 10^{-5} \text{ mm/sec}$ ，而Na.5没扩展。因

此，对于弥散强化的钢用于应力腐蚀条件，必须保证正火供货，否则性能很差。正火后 K_{1SCC} 大大提高，在很高的初载下都没有扩展。对比Na.1和Na.2，Na.6和Na.7试件，可看出焊缝表现出较好的抗应力腐蚀的性能，母材其次，熔合线最薄弱。

从 $\frac{da}{dt}$ - K_1 曲线分析，No.2和No.3试件由于材质均匀，所以两条曲线均呈“倒S”形，

均是典型的应力腐蚀裂纹亚临界扩展特性。其中， $\left(\frac{da}{dt}\right)_I = AK_1$ 是扩展的第一阶段，有一加速过程，与 K_1 接近线性关系， A 为常数，由活化途径来决定。

$\left(\frac{da}{dt}\right)_I = f\left(\frac{\sigma_s}{d}\right)$ 是第二阶段，为亚临界扩展阶段（即平台），这一阶段与 K_1 的变化无关，受电化学反应控制。这个阶段与材料性能有关，取决于 σ_s （材料屈服强度）和 d （晶粒平均直径）显然，低强度的细晶粒钢有很好的抗应力腐蚀裂纹扩展的性能。

从No.4试件的 $\frac{da}{dt}$ - K_1 曲线分析，横向扩展出现“马鞍形”，这是由于热影响区组织不均匀的原因。其中， $\left(\frac{da}{dt}\right)_I = AK_1$ 为第一阶段，有一加速过程，与 K_1 成线性关系； $\left(\frac{da}{dt}\right)_{II} = BK_1^2$ 为亚临界扩展阶段，出现“马鞍形”。“马鞍”的左侧，尽管 K_1 在增加，而 $\frac{da}{dt}$ 在下降，下降的最低点为 $\left(\frac{da}{dt}\right)_{min} \approx (10-20)\% \left(\frac{da}{dt}\right)_{II}$ 如果是静载荷，即 K_1 不变时，横向扩展就可能产生止裂现象。这就限定了垂直于熔合线的应力腐蚀裂纹横向

扩展是缓慢的, 裂纹达到的前沿也比较短, 到达正火区时有可能止裂。

2. 断口分析

(1) 宏观断口形貌: Na 3 试件(母材热轧态)的宏观断口, 如图 6—1a 示。裂纹扩展的前沿成凸形, 这是由于板材中心部份三向拘束应力引起的。在均质材料中, 应力腐蚀裂纹的亚临界扩展, 始终包周在平面应力范围内的平面应变区, 见图 6—2。这种现象随着板厚增加就更加明显。母材 WOL 试件的凸形并不明显, 这是因为在钢板上下表面开有引导槽。

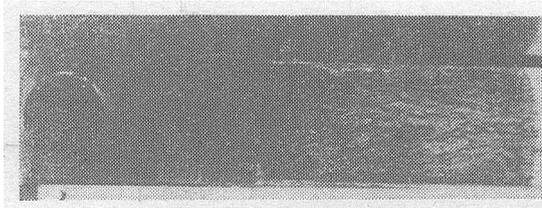


图 6—1 a 母材的宏观断口

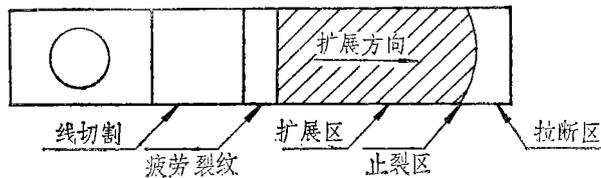


图 6-1 母材扩展前沿成凸形

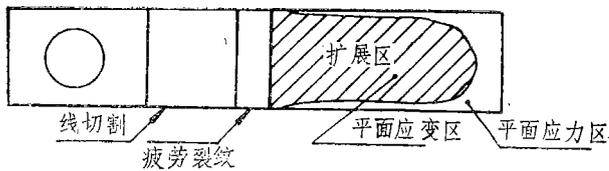


图 6-2 亚临界扩展在平面应变区

Na 8 试件(沿熔合线纵向扩展)的宏观断口, 如图 7 所示。裂纹扩展的前沿呈凹形, 这种现象由于钢板表面接触介质, 表面氢浓度高和表层组织为熔合线及粗晶区, 而中心部分为正火的细晶区。所以表面扩展快而中心部分扩展慢。根据 Na 2 和 Na 9 试件, 可看出熔合线部位的 $K_{I, SCC}$ 是最低的, 所以熔合线部位应力腐蚀裂纹扩展是比较快的。从图 8 中可看出。WOL 试件快速扩展时, 裂纹前沿由焊缝中心拐向熔合线而快速断裂。以上现象都说明熔合线部位最薄弱, 应力腐蚀裂纹会沿熔合线快速扩展。

