第26卷 第1期 金属学报 Vol. 26, No. 1
1990年2月 ACTA METALLURGICA SINICA February 1990

一种等应力试样中的疲劳短裂纹行为

洪友士 吕永华 郑哲敏

（中国科学院力学研究所）

摘 要 设计了一种三角形试样，当施加弯曲载荷时，该试样等腰三角形段内的表面拉应力为常数．采用振动试验机对所设计的试样进行疲劳试验，以研究一种焊接金属表面疲劳短裂纹萌生和发展特征．结果表明，疲劳短裂纹起源于铁素体晶内的滑移带．随疲劳周次增加，短裂纹发展以裂纹密度不断增加为主要特征．短裂纹的汇合造成裂纹发展且裂纹路径以穿晶为主．

关键词 等应力试样，疲劳短裂纹，焊接金属

近年来，金属和合金中的疲劳短裂纹问题在国际材料科学界得到了广泛的重视．本文设计了一种三角形试样，受弯曲载荷时其等腰三角形段的表面拉应力为常数．试验材料为一焊接金属．采用振动试验机对所设计的等应力试样进行弯曲疲劳加载，在试样的等应力段内研究短裂纹萌生和发展的特征以及与微观组织的关系．

1 等应力试样设计

1.1 背景

标距段为等截面的悬臂梁小试样，其自由端受集中载荷 P 时的表面拉应力为：

$$\sigma(x)=\frac{M(x)t}{2J} \tag{1}$$

式中弯矩 $M(x)=Px$，t 为试样厚度，J 为标距段截面惯性矩．显然，离加载点越远，M 越大从而 σ 越大．若标距段边缘为圆弧形，则自由端受载时，最大拉应力存在于一确定的截面表面[1]．

对上述两类试样施加适当的周期性集中载荷，疲劳裂纹萌生和发展总是集中在应力最大的局部区域．如果试样标距段具有等应力特性，就有可能对处于同一应力水平的较大区域进行疲劳损伤和发展的观察研究．

1.2 等应力试样

对于标距等截面为矩形的试样，式(1)可写为：

$$\sigma=\frac{6M}{bt^2}=\frac{6Px}{bt^2} \tag{2}$$

1988年8月1日收到．

本文通讯联系人：洪友士，北京100080 中国科学院力学研究所

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

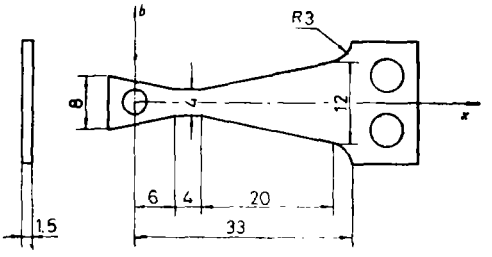

图 1　三角形试样

Fig. 1　Drawing of triangular shaped specimen, in mm

其中 b 为试样宽度．由式(2)看出，厚度为 t 的试样，对应于一给定的 P，若 x/b 为常数，则 σ 亦为常数．注意到 x/b 为常数即表示标距段为三角形．据此，我们设计了如图1所示的三角形试样．宽端即固定端附近的圆弧过渡用于缓和应力集中；考虑到端部剪应力强度要求和夹持连接要求，窄端即施力端附近的形状偏离等腰三角形，若忽略两个端部附近形状的影响，则三角形段内应力与载荷的关系为：

$$\sigma=\frac{6KP}{t^2}=\frac{15P}{t^2} \tag{3}$$

式中 $K=x/b=2.5$.

若采用位移控制加载，就需有挠度与载荷的关系，从而建立拉应力与施力端挠度的关系．

由梁的挠曲线微分方程可解得：

$$P=\frac{Et^3}{15L^2}y \tag{4}$$

式中 L 为试样等腰三角形的高（即施力点至固定端的距离）．代入式(3)即得：

$$\sigma=Ety/L^2 \tag{5}$$

式中 y 为施力点挠度．由于试样标距段两端的形状偏离三角形，可预计，对于给定的挠度 y，实际的应力稍高于式(5)给出的值．这样，式(5)应含一修正参数 α，即：

$$\sigma=\alpha Ety/L^2 \tag{6}$$

1.3　挠度与应力关系的计算与标定

通过计算和实际样品的载荷-挠度标定，以确定 α 的数值．计算中采用“力矩-面积第二定理”[2]，即

$$y=\int_0^L\frac{M(x)}{EJ(x)}x\,\mathrm{d}x=\int_0^L F(x)\mathrm{d}x \tag{7}$$

从施力点到固定端，试样形状有3处变化（图1），因此，

$$y=y_1+y_2+y_3+y_4=14.394\frac{PL^2}{Et^3} \tag{8}$$

其中

$$y_1=\int_0^{l_1}F_1(x)\mathrm{d}x=\int_0^{\frac{2}{11}l}\frac{6Px^2\mathrm{d}x}{Et^3(1.6b_0-0.2x)}=0.174\frac{PL^2}{Et^3}$$

