

# 临界区热处理对腐蚀疲劳抗力的影响

王 正

(机械系)

## 提 要

用悬臂梁弯曲试样测定了低碳钢和高强度结构钢经临界区热处理和常规热处理后的腐蚀疲劳裂纹扩展速度。试验是在恒电位下浸入天然海水中进行的。为了弄清临界区热处理对腐蚀疲劳抗力的影响机制,还作了广泛的电子扫描断口分析,金相分析和特殊的浸蚀试验,

结果表明,临界区热处理不但能显著提高低碳钢的屈服强度。还能大幅度地提高腐蚀疲劳裂纹扩展的门坎值 $\Delta K_{th}$ 。后者是复合组织中大量岛状铁素体的存在,从而增强裂纹尖端的闭塞效应造成的。高强度结构钢,经临界区热处理后。由于岛状铁素体细小,并且数量少,在相同强度条件下,与常规热处理相比,对 $\Delta K_{th}$ 没有明显影响,但是,由于临界区热处理可以减轻晶间杂质的偏析,从而导致了裂纹扩展速度的降低。

## 一、 引 言

由于强度和韧性的良好配合,近年来,对所谓“临界区热处理”,已经越来越引起人们的注意。Mcmahon等人<sup>[1]</sup>曾经报导:临界区热处理实际上已经消除了Ni—Cr钢的回火脆性。Mcevilly等人<sup>[2-3]</sup>发现,由连续马氏体网包围大块铁素体所构成的复合组织,显著地提高了低碳钢在疲劳试验中的门坎值( $\Delta K_{th}$ )和屈服极限。

到目前为止,至少有两类不同的临界区热处理,已在钢的热处理中发展起来了。一种是在淬火以前,使奥氏体发生部分转变,即从a—r两相区淬火,得到由铁素体包围马氏体而成的复合组织;另一种是把正火钢重新加热到a—r两相区,获得部分奥氏体,然后淬火。最后得到由连续马氏体网包围孤立的铁素体而成的复合组织。一般来说,后者对人们感兴趣的机械性能,例如韧性,强度和疲劳抗力等的改进,远大于前者。

但是,临界区热处理,对在腐蚀环境中工作的材料,究竟有何影响,仍然很少受到人们的注意。本文的目的,就是探讨临界区热处理对腐蚀疲劳裂纹发展速度的影响。方法很简单,就是在相同条件下,对比临界区热处理和常规热处理后的钢的裂纹扩展速度。

选择了普通低碳钢和高强度结构钢作为试验材料,因为业已证实,显微组织对这两种钢的疲劳抗力的影响是很明显的<sup>[2-5]</sup>。

## 二、 试 验 程 序

本试验所用的普通低碳钢和高强度结构钢的化学成份如表1所示。

表1 化学成份(重量%)

| 材 料   | C    | Mn  | P           | S           | Cr  | Ni  | Si   | Mo  |
|-------|------|-----|-------------|-------------|-----|-----|------|-----|
| 低 碳 钢 | 0.16 | 0.7 | $\leq 0.03$ | $\leq 0.06$ |     |     | 0.25 |     |
| EN24  | 0.4  | 0.5 | $\leq 0.05$ | $\leq 0.05$ | 1.0 | 1.5 | 0.2  | 0.3 |

采用了以下热处理来获得所需的显微组织:

1、加热至750℃保温2小时,低碳钢采用10%盐水淬火,高强度结构钢EN24采用油淬,然后于200、400和600℃分别回火1小时,最后空冷。这种热处理,以后分别命名为1HT200, 1HT400和1HT600;

2、于840℃奥氏体化2小时,油淬,然后于200、450和650℃回火两小时,空冷,命名为T200, T450和T650;

3、于920℃奥氏体化2小时后随炉冷却,名之曰A920。

其最终显微组织,硬度和平面应变条件列于表2。

所有试样均沿压延方向截取。为了得到精确的尺寸,在粗加工和热处理之后,然后磨至 $12.7 \times 12.7 \times 200$ ,如图1所示。

腐蚀疲劳试验主要是在 $R=0$ 和0.5赫兹条件下进行的。单面切口的试样,在 $R=-1$ 和11赫兹条件下,预制疲劳裂缝 $2.8 \sim 4.2 \text{ m} \cdot \text{m}$ ,除了予裂缝之外,涂以清漆,然后在挠度可以任意调节的悬臂梁弯曲疲劳试验机上进行试验。海水由一个小泵注入环绕试样的一个塑料容器(PTFECe11)里,使之循环,以保持PH值在7.8~8.2之间,盐份在3.2~3.5%范围之内。裂缝长度用直流电势降落连续监测。所有腐蚀疲劳试验均在 $-650 \text{ mV}$  (SCE)条件下进行的。

