

# 高强钢疲劳扩展断口特征与组织的探讨

刘才穆 钟炳文 刘建华 宋宇文

## 一、前言

材料疲劳扩展规律,是构件安全裂纹扩展设计的基础,也是材料及工艺研究的重要出发点。过去十余年间,针对扩展速率的量化及测试方法做了大量的工作,初步满足了工程设计的需要。但是迄今所得的关系式,多半是经验或半经验式的,缺乏明确的物理意义,难以解释大量观测的现象,也不能解释材料的内在因素(精细结构)及外在因素(环境)的影响。事实上,这些因素是极重要的,在某种条件下是决定性的,因此疲劳研究的另一个极重要的内容是机理的研究。目前,国内外的一致看法是,把宏观与微观的力学行为统一起来,

是突破这门学科的关键。

材料的力学行为的基础是它的组织结构,疲劳是否如此还存在分歧;从近年的故障分析和材料研究的实践中,我们认识到这个问题极为重要,是材料性能改善和潜力发挥的关键,但深入研究这方面问题,存在着理论上和观测上的很大困难,当前并没有重大突破。

我们从实际需要出发,在这些方面做了一点探索性的工作。

## 二、实验材料及方法

### 1. 实验材料及基本性能

材料的成份和性能列于表1。

表1 材料成份、热处理及性能

材料牌号	化学成份,重量%							试样 编号	热 处 理 工 艺	$\sigma_b$ 公斤/ 毫米 <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ 公斤/ 毫米 <sup>2</sup>	$\delta_5$ %	$\psi$ %	$K_{1c}$ 公斤/ 毫米 <sup>3/2</sup>
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V							
GC-4	0.42~ 0.38	1.6	1.2	1.5	—	0.5	0.1	A	900±10°C加热 180°C等温220°C 回火	182.0	140.3	11.3	48.8	196
								B	900±10°C加热 300°C等温	175.0	128.2	13.5	46.9	248
30CrMnSi Ni2A	0.34~ 0.29	1.0	1.0	1.0	1.6	—	—	C	900±10°C加热 250°C等温240°C 回火	170.0	126.0	14.3	59.2	279

### 2. 实验方法

1) 裂纹扩展速率的测定,见图1。

2) 断口分析及金相分析

①在疲劳试样上取样,按常规金相方法制

备试样进行光学、电子金相观察,C钢制成金属薄膜,在透射电镜下观察。

②断口分析:按图2所示位置复型和进行扫描电镜观察。

表 2 钢中组织组成物相对量\*

试样	组成物, %(估计)			组织特征
	M <sub>回</sub>	B <sub>下</sub>	A <sub>0</sub>	
A	70	24	6	M <sub>回</sub> 大致呈平行板条簇分布, 含有大量位错和连续膜状碳化物沉淀, 表面显出敏折起伏 B <sub>下</sub> 呈片状, 碳化物与片的纵向呈一定角度, 表面略起伏 A <sub>0</sub> 分布在M、B <sub>下</sub> 边界, 呈块状或杆条状出现
B	20	70	10	
C	56	36	8	