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

$$y_2=\int_{L_1}^{L_2}F_2(x)\mathrm{d}x=\int_{\frac{2}{11}L}^{\frac{10}{33}L}\frac{6Px^2\mathrm{d}x}{b_0Et^3}=0.720\frac{PL^2}{Et^3}$$

$$y_3=\int_{L_2}^{L_3}F_3(x)\mathrm{d}x=\int_{\frac{10}{33}L}^{\frac{10}{11}L}\frac{30Px\mathrm{d}x}{Et^3}=11.019\frac{PL^2}{Et^3}$$

$$y_4=\int_{L_3}^{L}F_4(x)\mathrm{d}x=\int_{\frac{10}{11}L}^{L}\frac{6Px^2\mathrm{d}x}{Et^3[4.5b_0-\sqrt{2.5b_0^2-(x-15b_0)^2}]}$$

$$=2.481\frac{PL^2}{Et^3}$$

式中$b_0=2\mathrm{mm}$. 式(8)代入式(3)得

$$\sigma=1.042Ety/L^2 \tag{9}$$

上述计算结果表明端部形状偏离等腰三角形对应力-挠度关系的影响约为4%.

另一方面，样品的载荷-挠度实测标定结果如下:

载荷P(N)	0	4.9	9.8	14.7	19.6	24.5	29.4	34.3
挠度y(mm)	0	0.127	0.260	0.389	0.522	0.650	0.778	0.917

上述数据经线性回归得:

$$y(\mathrm{mm})=0.02667P(\mathrm{N}) \tag{10}$$

其中相关系数$r=1$.

式(10)代入式(3)和式(6)得:

$$\alpha=1.038 \tag{11}$$

其中，$L=33\mathrm{mm}$，$E=206000\mathrm{MPa}$，$t=1.42\mathrm{mm}$.

对比式(9)和式(11)，可见计算结果与标定结果非常接近. 在实验中，我们采用

$$\sigma=1.04\frac{Ety}{L^2} \tag{12}$$

即$\alpha=1.04$.

2 试验方法

试验材料为一种焊接金属，其化学成分(wt-%)为: C 0.12，Si 0.55，Mn 0.97，P 0.025，S 0.012，O 0.032，N 0.011，Fe余. 首先从焊接板上切出试样坯件，并将其在925℃加热后空冷，得到正火组织为铁素体+珠光体. 经光学显微镜观察和测量得到珠光体的比例为16%，铁素体平均晶粒尺度为22μm. 由常规单轴拉伸试验测得该材料的屈服强度为310 MPa.

根据图1的尺寸，用线切割方法加工出三角形弯曲试样，然后对试件的两个表面研磨抛光，并将一部分抛光样品进行化学腐蚀，使其显示出铁素体，珠光体以及晶粒边界.

采用振动实验机对三角形弯曲样品进行疲劳加载. 试样的宽端固定在专用支架上，试样的窄端由一柔性棒与振动试验机连接，使试样可沿其长度方向少量自由位移. 用读数显微镜测量振动试验机对试样施加往复弯曲的最大挠度，对应于一选定的最大施力端挠度，在试样的三角形段内即存在一恒定的最大表面拉应力，且由式(12)给出.

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

疲劳试验参数的范围为：频率 $f=10—12$Hz，应力比 $R=-1$，最大表面拉应力 $\sigma_{max}=0.8—1.2\sigma_y$，最大循环周数 $N_{max}=10^6$.