其 $a/W$ 值变化于0.25~0.65之间。这里, $a$ 和 $W$ 分别表示裂缝长度和试样宽度。关于每一种热处理后的平面应变条件列于表2中的最后一栏。对于每一种试验,先测得裂缝长度和循环周次之间的关系曲线,再作切线,便可获得裂缝扩展速度 $da/dN$ ,然后按Brown和Srawley<sup>[8]</sup>提出的单面切口、纯弯曲试样的相应公式算出应力强度因子变化域 $\Delta K$ ,于是, $da/dN$ 对 $\Delta K$ 的疲劳裂缝扩展速度曲线即可画出。本试验曾用实验方法测定过裂缝尖端的应力强度因子,其结果与用公式计算所得十分吻合。

除了获得一系列的经过不同热处理的钢的裂缝扩展速度资料之外,为了探讨引起裂缝扩展速度变化的原因,进行了广泛的断口分析和专门的浸蚀试验。在用扫描电镜观察以前,试样表面曾在“ENDOX214”溶液中清洗。这是一种专卖的NaCN—NaOH溶液。清洗程序是将试样置于温热的溶液中,使之阴极化,以除去试样表面的氧化物,在大多数情况下,这种溶液足够抑制断口表面的腐蚀,并且业已证明,用“ENDOX”清洗,不会改变试样的断口形态。

### 三、试 验 结 果

腐蚀疲劳的资料主要以 $da/dN-\Delta K$ 曲线提供。

临界区淬火和920℃退火的低碳钢试样,其腐蚀疲劳资料示于图2。很显然,前者不仅

使其屈服极限提高35%以上, 它的疲劳裂纹扩展的门坎值,  $\Delta K_{th}$ 也得到了显著的改善。但是, 当应力强度因子的变化域 $\Delta K$ 超过 $20 \text{ MNm}^{-3/2}$ , 这两种热处理在裂纹发展速度方面引起的差别开始消失。

图3提供了高强度结构钢, 经不同常规热处理后, 在海水中的腐蚀疲劳资料。与空气疲劳试验不同, 不论是在接近门坎值的应力强度因子变化域内, 或者是在较高的应力强度因子变化域内, 其裂纹扩展速度都受显微组织的巨大影响, 其差别甚至超过一个数量级。其硬度和强度越高, 则裂纹扩展的门坎值 $\Delta K_{th}$ 越低, 裂纹扩展速度 $da/dN$ 就越大。

至于临界区热处理对高强度结构钢的腐蚀疲劳抗力的影响, 则以与常规热处理对比的方式, 示于图4a、4b和4c。它与对低碳钢的影响适得其反, 几乎不改变裂纹扩展的门坎值, 但是, 却降低了在较大应力强度因子变化域内的裂纹扩展速度。硬度越大, 影响越明显。当硬度小于 $270 \text{ Kg/mm}^2$ 时, 两者没有多大差别。

在实验过程中, 作了广泛而系统的断口分析, 绝大多数是用扫描电镜检查的。

在低碳钢中, 临界区热处理和完全退火, 其断口均呈穿晶断裂形态。但前者远比后者粗糙, 看不到疲劳辉纹, 却有许多大小、深浅不等的腐蚀坑(图5)。

对于经常规热处理的高强度结构钢, 晶间断裂的百分比随硬度增加而增加(图6), 当硬度由350变到 $450 \text{ Kg/mm}^2$ 时, 晶间断裂的百分比增加最快, 如图7所示。但在任一给定硬度下, 晶间断裂的比例, 沿断口表面, 即随 $\Delta K$ 的增加, 仅有少量下降。

对于经过临界区热处理的高强度结构钢。其典型的断口照片示于图8。在同一硬度下, 其晶间断裂百分比远小于常规热处理后的晶间断裂百分比(图9)。

表2 热处理后的显微组织, 硬度和  
平面应变载荷的最大应力强度因子

| 材 料            | 热 处 理          | 显 微 组 织                | 维 氏 硬 度<br>HV<br>Kg/mm <sup>2</sup> | 平面应变最大应力强度<br>因子 $K_{max}$<br>MNm <sup>-3/2</sup> |
|----------------|----------------|------------------------|-------------------------------------|---|
| 低碳钢            | 1HT200<br>A920 | 马氏体包围孤立的铁素体<br>铁素体和珠光体 | 1 6 0                               | 3 5   |
|                |                |                        | 1 1 7                               | 2 6   |
| 高强度结构钢EN<br>24 | 1HT200         | 回火马氏体及铁素体              | 5 5 0                               | 1 1 4   |
|                | 1HT400         | 回火托氏体及铁素体              | 4 1 0                               | 8 8   |
|                | 1HT600         | 回火索氏体及铁素体              | 2 7 0                               | 6 0   |
|                | T200           | 回火马氏体及残余奥氏体            | 5 5 0                               | 1 1 4   |
|                | T450           | 回火托氏体                  | 4 1 0                               | 8 8   |
|                | T650           | 回火索氏体                  | 2 7 0                               | 6 0   |