\* 本表参照参考资料〔1〕结合照片大致估计而得。

### 三、试验结果

#### 1. 金相组织

见表 2, 组织特征见图3、4、5、6。

#### 2. 裂纹扩展速率

裂纹扩展速率测试结果见图 1。

#### 3. 断口金相分析

裂纹扩展各阶段, 断口的主要特征见图7, 其特征与扩展曲线关系见表 3。

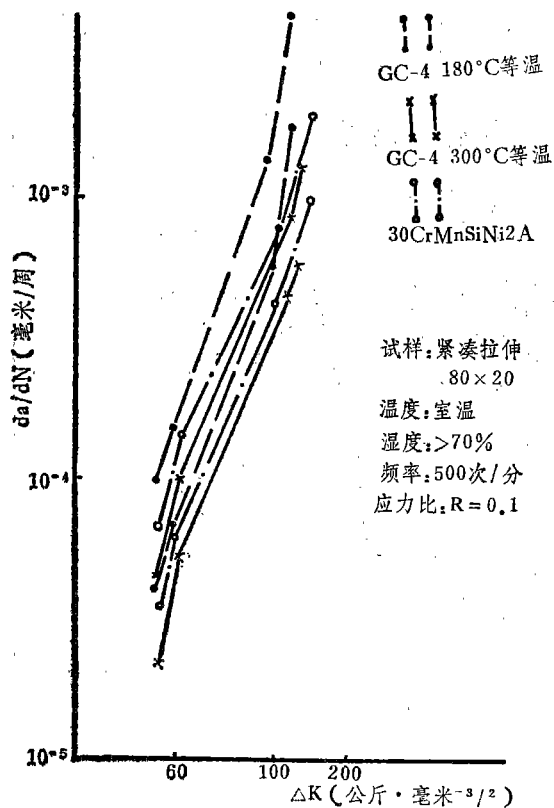


图 1 A、B、C钢裂纹扩展曲线

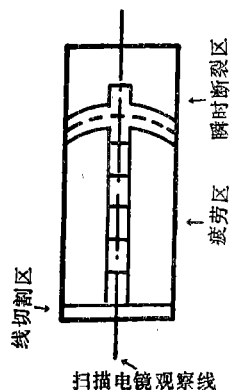


图 2 复型位置及扫描位置示意图

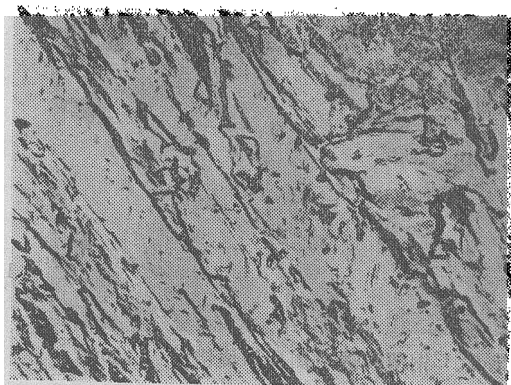


图 3 A钢180°C等温M+B<sub>下</sub>+A<sub>0</sub> 15000×

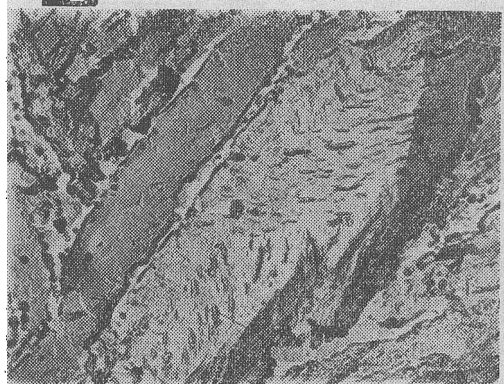


图 4 B钢300°C等温M+B<sub>下</sub>+A<sub>0</sub> 15000×



图 5 C钢常规处理M+B<sub>下</sub>+A<sub>0</sub> 8000×



图 6 C钢薄膜透射图像M位错网 15000×

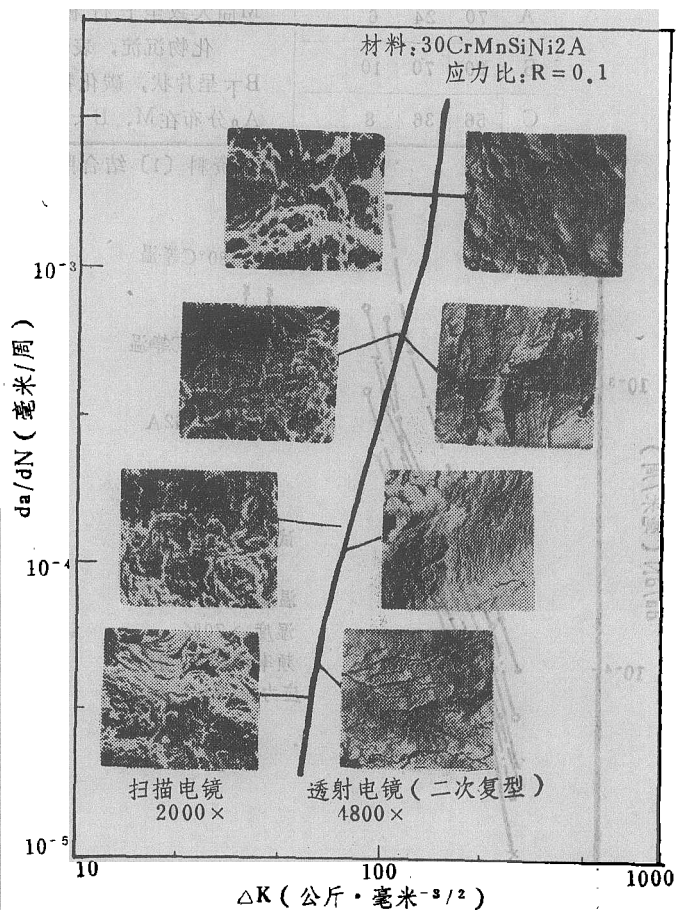


图 7 裂纹扩展各阶段的断口特征图

表 3 不同扩展阶段的形貌与机制一览表

扩展区域		机制与形貌特征	区域大小 $\mu$	注
A	A I	裂纹起源带区、微孔、空位聚集、穿晶纤维状开裂和晶间开裂 (少量)	20	微孔大小不超过夹杂及第二相
	A II	小平面、准解理、少量晶间开裂、穿晶开裂为主兼有微孔及腐蚀层	50~70	
B		疲劳条痕、二次裂纹、微孔	断面大部	同上
C		韧窝、微孔及伸张带	200~500	

## 四、结果讨论

### 1. 断口形貌与裂纹扩展曲线的联系

通过实验而得到的裂纹扩展曲线和断口形貌存在着以下的联系。