每件试样都预先设定若干试验间隔，对应于每次间隔，停机并卸下试样，随后用光学显微镜在偏光照明下观察样品表面并拍照．然后将该样品重新装到试验装置上进行同样载荷的疲劳试验．下一次间隔时再卸下样品并保持与先前相应的视场观察样品表面．于是，所拍的照片跟踪了样品表面短裂纹的发生和发展过程．

3　结果与讨论

3.1　疲劳短裂纹萌生

当抛光未腐蚀的三角形试样受到 $\sigma_{max}=0.9\sigma_y$，$R=-1$ 的疲劳载荷，循环周数达 1—3000cycle时，在样品的表面观察到稀疏分布的滑移带并呈表面皱折的特征（图 2a）．增加疲劳周数，样品表面出现新的滑移带且先前生成的滑移带发展为滑移台阶，继续增加疲劳周数，滑移台阶成为“挤出、挤入”现象并最后演化为表面短裂纹（图2b）．对于 $N=100000$

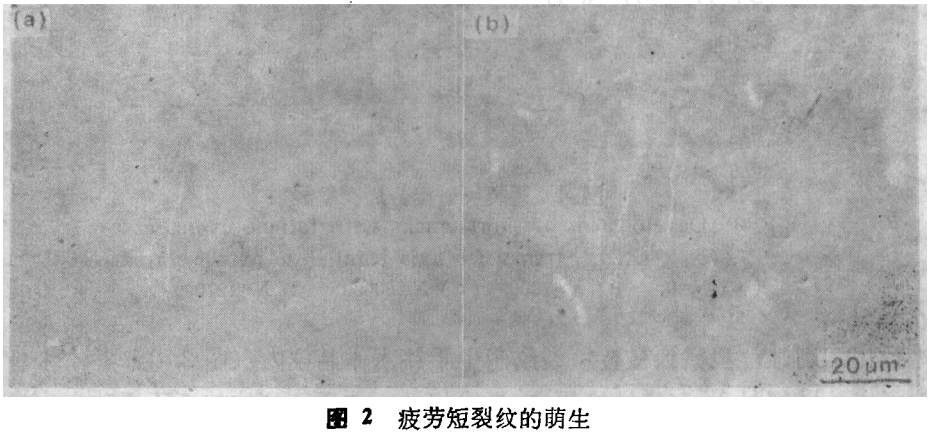

图 2　疲劳短裂纹的萌生

Fig. 2　Initiation of short fatigue cracks at $\sigma_{max}=0.9\sigma_y$, transverse axis parallel to tensile stress

(a) N=2000;　(b) N=20000

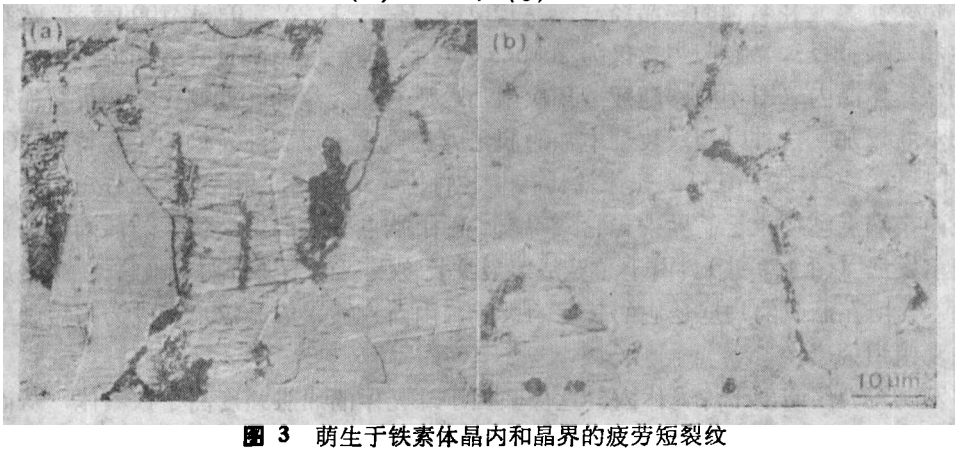

图 3　萌生于铁素体晶内和晶界的疲劳短裂纹

Fig. 3　Short fatigue cracks after N=100 000 at $\sigma_{max}=0.9\sigma_y$, transverse axis parallel to tensile stress