## 四、 讨 论

EIber [7] 曾经提出: 在空气疲劳试验中, 门坎应力强度因子的存在, 乃是由于裂纹尖端的闭塞效应(Closure effect)。这种效应, 降低了裂纹尖端的有效应力强度因子。这种闭塞效应, 可能来源于与裂纹尖端塑性区相关的残余压应力; 也可能来源于断裂面的相

对剪切位移所引起的裂断表面上的凹凸不平的接触碰撞。

Mcevil<sup>[3]</sup>等人,曾经测定了这种闭塞效应,并且用它成功地解释了临界区热处理为什么能显著地提高低碳钢的 $\Delta K_{th}$ 的原因。

在本试验中,由于技术上的困难(腐蚀环境),虽然没有定量地测量裂缝尖端的闭塞效应,但是:1、从直流电势降落监测裂缝长度的记录中确实证明了这种闭塞效应的存在<sup>[5]</sup>;2、金相分析和电子扫描断口分析显示,经临界区热处理的低碳钢,裂缝主要沿马氏体网而曲折地向前扩展;在退火低碳钢中,裂缝直接穿过铁素体和珠光体向前发展。后者的断面比较平坦,疲劳辉纹隐若可见。前者则远为粗糙。(图5、10)。这就是说,低碳钢经临界区热处理后,裂缝尖端的闭塞效应,在腐蚀疲劳试验中,远比退火状态强烈。

不难想象,在这种粗糙不平的断裂面上。由于氧化物和腐蚀产物的存在,将导致裂缝尖端闭塞效应的进一步加强,从而导致裂缝扩展门坎值的显著提高。但是,随着应力强度因子的逐渐提高,这种闭塞效应所占的比例将相应减弱。这大概就是图2所示,在接近门坎值区域,临界区热处理能显著提高低碳钢的腐蚀疲劳抗力,而在较高应力强度因子变化域内,临界区热处理与常规热处理两者几乎没有差别的原因。

现在转向高强度结构钢EN24:

如图3所示,经常规热处理后,其腐蚀疲劳抗力,随硬度和强度的增加而下降。这种下降,又与晶间断裂的百分比密切相关(图6)。实验证明,这种晶间断裂是与P, As, Sb等的晶间偏析相连系的。图9把P的偏析与晶间断裂的比例随回火温度的变化,进行了对比,证实了它们之间的依赖关系。作者曾经详细论述了这种影响机理<sup>[6]</sup>,由于不是本文的主题这里不再赘述。

值得注意的是,高强度钢的临界区热处理,与碳钢不同。即使在同一硬度和强度的条件下,与常规的淬火——回火相比,它也不能改变裂缝扩展的门坎值 $\Delta K_{th}$ ,但是,在较大应力强度因子变化域内,在较高硬度条件下,却能显著地降低裂缝扩展速度(图4a—c)。这是因为,临界区热处理对 $\Delta K_{th}$ 的有利影响,主要是通过复合组织中大量孤立的岛状铁素体的存在,从而改变裂缝扩展途径,增强裂缝尖端的闭塞效应而起作用的。高强度结构钢,含碳量较高,经临界区淬火后,岛状铁素体细小,数量不多,因而对裂缝扩展门坎值 $\Delta K_{th}$ 的影响不大,在这点上,本研究的结果,与Mcevil<sup>[8]</sup>等人由中碳钢的疲劳试验中得出的结论,是完全一致的。

至于对裂缝扩展速度的有利影响,则应归因于临界区热处理能导致P、As、Sb等元素在晶界偏析的减轻。McMahon等人<sup>[11]</sup>在研究钢的回火脆性时,曾经在这方面做了许多令人信服的工作,其中之一,就是证实了用苦味酸显示P的偏析的可能性。如图4a—c,图9和图11所示,相对常规热处理而言,在同一硬度条件下,临界区热处理引起的疲劳裂缝扩展速度下降,正好对应着晶间断裂百分比的下降,也正好对应着晶间浸蚀的减弱,即P的偏析减轻。而在高温回火,即 $HV < 270 \text{ Kg/mm}^2$ 时,用苦味酸显示的P的偏析,两者没有明显差别,因而晶间断裂的百分比也没有差别,所以两者的 $da/dN$ —— $\Delta K$ 曲线,几乎重合。这就表明,上述论断是正确的。