(2) 微观断口形貌: 对 09MnCuTiRe—II 型钢的 Na 1 试件(热轧) Na 5 试件(正火), Na 9 试件(热模拟), Na 4 试件(横向扩展), Na 8 试件(纵向扩展), 作了 S.E.M 观察。得出中低强钢焊接接头在 H_2S 介质条件的应力腐蚀开裂断口形貌的一些基本看法:

(1) 起裂部位由于 K_I 高, 呈微孔聚集的韧窝断口, 见图 9—*a*。

(2) 应力腐蚀裂纹扩展过程的本质断口为沿晶的准解理断口和解理断口, 见图 9—*b*

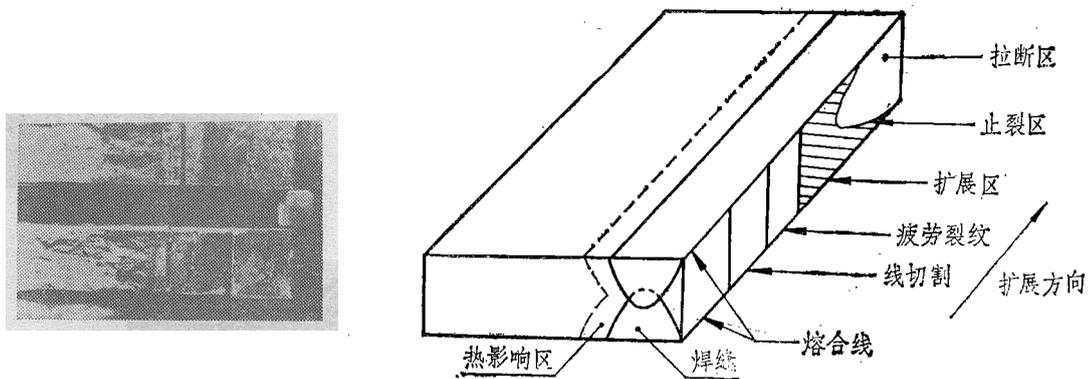


图7. 沿熔合线纵向扩展的宏观形貌图

9—c, 其它断口, 由于 K_1 和 C_H 的变化。属于派生断口;

(3) 在热影响区粗晶部位, 出现一些沿晶断口 (沿晶准解理), 见图 9—d。

(4) 在各种试件中都大量出现了典型应力腐蚀的氢致二次裂纹 (见图 9—e)。和偶然出现的氢致三岔裂纹, 见图 9—f。

(5) 出现了其它典型应力腐蚀断口形貌, 图 9—g 是蚀坑形貌, 图 9—h 是龟裂形貌和氢致放射条纹形貌。

对于微观断口的观察结果, 可有一基本估计:

