

# 含钒 HSLA 钢的应变疲劳裂纹 扩展行为研究

THE STUDY OF STRAIN FATIGUE CRACK PROPAGATION  
BEHAVIOURS OF VANADIUM BEARING HSLA STEEL

盛光敏 龚士弘

Sheng Guangmin Gong Shihong

(重庆大学)

朱进富

Zhu Jinfu

(重庆重型汽车研究所)

**摘要** 本文采用恒载荷法对含钒HSLA钢在不同显微组织状态下的应变疲劳裂纹扩展速率进行了测定。研究了疲劳裂纹扩展速率与钢的显微组织间的相互关系。

**关键词** 应变疲劳；裂纹扩展；高强度低合金钢

**ABSTRACT** In this paper, the strain fatigue crack propagation rates of vanadium bearing HSLA steel with different micro-structures are measured under constant load conditions, and the relationship between the crack propagation rate and the microstructures of steel is also studied.

**KEY WORDS** Strain fatigue, crack propagation, HSLA steel

## 一、前言

高强度低合金(HSLA)钢具有优良的综合机械性能,受到了普遍的重视和广泛的应用。目前,对HSLA钢的高应变低周疲劳行为的研究主要集中在测定各种HSLA钢的疲劳总寿命、研究疲劳裂纹的萌生及材料的循环特性上。高应变低周疲劳总寿命主要受控于裂纹扩展寿命<sup>[1]</sup>,因此,研究HSLA钢的应变疲劳裂纹扩展行为及其与材料显微组织间的关系具

本文于1988年6月6日收到。

有一定的现实意义和理论价值。

如何正确测定循环塑性区中裂纹的扩展速率,是目前疲劳试验技术面临的一项新的重要课题。Solomon<sup>[2]</sup>、Dover<sup>[3]</sup>、Van Swan<sup>[4]</sup>和蔡其珉<sup>[5]</sup>等人采用应变控制法对应变疲劳裂纹扩展速率进行了测定,提出了 $\frac{da}{dN}$ 与 $J$ 积分和COD的指数关系式。但恒应变控制法试验装置复杂、试样易失稳。本文对采用恒载荷法测定应变疲劳裂纹扩展速率进行了尝试,力求得到一种较简单的应变疲劳裂纹扩展速率的测定方法。

## 二、试 验

试验采用攀钢冶炼钢材。其化学成分为:0.2%C—0.52%Si—1.16%Mn—0.06V。试验钢经不同热处理,得到六种具有不同显微组织的试样:热轧态、950℃淬火分别在200℃、300℃、400℃、500℃和600℃回火态。

应变疲劳裂纹扩展试验在液压伺服全逆转式MTS810系列试验机上进行,试验温度为室温,相对湿度为56%。试样宽为25毫米、厚4毫米,中间一刃上用电火花切割法开一深为1毫米的缺口。试验过程中保持载荷恒定(对热轧试样,最大载荷为45000N,淬火回火试样的最大载荷为70000N,最小载荷均为零)。经一定的循环后,用夹式引伸仪测定线切割缺口处的张开位移,并用X—Y函数仪记录载荷—位移曲线。裂纹扩展增量用JXD—2型读数显微镜直接测量,放大倍数为30。 $\frac{da}{dN}$ 用七点递增多项式法求得。

为了研究裂纹扩展行为与材料显微组织的关系,用X—650型扫描电镜对试样表面裂纹进行了观察。

## 三、结果及讨论

### 1. 显微组织及单向静拉伸性能

试验钢热轧组织为铁素体基体加片状珠光体。铁素体上可见少量析出物。X射线衍射分析表明,析出物为 $(FeMn)_3C$ 和少量的 $V(CN)$ 。试验钢950℃淬火组织为板条马氏体。随回火温度的升高,组织逐渐转变为回火马氏体(200℃、300℃回火)、回火屈氏体(400℃、500℃回

表1 单向静拉伸性能

	热 轧 态	950℃淬火 200℃回火	950℃淬火 300℃回火	950℃淬火 400℃回火	950℃淬火 500℃回火	950℃淬火 600℃回火
$\sigma_{0.2}(Mpa)$	415.12	1201.32	1088.54	912.02	732.27	594.97
$\sigma_b(Mpa)$	588.40	1407.26	1200.46	974.10	817.19	676.66
$\delta_{10}(\%)$	25.33	5.00	7.41	9.67	11.67	16.11
$\psi(\%)$	68.00	40.50	54.33	64.00	67.33	73.33
$E(Mpa)$	$2.06 \times 10^5$	$2.07 \times 10^5$	$2.07 \times 10^5$	$2.06 \times 10^5$	$2.06 \times 10^5$	$2.05 \times 10^5$