## 五 结 论

1、与空气疲劳试验结果相似,临界区热处理,不仅能显著提高低碳钢或低碳合金钢的强度,而且能大幅度地提高腐蚀疲劳裂纹扩展的门坎值 $\Delta K_{th}$ ,降低 $\Delta K_{th}$ 附近的裂纹扩展速度,从而达到塑性、韧性、强度、疲劳抗力和腐蚀疲劳抗力的良好配合,具有极优良的综合机械性能。用临界区热处理,代替低碳钢或低碳合金钢的正火或退火,看来,是一种有效的强化措施。

2、对高强度结构钢而言,临界区热处理不能提高它的腐蚀疲劳裂纹扩展的门坎值,只能相对地降低裂纹扩展速度。

3、临界区热处理对裂纹扩展速度的有利影响,对Ni—Cr钢自言的是通过改变晶界杂质的偏析而实现的,其机理与消除回火脆性,提高韧性相似。

## 参 考 文 献

- [1] Vcisik, A.H, McMahon, C, J, Jr.and Feng, H.C.1978, Metallurgical Trans.A. 9 A, P321.
- [2] McEvily, etc. "Strength of Metals and Alloys" Proc.sth Int.Conf. on the Strength of metalls and Alloys,Pergamon Prpss,1979,Vol.2, P1145
- [3] McEvily, etc.1982, Metal.Trans.A. 13A, P439.
- [4] Ritchie,R.O.Jour.Eng.Matl.Tech,Trans.ASME,Series H,99, P195.
- [5] Z.Wang, R, N, Parkins and J.Congleton, "Corrosion Fatigue of EN24 Steel in Sea Water", unpnblished work.
- [6] Brown, W, F. Jr. and Scraw—ley, J, E.1967, Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strerngth Metallic Materials, ASTM STP 410.
- [7] Elber, W. 1971, Damage Tolerance in Aircraft structures, ASTM STP 406 P230.

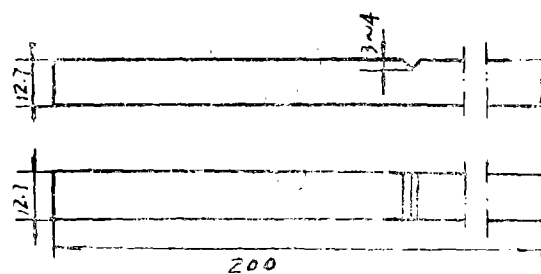


图1. 单面切口的悬臂梁弯曲试样

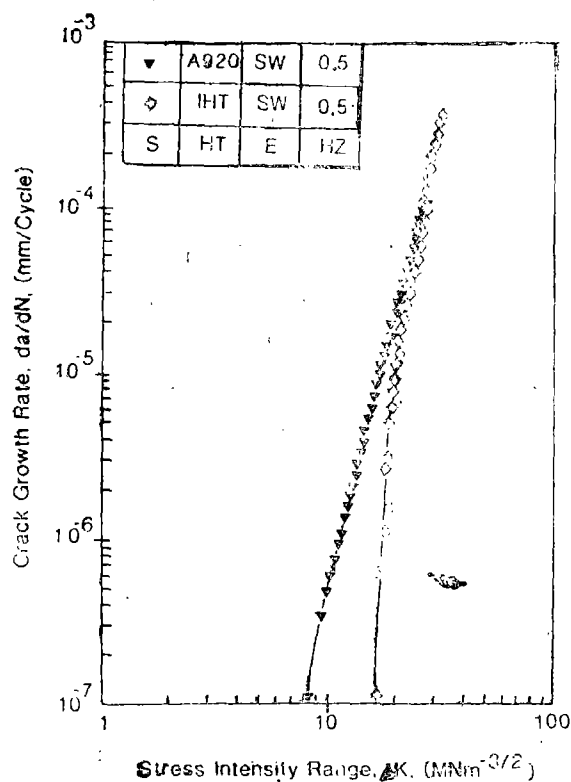


图2. 临界区淬火和完全退火的低碳  
钢在海水中的 $da/dN-\Delta K$ 曲  
线. 0.5Hz,  $R = 0.1$ ,  $-950\text{mV}$   
(SCE)