(1) 熔合线纵向扩展 (Na.8) 比横向扩展 (Na.4) 二次裂纹更多, 解理程度更大, 所以沿熔合线纵向扩展更呈脆性。

(2) 1300℃ 热模拟试件 (Na.9), 由于晶粒粗大出现沿晶断裂现象, 而且龟裂较多, 因此也更呈脆性。

(3) 中低强钢焊接接头 H_2S 应力腐蚀断裂本值为沿晶的氢致断裂。

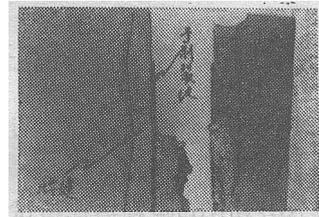


图8. WOL试样快速拉纹断裂走向

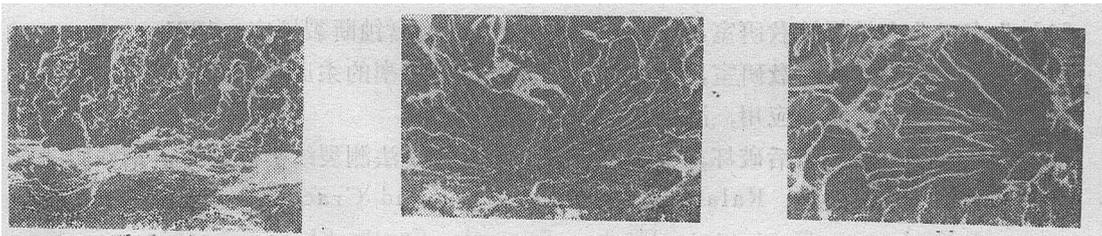


图9-a起裂区

图9-b扩展区

图9-c止裂区

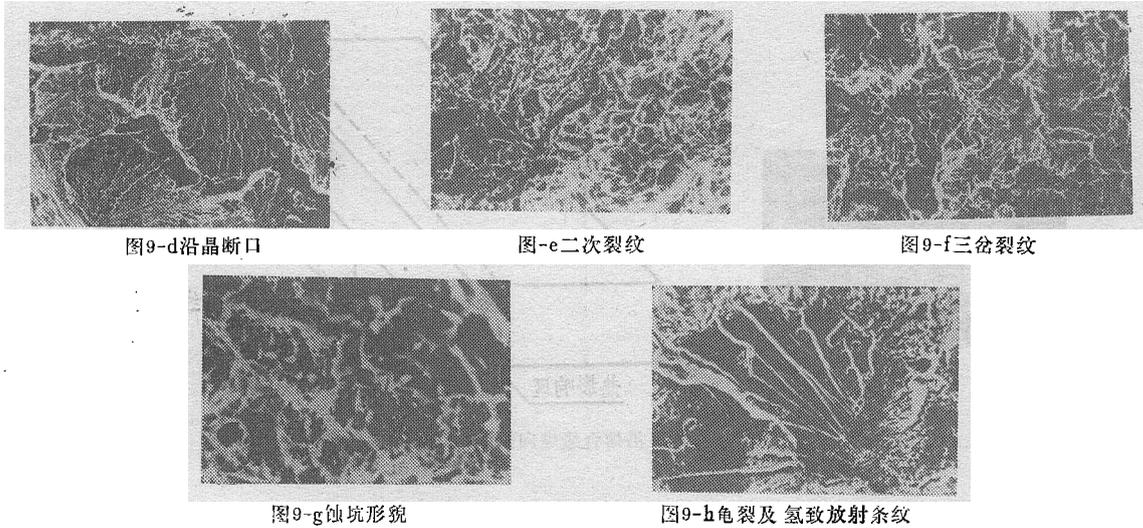


图9. 微观断口形貌

五、结 论

1. 含 Ti 等元素的弥散强化用钢必须保证正火状态供货, 这样可以得到很好的抗 H_2S 应力腐蚀性能。
2. 从 No2 和 No9 两种热模拟试件所得出熔合线的 K_{Isc} 都是最低的, 约为其母材的 60—70%, 所以熔合线是最薄弱的部位。
3. 裂纹扩展前沿成凸形或凹形主要取决于断面的应力状态、氢的浓度、金相组织和晶粒度。沿熔合线纵向扩展 (No8) 前沿成凸成, 这与球形容器环缝沿熔合线扩展很相像。
4. 横向扩展的 $\frac{da}{dt} - K_I$ 曲线呈“马鞍形, 使横向扩展受到限制, 并且可能止裂。

参 考 文 献

- [1] Brown B.F. A New Stress-Corrosion-Cracking Test for High Strength Alloys, Materials Research and Standard, Vol.6, No.3, 1966.
- [2] Novak S.R, And Rolfe S.T, Modified WOL Specimen for K_{Isc} Environmental Testing, Journal of Materials JMLSA Vol.4, No.3, Sept. 1969.
- [3] 北京工业大学焊接教研室, 低合金钢焊接接头应力腐蚀断裂评定, 1981.
- [4] 北京工业大学材力教研室, 环境介质中裂纹扩展速率的柔度测定法。1981.
- [5] 断裂韧性测试及其应用, 冶金情报所 (资料)
- (1) 金属材料的滞后破坏, 金属所。 (2) 用柔度法测裂纹扩展速率, 钢铁研究院。
- [6] 日本腐蚀年会文选, Relation between K_{Isc} and Crack Propagation Rate and Hydrogen Content in High Strength Steel, Shiro Yoshizawa, Koji Yamakawa, Kyoto University.