火)和回火索氏体(600℃回火)。

试验钢各种组织状态下的单向静拉伸性能见表 1。

2.  $\frac{da}{dN}$  与循环 J 积分和裂纹张开位移  $\delta$  的关系

对于以低应变高寿命为特点的高周疲劳,过去一直缘用  $\frac{da}{dN}$  与  $\Delta K$  的指数关系(Pairs公式)来反映金属材料疲劳裂纹稳态扩展的一般规律。对于高应变低周疲劳,裂纹尖端塑性区较大,上述关系已不再适用[6]。本试验根据 Dugdale 的带状屈服模型和蔡其巩的整体屈服模型:

$$\delta = \frac{8a\sigma_s}{\pi E} \ln \sec \frac{\pi \sigma}{2\sigma_s} \quad (\text{带状屈服模型}) \quad (1)$$

$$J = 2\pi a \gamma^2 \int \sigma d\epsilon \quad (\text{整体屈服模型}) \quad (2)$$

(2)中  $\gamma^2$  为形状因子,为简单起见取  $\gamma^2 = 1$

分别计算了循环加载过程中的裂纹张开位移  $\delta$  和循环 J 积分,并分别用  $\delta$  和 J 对裂纹扩展速率  $\frac{da}{dN}$  进行了指数拟合:

$$\frac{da}{dN} = C\delta^\gamma \quad (3)$$

$$\frac{da}{dN} = AJ^\alpha \quad (4)$$

试验测得的  $a-N$  曲线见图 1。 $\frac{da}{dN}$  与  $\delta$  和 J 的关系见图 2 和图 3。(3)、(4)式中的材料常数 C、 $\gamma$ 、A、 $\alpha$  见表 2。循环开始时,反映试样屈服程度的参数  $\frac{\sigma}{\sigma_{0.2}}$  亦列于表 2 中。

表 2 (3)、(4)式中的常数拟合值(R:拟合相关系数)

项 目	$da/dN = AJ^\alpha$ (J, N/mm; da/dN, mm/周)			$da/dN = C\delta^\gamma$ ( $\delta$ , mm; da/dN, mm/周)			$\frac{\sigma_{max}}{\sigma_{0.2}}$
	A	$\alpha$	R	C	$\gamma$	R	
热轧	$1.72 \times 10^{-4}$	0.3840	0.9890	0.5215	1.7026	0.9869	0.8927
200℃回火	$3.14 \times 10^{-5}$	0.9714	0.9911	5.7898	2.0046	0.9918	0.4705
300℃回火	$6.95 \times 10^{-5}$	0.7636	0.9600	1.4358	1.7700	0.9758	0.5403
400℃回火	$5.54 \times 10^{-5}$	0.8015	0.9805	0.6024	1.6036	0.9861	0.6734
500℃回火	$2.49 \times 10^{-4}$	0.5411	0.9605	0.4050	1.7087	0.9610	0.8040
600℃回火	$5.94 \times 10^{-4}$	0.4740	0.9933	0.1307	1.6218	0.9923	0.9723

由图 2 可知,用整体屈服模型计算的循环 J 积分与  $\frac{da}{dN}$  的数据点分布在一个较窄的范围内(图中虚线所示)。热轧试样的  $\frac{da}{dN}$  值最低。在相同的 J 值下,回火温度与  $\frac{da}{dN}$  的关系