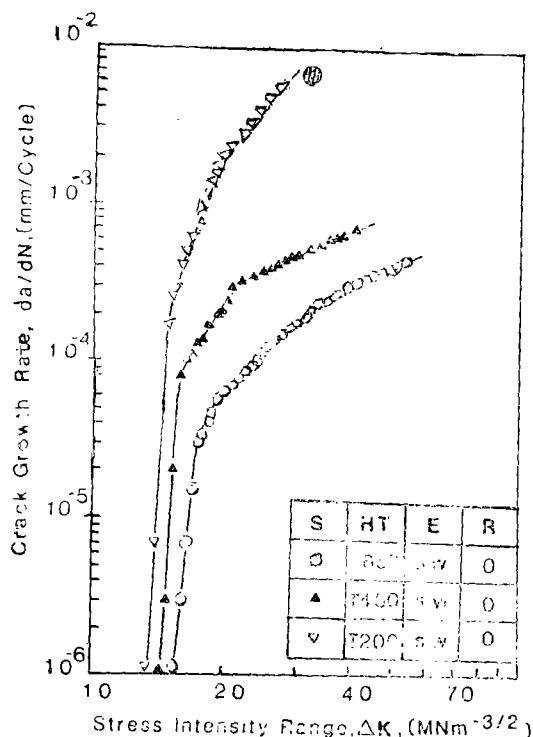


图3. 840°C淬火、200、450和650°C回火的高强度结构钢EN24在海水中的 $da/dN-\Delta K$ 曲线, 0.5Hz  $R=0$ ,  $-650\text{mV}$  (SCE)。

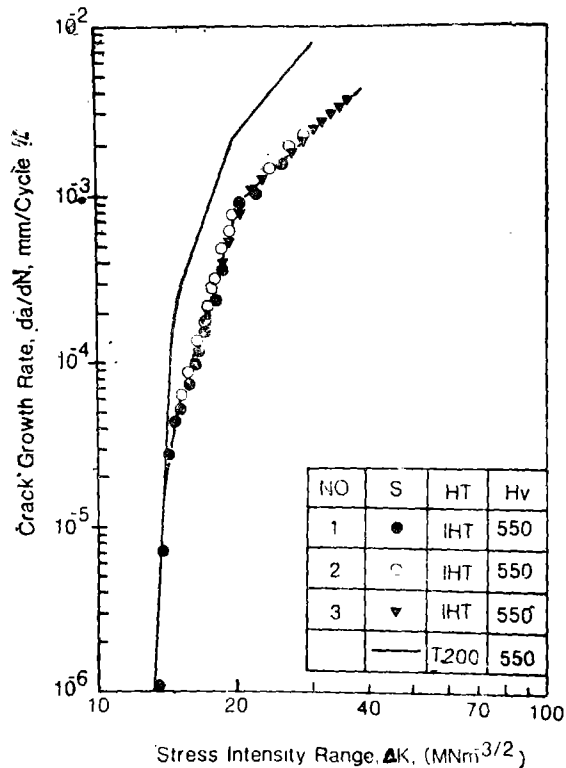
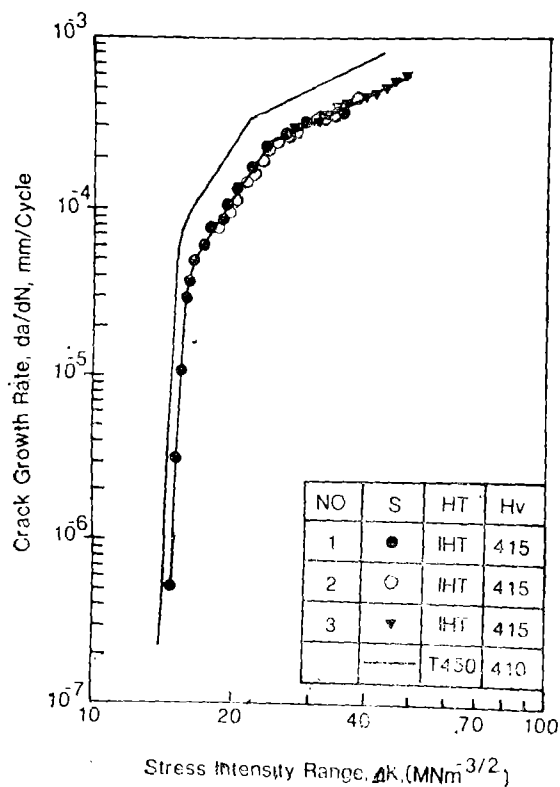
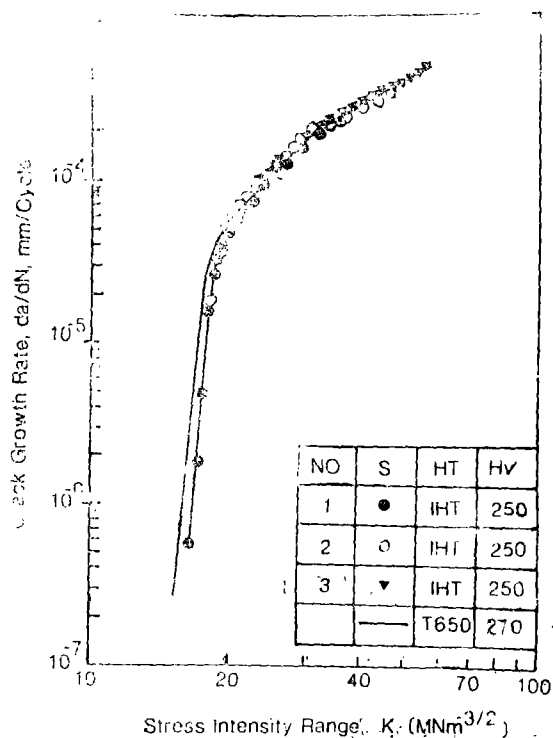