曲线上存在着几个拐点,在断口上则反映出如下事实:拐点b附近的断口上,则是由几种“静”断机制转变为疲劳机制的转折区;而C点则是由后者转变为韧窝机制的转折区,扩展机制发生重大改变时,导致扩展速率的很大改变,从而影响曲线形状的变化。但是这种改变仍然是一个从量变到质变的过程,机制的改变只意味着某一机制占据主导地位,起着决定性的影响,但在断口上决非一种机制起作用,其它的机制可能起着次要的辅助的作用。这也许是用单一机制来描述扩展过程往往与实际情况出入较大的原因之一<sup>[2,3]</sup>。

若按通常方法,将曲线分为A、B、C三区。在A区中似乎存在多种断裂或扩展机制,从断口照片看似存在着两个明显不同的区域AⅠ、AⅡ,见图7左第一图。若AⅠ是裂纹的形核阶段,而AⅡ则是低速扩展的阶段。AⅠ中存在着许多微孔,微孔两侧有穿晶断裂的变形痕迹,说明实验钢与一般高强钢形核机制相类似,与夹杂和第二相的存在有着密切关系<sup>[4]</sup>。AⅡ中存在少量的晶间开裂(见图8)和小平面准解理的形貌。这是一种低能量的断裂机制,出现此类形态会加快裂纹的扩展<sup>[3]</sup>。必须指出,这个阶段中有一层腐蚀产物存在,说明该钢的裂纹在这阶段的扩展对介质有一定的敏感性。总之,这一阶段对许多受力构件,有着特殊的重要性,许多问题有待深入研究。

在B区由图7可以看出,在二次裂纹之间夹杂着微孔剥落和滑移痕迹,它们类似于一些珊瑚岛小群,遍布断口全视野。说明这一阶段对钢而言,不是单一扩展机制,所以若简单的看作:

$$da/dN = \delta \text{ (条痕间距)}$$



图8 裂纹起始时A区中的晶间开裂和穿晶开裂的扫描形态

就未必妥当。用Paris公式描述这个阶段的扩展,公认符合得比较好,但数据点的分散带,各种材料不一,从微观的尺度上讲,分散带的成因,也是必须考虑的一个方面,有可能包含着扩展机制不一的因素在内,但从总的趋势上看,这一阶段仍是塑钝机制占主导。