是： $\frac{da}{dN} < 10^{-3} \text{mm/周}$ ，随回火温

度的升高， $\frac{da}{dN}$  增大；当  $\frac{da}{dN}$  接近

$10^{-2} \text{mm/周}$  时，回火温度对  $\frac{da}{dN}$

的影响不显著；在裂纹的高速扩展区

( $\frac{da}{dN} > 10^{-3} \text{mm/周}$ )，按  $\frac{da}{dN}$  增大

次序排列回火温度是：500℃、600℃、400℃、300℃、200℃。由带状屈服

模型计算的  $\delta$  对  $\frac{da}{dN}$  作图可知，在

双对数坐标系中， $\frac{da}{dN}$  与  $\delta$  呈较好的

直线关系(图3)，随回火温度的升高，裂纹扩展速率降低。

比较图2和图3可知，疲劳裂纹在  $\frac{da}{dN} < 10^{-3}$  毫米/周的低速扩展区，

图2和图3显示出的回火温度与  $\frac{da}{dN}$

的关系几乎正好相反。此时图3(带状屈服模型)比较正确地反映了裂纹

扩展速率规律。这是因为所有试样在初始循环时皆处于非整体屈服状态

( $\sigma_{max}/\sigma_{0.2} < 1$ ，见表2)，因而用带状屈服模型描述裂纹扩展比用整体

屈服模型更为合理。随着循环的进行， $\frac{da}{dN}$  增大，试样所处的状态将由

小范围屈服逐渐向整体屈服过渡。回火温度越高，进入整体屈服状态越早。

可以认为，在疲劳裂纹的高速扩展区

( $\frac{da}{dN} > 10^{-3}$  毫米/周)，由整体

屈服模型得到的循环  $J$  积分与  $\frac{da}{dN}$

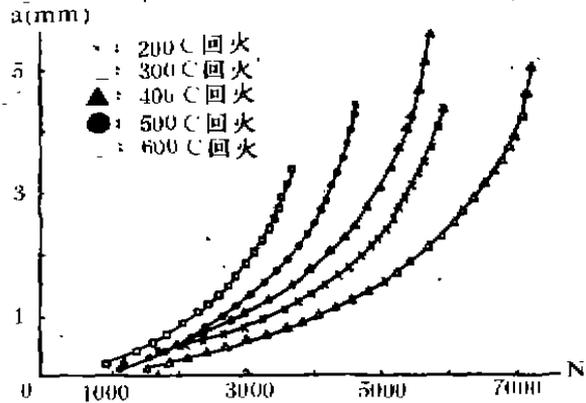


图1 淬火回火试样的a-N曲线

( $P_{max} = 70000 \text{N}$ ,  $P_{min} = 0$ )

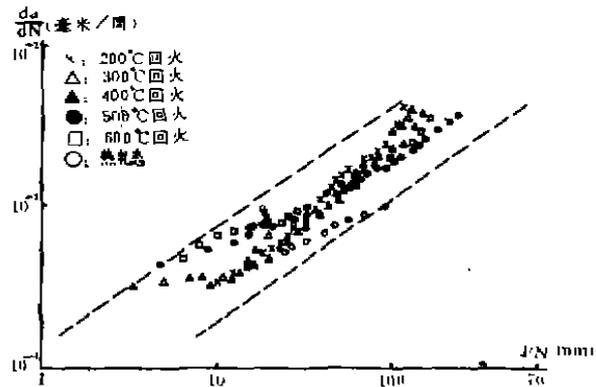


图2  $\frac{da}{dN}$  与 J 的关系 (双对数坐标)

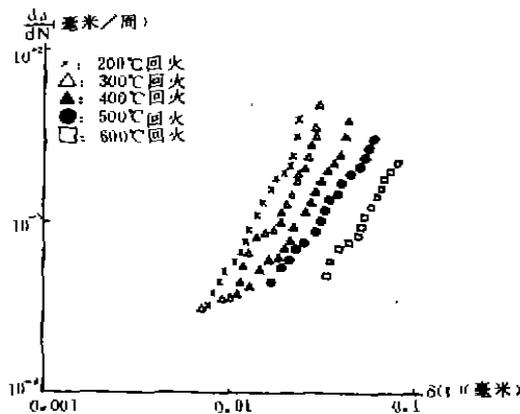


图3  $\frac{da}{dN}$  与  $\delta$  的关系 (双对数坐标)

的关系(图2或(4))能正确地反映低周疲劳裂纹扩展规律。

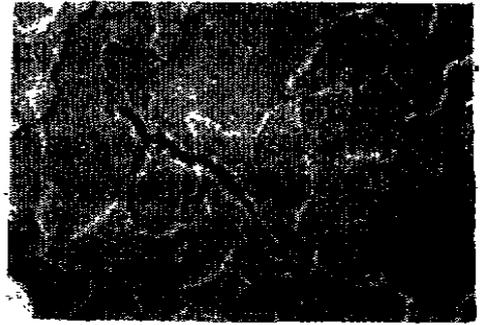
### 3. 应变疲劳裂纹扩展路径观察

为了研究显微组织与裂纹扩展行为的关系,用扫描电镜观察了各种组织状态下试样的表面裂纹扩展路径(图4-7)。

热轧试样在裂纹的初始扩展阶段,裂纹长度仅为几个晶粒尺寸大小( $a=0.4mm$ ,  $N=2000$ ),主要沿铁素体晶界或铁素体与珠光体团的界面扩展(图4(a))。由此可知,裂纹在晶界萌生,并沿该晶界扩展<sup>[8]</sup>。随循环的进行,裂纹由沿晶扩展转变为穿晶扩展