(a) inside ferrite grains;　(b) close to grain boundaries

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

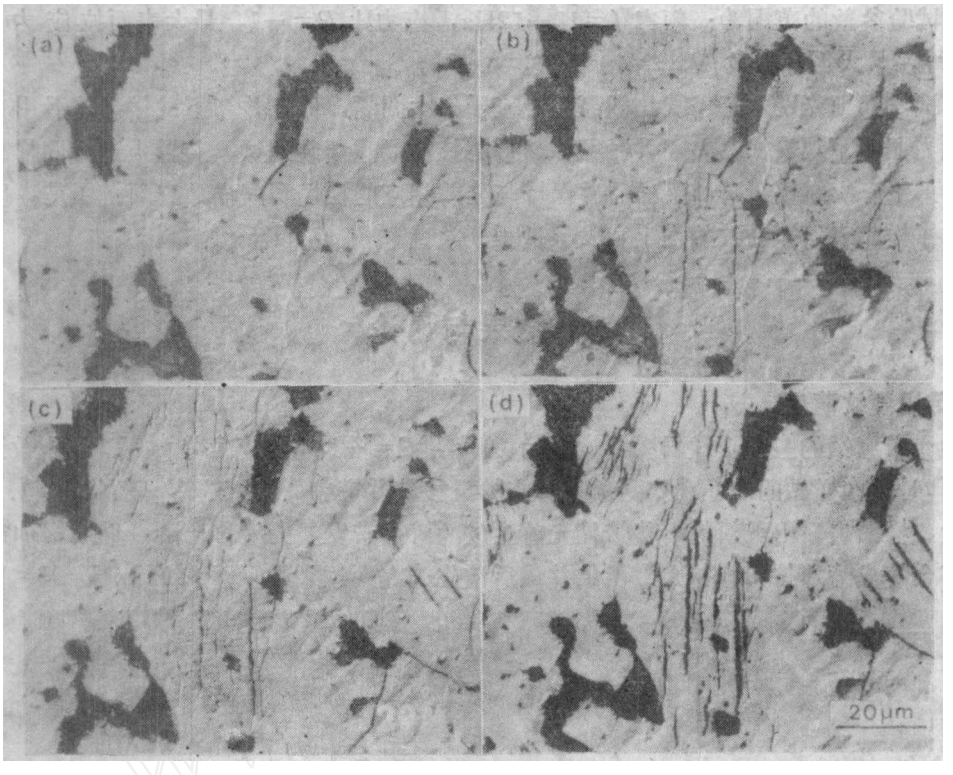

图 4 短裂纹随疲劳周次发展

Fig. 4 Development of short cracks with fatigue cycles at $\sigma_{max}=1.2\sigma_y$, transverse axis parallel to tensile stress

(a) $N=0$; (b) $N=2000$; (c) $N=30000$; (d) $N=127000$

的样品进行化学腐蚀，观察到多数短裂纹萌生于铁素体晶粒内（图 3a），并有少数短裂纹似乎位于铁素体晶界（图 3b）或铁素体-珠光体相界．由于短裂纹起源于滑移变形，因此有理由认为它们应萌生于晶内．可以推测那些出现在界面的短裂纹是来自晶内的滑移，但在表面暴露时非常靠近或相交于相关的界面．

图 4 记录了抛光并腐蚀的样品经 $\sigma_{max}=1.2\sigma_y$，$R=-1$，$N=0$—127000疲劳载荷的短裂纹发生和发展过程：当疲劳周数仅为 2000cycle 时，即可观察到试样表面有少量短裂纹萌生于个别铁素体晶内（图 4b）．随疲劳周次增加，原有短裂纹的长度变化不明显；而短裂纹的数量却不断增加．这种以裂纹数量增加的演化方式构成了短裂纹发展的主要特征（图 4c，d）．观察表明，短裂纹一旦形成往往就具有一定的长度．而且，相当一部分短裂纹形成时其一个或两个端点已终止于晶界或其它障碍上．对于端点受阻的短裂纹在随后的疲劳加载中一般不向前发展（图 4b—d）．由于晶界是短裂纹长度发展的主要障碍，换言之，在短裂纹发展初期，其所在晶粒的尺度是它的长度的极值，因而，铁素体晶粒尺度成为与短裂纹行为相关的微观组织因素．

没有发现短裂纹萌生于珠光体内．这应归因于珠光体的屈服强度高于铁素体，从而前者较后者难以发生滑移．显微硬度测量结果，铁素体 153HV，珠光体 220HV，前者仅为后者的 70%．

虽然从整体看，短裂纹萌生趋于均匀，然而从局部看，短裂纹并不均匀地萌生于每一个

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

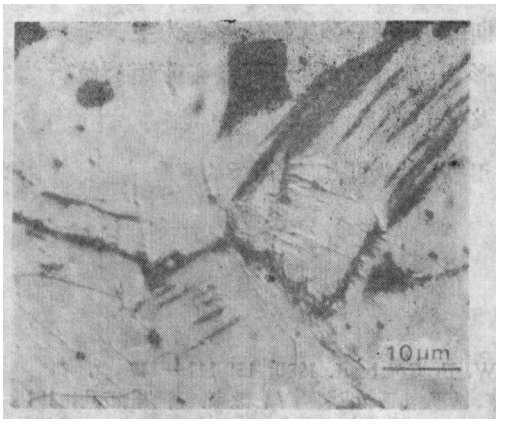

图 5　跨越若干铁素体晶粒的主裂纹

Fig. 5　A main crack across several ferrite grains at $\sigma_{max}=1.2\sigma_y$ and N=127000, vertical axis parallel to tensile stress