在C区曲线翘起,断口上孤立的微孔逐渐消失,而形成微孔周边基体有变形的、联成一片的韧窝,说明 $\Delta K$ 达到一定值之后,基体金属可能由于空位聚集长大而产生集中应变,形成内缩颈,创造了互相联接的条件。一旦与主裂纹相连,就断裂一次,然后再重复一次,如此重复多次直至最后断裂。因此,这一阶段的断裂是不连续的。

### 2. 钢中组织对裂纹扩展的影响

A钢与C钢相比,组织大体相同,后者在相成分上可能碳原子浓度低些,又有一定镍原子,所以微观塑性可能好一些,断口塑性特征比较明显,扩展速率低一些。

A与B是同一钢种,进行不同的热处理,组织结构上差别较大,疲劳次数和扩展速率有显著差别。B优于A,原因在于B中有较多的塑性相如 $A_0$ 、 $B_{\text{下}}$ 等。根据4340钢中 $A_0$ 与M相对量对塑性功贡献的估算,10%的残余奥氏体比

90%的马氏体,对塑性功的贡献大三倍〔5〕,可见其作用之大。但 $A_0$ 是介稳相,在循环载荷下,能够发生相变,带来极为有害的影响,而适当合金化则提高其稳定性〔6〕。

第二相的影响。在各个阶段中,第二相的影响都存在,图9、10示出它能明显地改变断口的形貌;它也可能是裂纹通道的一个重要影响因素。如果它与基体结合较好,不易产生脱开,不具备产生微孔的条件,对扩展有阻碍作用,球状的第二相比尖锐棱角的第二相更能阻止裂纹扩展,后者往往是撕裂棱的起源点。

碳化物的影响与方位有关(如图11 a),往往引起断裂机制改变(如图11 b),疲劳条痕往往由碳化物中间穿过,而撕裂棱走向与碳化物排列一致。

随着 $\Delta K$ 的增加,质点可能与基体脱开,成为韧窝的形核中心,第二相有利的作用可能丧失,成为不利的因素之一。按Schijev的假定〔7〕,在位错的“吸收”机制和位错的“产生”机制之间,应当有一个界限。若把第二相的有利与不利因素,及其可能转化联系起来看,在韧窝产生的相对应的C点,似乎可作为界限点看。此点也可以看作瞬断前的预警点。在材

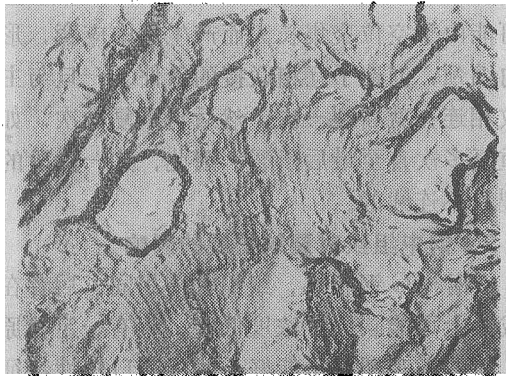


图9 裂纹扩展沿第二相时,裂纹走向图 12000 $\times$   
料的使用上注意到这个事实,而对第二相强化材料,注意控制超载水平,似乎是安全考虑的一个方面。晶界和相界面对裂纹的扩展,也是有影响的,有人发现在第一阶段的扩展中,它有停滞效应。



图10 裂纹扩展横穿第二相时断口形态图 4000 $\times$

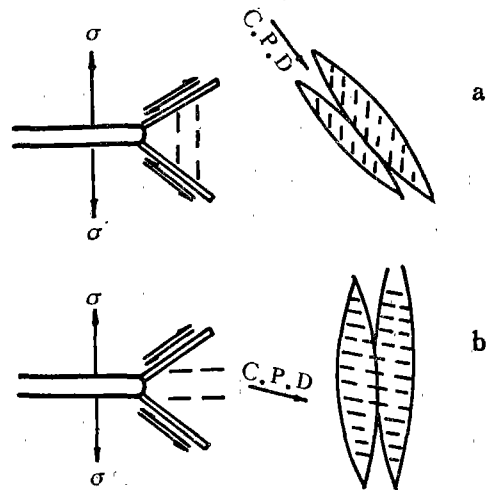


图11 裂纹扩展方向与第二相排列关系  
a—裂纹走向横穿第二相排列方向;  
b—裂纹走向与第二相一致。

## 五、结 束 语

通过上述工作,我们获得了两种高强钢的疲劳断口在各个阶段的图像,讨论了这些断口机制及曲线上拐点的意义,认为C点可作为过载控制的界限;定性地讨论了由于组织差异对扩展曲线的影响。