(a)  $a=0.4mm$ ,  $N=2000$ ,  
裂纹全貌,  $2000\times$



(b)  $a=0.50mm$ ,  $N=4300$ 时  
的裂纹尖端  $2000\times$

图4 热轧试样的表面裂纹

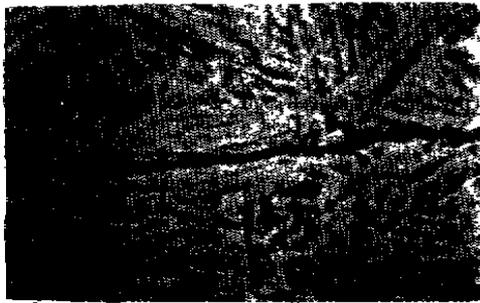


图5 200°C回火试样的表面裂纹  
 $N=2232$ ,  $a=0.475$ 时裂纹一部分,  $3000\times$



图6 400°C回火试样的表面裂纹  
 $N=2500$ ,  $a=0.695mm$ 时的裂  
纹一部分,  $1000\times$

(图4(b))。因此,热轧态试样中的裂纹主要以塑性钝化机制穿越铁素体扩展,从而具有低的  $\frac{da}{dN}$  值。

200°C、300°C回火试样的表面裂纹主要沿板条马氏体界面扩展(图5)。这是由于沿板条折出的碳化物削弱了板条之间的结合力,为裂纹扩展提供了一条阻力较小的路径,故低温回火试样具有高的疲劳裂纹扩展速率。随回火温度的升高、基体塑性的改善和碳化物形状、尺寸、分布的变化,疲

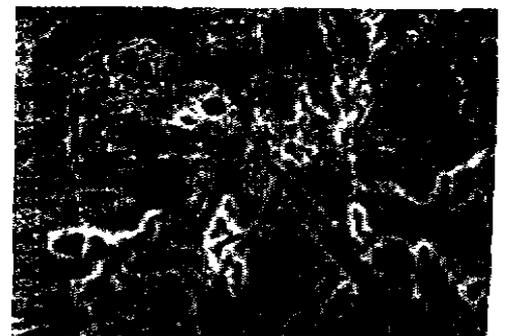


图7 600°C回火试样距裂尖  
一定距离处的亚裂纹,  $5000\times$

劳裂纹扩展路径从200℃、300℃回火沿板条界面扩展向400℃、500℃、600℃的穿晶扩展变化(如图6)。所以,回火温度从200℃上升到500℃时, $\frac{da}{dN}$ 逐渐降低。回火温度继续上升到600℃,可见在距裂纹尖端一定距离处亚裂纹从粗大质点与基体界面处萌生并扩展的证据(图7)。这些亚裂纹不断扩展并相互联接加速了主裂纹的扩展速率,从而 $\frac{da}{dN}$ 反而增大。以上讨论与本试验在裂纹高速扩展区测得的结论(图2)一致。

#### 四、结 论

1. 对于承受高应变低周疲劳载荷的工程构件,可以免去淬火回火工艺,直接在热轧状态下使用。为了提高承载能力需要进行热处理时,最佳回火温度为400℃至500。

2. 在恒载荷条件下,利用整体屈服模型得到的循环 $J$ 积分与 $\frac{da}{dN}$ 间的指数关系 $\frac{da}{dN} = AJ^m$ 能正确地反映疲劳裂纹高速扩展(高应变低周疲劳)区的基本规律。在试验测得的 $\frac{da}{dN}$ 数值范围内,利用带状屈服模型计算的 $\delta$ 值与 $\frac{da}{dN}$ 值在双对数坐标下呈良好的线性关系。

#### 参 考 文 献

- [1] Grosskreutz J C. Metal Fatigue Damage-Mechanism Detection Avoidance and Repair, ASTM-STP 495, 1971, 5
- [2] Solomon H D. Low Cycle Fatigue Crack Propagation in 1018 Steel, J Materials, 1972, 7(2), 299
- [3] Dover W D. Fatigue Crack Growth under C<sub>2</sub>O<sub>2</sub> D Cycling, Eng Fract Mech, 1973, 5(1): 11
- [4] Van Swan L F, Pelloux R M and Gront N J. Fatigue Behaviour of Maraging Steel 300, Metall Trns, 1975, 6A(1): 45
- [5] 蔡其巩。论塑性应变区中裂纹的扩展,金属学报,1976,12(1),45
- [6] 陈 麓,蔡其巩。工程断裂力学(上),北京:国防工业出版社,1977;
- [7] 褚武扬。断裂力学基础,北京:科学出版社,1979;
- [8] Kim W H, Laird C. Crack Nucleation and Stage I propagation in High Strain Fatigue, Acta Metall, 1978, 26: 777