图4. 临界区热处理后的高强度结构钢EN24在海水中的腐蚀疲劳裂纹扩展程度和常规淬火一回火后的对比, 0.6Hz,  $R=0$ ,  $-650\text{mV}$  (SCE) 4aHV550



4b. HV410-415



4c. HV250-270

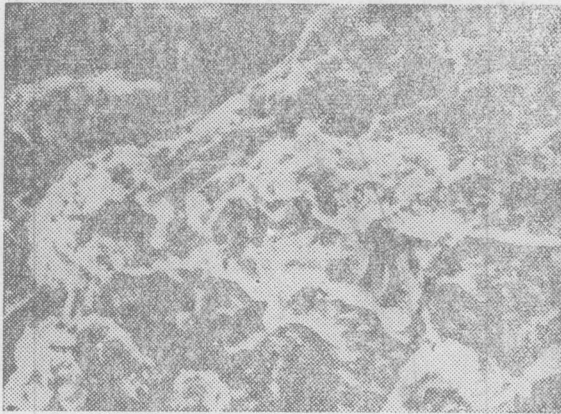


图5a, 920°C退火, 海水, 0.5Hz,  $R=0$ , 650mV (SCE)  $\Delta K=20 \text{ MNm}^{-3/2}$

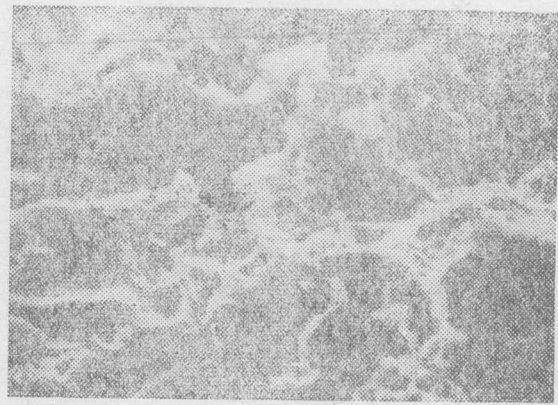


图5b, 750°C淬火, 200°C回火, 海水, 0.5Hz,  $R=0$ ,  $\Delta K=20 \text{ MNm}^{-3/2}$ , -650mV (SCE)  
图5、低碳钢的腐蚀疲劳断口形态



图6a, 200°C回火,  $\Delta K=14 \text{ MNm}^{-3/2}$

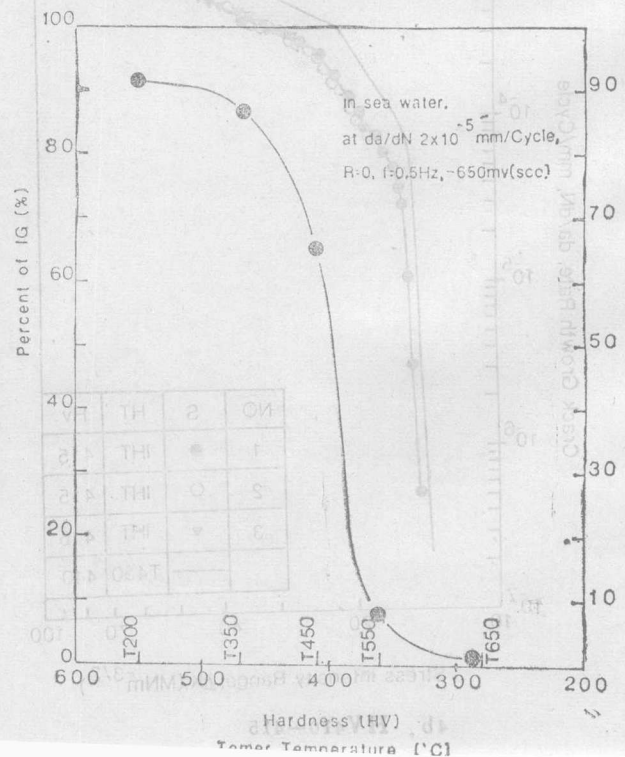
图6b, 450°C回火,  $\Delta K=16 \text{ MNm}^{-3/2}$  ↗



图6c, 650°C回火,  $\Delta K=18 \text{ MNm}^{-3/2}$

图6、常规淬火一回火后的EN24在海水中的腐蚀疲劳断口形态, 0.5Hz,  $R=0$ , -650mV (SCE)