最后向技术指导颜鸣皋同志,及协同本工作的北京钢院孙福玉同志,有色院刘安生同志及本所顾明达、欧阳辉等同志致谢!

(下转第19页)

表 3 航空乳胶缓冲绳与干胶缓冲绳保管期试验比较

试 验 日 期	保 管 条 件	定伸强度, 公斤					
		10%		100%		105%附加值	
		乳胶	干胶	乳胶	干胶	乳胶	干胶
		标准不小于1		2.5~6		+0.25	
1974.4.24	进厂试验	1.55		3.75~4.3		0.3	
1972.9.18	进厂试验		1.5		4~4.05		0.65
1976.6.8	恒温恒湿库	1.9	1.65	4.55~4.6	3.8~3.8	0.3	0.7
1976.6.8	室温厨内	2.05	1.75	4.6~4.6	4~4.05	0.7	0.7
1977.4.26	恒温恒湿库	1.4	1.45	4.1~4.4	3.9~4.2	0.3	0.3
1977.4.26	温室厨内	1.5	1.45	3.85~4.1	3.7~4.05	0.25	0.35
1978.4.26	恒温恒湿库	1.65	1.45	4.35~4.7	3.7~4.1	0.35	0.4
1978.4.26	室 内	1.4	1.45	3.6~3.85	3.5~3.95	0.25	0.45

为了比较航空乳胶丝与干胶橡皮筋的自然老化性能,我们在1967年将1974年4月合格入库的航空乳胶缓冲绳和1972年9月合格入库的干胶缓冲绳各两部份,分别存放于恒温恒湿仓库及室温厨内作保管期试验,每年取样试验一次。截至1978年4月,即分别保管4年和6年后的试验数据,恒温恒湿库及室温厨内的两种缓冲绳均合格(见表3),完全满足缓冲绳保管期为一年半的要求。

由于乳胶原料立足于国内,航空乳胶丝制造工艺成熟可行,因而于1976年10月由广东省石化局召开了有石化部、三机部及有关单位参加的鉴定会,通过鉴定定型。航空乳胶丝及航空乳胶缓冲绳暂行企业标准分别为807-76和326-77。

航空乳胶缓冲绳已应用于新型运动伞等新产品,在其他航空产品上也将逐步推广应用。

(上接第24页)

#### 参 考 资 料

- [1] 30CrMnSiNi2A 钢马氏体等温淬火研究,西北工大401教研室,峨眉厂理化试验室,峨眉情报771008。
- [2] B.Tomkins, Fatigue Failure, The Mechanics and Physics of Fracture, 6-8 January, 1975 Churchiu College, Cambridge.
- [3] T.C.Lindley, C.E.Richards, The Mechanics and Mechanisms of Fatigue Crack Growth in Metals, The Mechanics and Physics of Fracture, 6-8 January, 1975 Churchiu College, Cambridge.

- [4] J.Lankford and F.N.Kusenberger, Initiation of Fatigue in 4340 Steel, Trans.ASM, Vol.8A-No.7, 1973, P.1025.
- [5] KARL-HEINZ Schwalbe, On the Influence of Micro-structure on Crack Propagation Mechanisms and Fracture Toughness of Metallic Materials, Engng. Fracture Mech., 9(1) 1977, P.795-832.
- [6] E.R.Parker, Interrelation of Compositions Transformation Kinetics, Morphology, and Mechanical Properties of Alloy Steels, Trans.AMS, 1977, 7, 1025-1042.
- [7] 断裂力学数学基础(二),西北工大资料。