铁素体晶粒．这包括两层含义．其一，初期形成的短裂纹仅分布于为数不多的铁素体晶粒，这些短裂纹倾向于与拉应力方向垂直（图 4b）．而后，在已存在短裂纹的晶粒内萌生新的短裂纹，同时在另一些铁素体晶粒也开始萌生短裂纹．后一类短裂纹的取向逐渐偏离与拉应力轴垂直的方向．最终绝大多数短裂纹与拉应力方向的夹角落在 90 与 45° 之间（图 4c，d）．其二，即使在经受了最大载荷为 $1.2\sigma_y$，循环周次大于 10^5 cycle 的疲劳试验后，虽然在相当一部分铁素体晶粒内已稠密地分布着短裂纹，但仍有一小部分铁素体晶粒保持未受损伤——即它们内部不存在短裂纹（图 4d）．短裂纹萌生的局部不均匀性意味着铁素体晶粒的晶体取向明显影响短裂纹的萌生行为．可以预计，对于那些首先发生短裂纹的铁素体晶粒，它们的 Schmid 因子相对较大，相应的滑移系统可以首先开动；随后 Schmid 因子逐渐变小的晶粒，其滑移系也可以陆续被开动；最后由于 Schmid 因子太小使其上的滑移系不能被激活的晶粒，则不可能发生短裂纹萌生．

3.2　疲劳短裂纹扩展

短裂纹的发展不以裂纹本身长大为主，而表现为新裂纹不断出现．换言之，短裂纹的发展以裂纹密度增加为主要特征．观测结果表明，当裂纹密度发展到一定程度时，试样表面开始出现若干跨越几个晶粒的“主裂纹”．这些主裂纹主要由具有晶粒尺度的短裂纹汇合而成．这些主裂纹的继续发展导致试样最后断裂．图 5 示出一跨越若干晶粒的主裂纹，主裂纹的路径呈穿晶类型．主裂纹的继续发展或以本身向前延伸或与前方已存在的短裂纹汇合．主裂纹扩展到大于10个晶粒尺度时，逐渐发生主裂纹之间的汇合从而导致最后断裂．

4　结　　论

（1）疲劳短裂纹起源于铁素体晶内的滑移带，疲劳短裂纹的长度与铁素体晶粒尺度相关．

（2）短裂纹的发展以裂纹密度随疲劳周次不断增加为主要特征，而多数裂纹的尺度基本不变．

（3）短裂纹的汇合造成裂纹扩展并形成主裂纹；主裂纹的汇合导致最后断裂．

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

（4）短裂纹发展初期的裂纹路径以穿晶形式为主.

（5）所设计的三角形等应力试样适于研究疲劳短裂纹行为；由此可在较大的区域内获得同一应力下裂纹发生和发展的较多信息.

作者感谢王丹峰同志在使用振动试验机方面所给予的帮助.

参 考 文 献

1 Gouda V K, Staehle R W. Br Corros J, 1980; 15: 111—117
2 Timoshenko S, Gere J 著，胡人礼译. 材料力学，北京：科学出版社，1978: 226—232

SHORT FATIGUE CRACK BEHAVIOUR IN ISO-STRESS SPECIMENS

HONG Youshi, LÜ Yonghua, ZHENG Zhemin (C. M. Cheng)
(Institute of Mechanics, Academia Sinica, Beijing)
(Manuscript received 1 August, 1988)

ABSTRACT The fatigue tests were made on the specially designed specimens by a vibration testing machine to investigate the initiation and propagation features of short fatigue cracks in a weld metal. The specimens were prepared of a kind of triangular shape in which the surface tensile stress is a constant. The results show that the short fatigue cracks originate from the slip bands and initiate inside the ferrite grains. The development of short fatigue cracks is marked by the gradual increase in crack density with fatigue cycles. The coalescence between short cracks leads to crack propagation and the crack path is predominantly transgranular.

KEY WORDS iso-stress specimen, short fatigue crack, weld metal

Correspondent: HONG Youshi, Institute of Mechanics, Academia Sinica, Beijing 100080

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net