图7、常规淬火一回火的高强度结构钢EN-24, 其晶间断裂百分比随硬度的变化 ↗





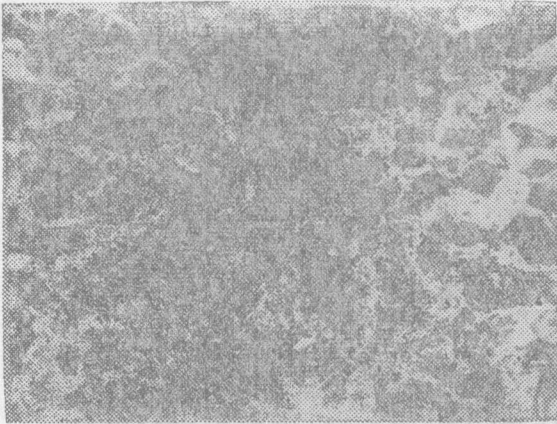
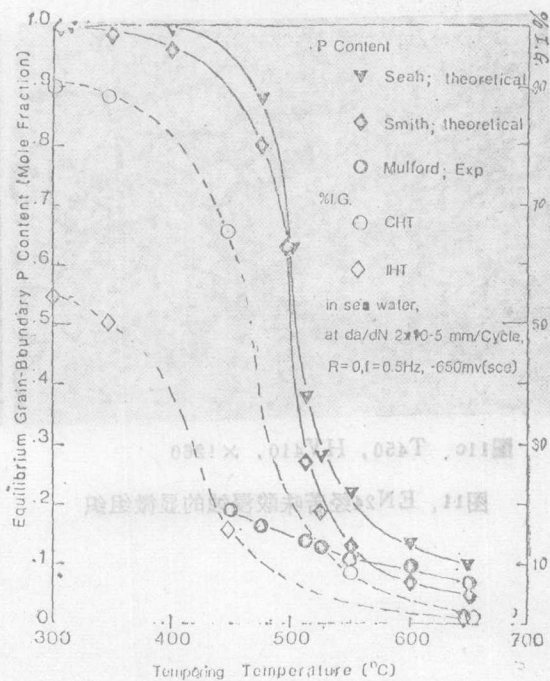
图8a, HV550,  $\Delta K=14\text{MNm}^{-3/2}$ 图8, HV415,  $\Delta K=16\text{MNm}^{-3/2}$ 图8c, HV250,  $\Delta K=18\text{MNm}^{-3/2}$ 图8 临界区热处理后的EN24在海水中的腐蚀疲劳断口,  $0.57, R=0, -650\text{mV}(\text{SCE})$ 

图9 晶间断裂百分比(%IG)随磷的晶间偏析、回火温度及热处理方法的变化。

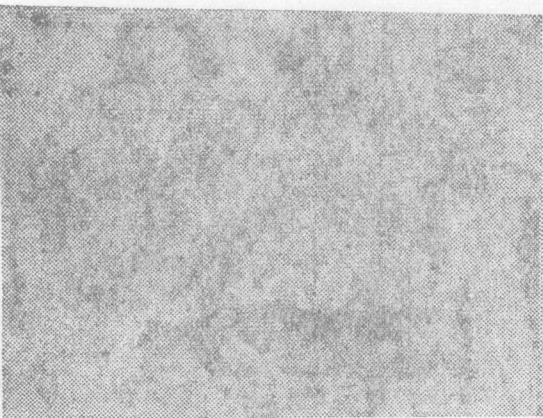
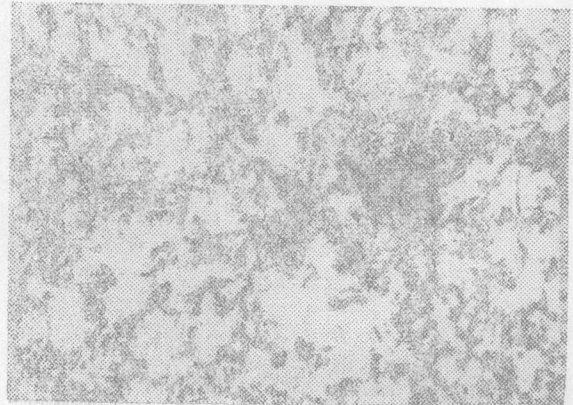
图10a、退火状态  $\times 1000$ 图10b、临界区热处理  $\times 1000$ 

图10、低碳钢的裂纹扩展途径



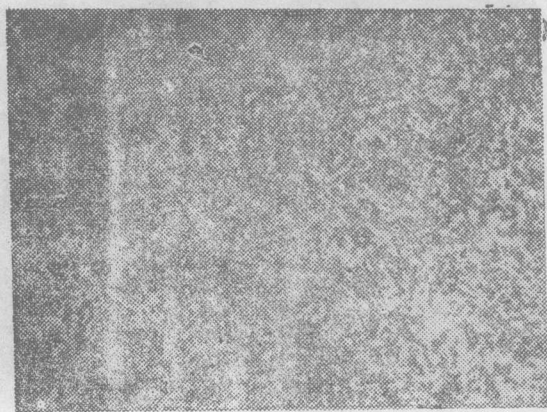
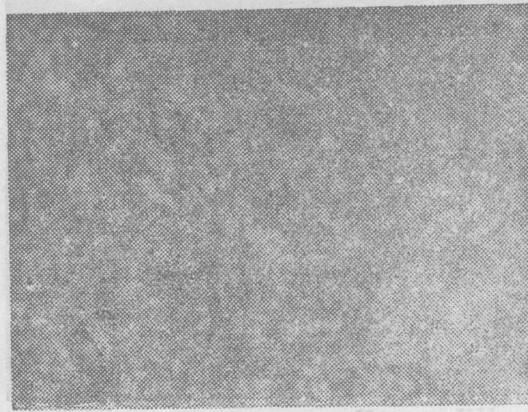
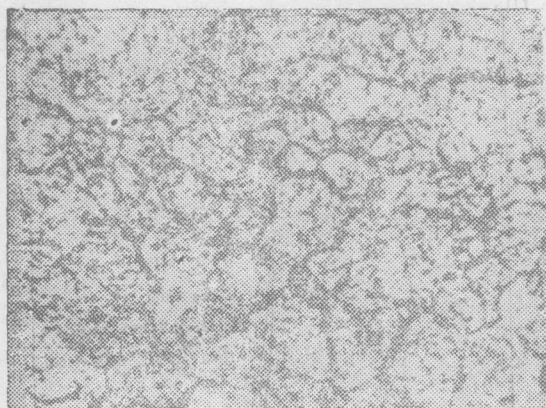
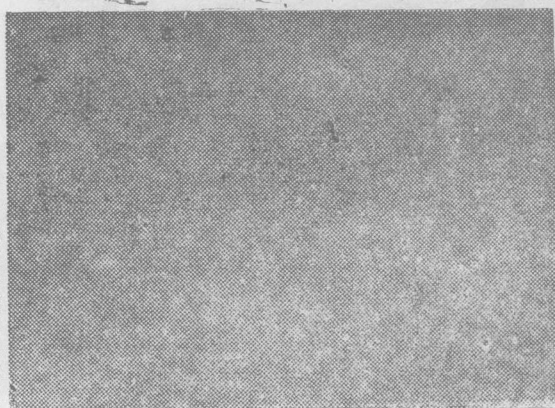
图11a、T950, HV270,  $\times 1260$ 图11b、1HT660, HV250,  $\times 1260$ 图11c、T450, HV410,  $\times 1260$ 图11d、1HT400, HV410,  $\times 1260$ 

图11、EN24经苦味酸浸蚀的显微组织



图11、EN24经苦味酸浸蚀的显微组织

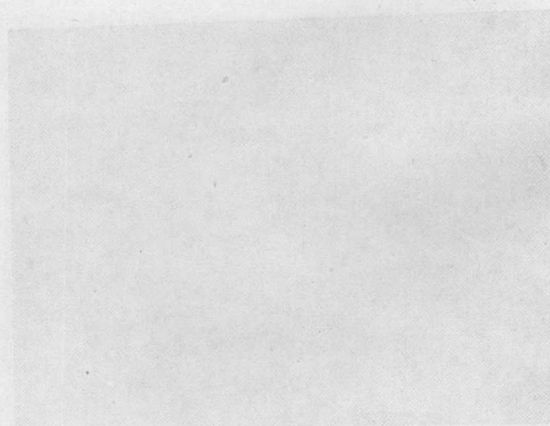
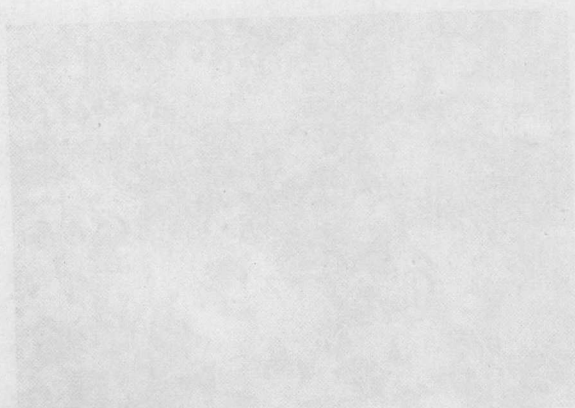


图11、EN24经苦味酸浸蚀的显微组织