第5卷 无锡轻工业学院学报 Vol. 5
第2期 JOURNAL OF THE WUXI INSTITUTE OF LIGHT INDUSTRY 1986 No. 2

一种中碳钢的疲劳短裂纹特性

唐志祥 E.R.DE LOS RIOS K.J.Miller
（机械系） （谢菲尔德大学 英国）

一、前 言

近十几年来，有关研究者的兴趣集中到疲劳短裂纹问题上[1~9]。这是因为即使在疲劳极限以下工作的零件亦能产生裂纹。传统的概念把疲劳极限认为是某个应力值，受载零件中的应力低于该值时就不会产生裂纹。今天，这个定义值已被另一概念的应力值所代替。即高于该应力值时材料中的裂纹将会继续扩展。在疲劳极限以下，受载零件允许存在不扩展裂纹。这一概念可以引伸到热冲击疲劳短裂纹上。所以，理解无缺陷材料中短裂纹的形成机理；确定短裂纹增长的初始速率及其扩展路径；解释为什么在应力强度因子接近门槛值时，裂纹扩展速度会减慢下来，甚至会完全停止扩展；以及在何种条件下裂纹会继续扩展等，是非常必要的。

对单晶体中疲劳裂纹发生的研究已经揭示变形和裂纹发生之间的联系[10,11]。特别是持续滑移带(PBS)和裂纹发生之间的关系[12~14]。疲劳应变循环下，初始阶段比较均匀的位错结构在某个阶段发生变化，由此开始变形就集中在一些窄带内。这些带在表面上的位移即为裂纹的发生阶段。裂纹发展的这一阶段，材料显微结构的作用是极其重要的。

另一种特殊情况是缺口根部的裂纹增大[15,16]，这类裂纹同样可能成为不扩展裂纹。由于在缺口根部或者在PSB内，初始出现的塑性区域大于裂纹长度，因此线弹性断裂力学(LEFM)的概念不能直接应用。就这个意义上说，这种情景可以跟短裂纹问题联系起来。

本文以含碳量为0.4%的中碳钢为对象，研究了短裂纹的特性，特别是关于裂纹发生部位、裂纹增长速率及路径等。

二、试验细则

本研究所用的材料是具有下列成分的普通中碳钢（以重量百分比表示）：0.4C；0.1Si；0.001S；0.005P；1.0Mn；其余部分为Fe。

略凹的计时砂漏形的试样（见图1）先机械加工成形，然后进行消除内应力处理。最后的表面加工采用了两种方法：第一种是用1200号金刚砂纸对试样表面进行抛光。经过这种表面最终加工的试样在本研究的大部分试验中应用。另一种最终表面加工方法是，先用1μm的金刚石膏体研磨抛光，而后用4%的苦味酸乙醇溶液和0.5%的硝酸乙醇溶液先后进行两次腐蚀，这样可清楚地显示材料的显微结构。

本文1985年4月15日收到。

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

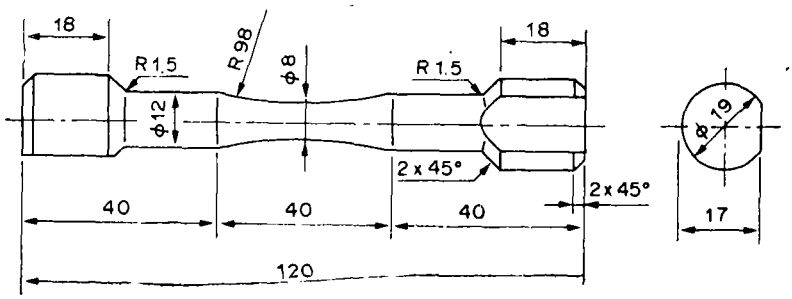


图 1　试样的几何尺寸

室温下进行扭转疲劳试验，应力幅为 350～400MPa。这一应力幅与材料的疲劳极限是同一量级的。按弹性变形理论计算，则总的应变幅在 0.5 到 0.65 之间变化，见图 2。塑性应

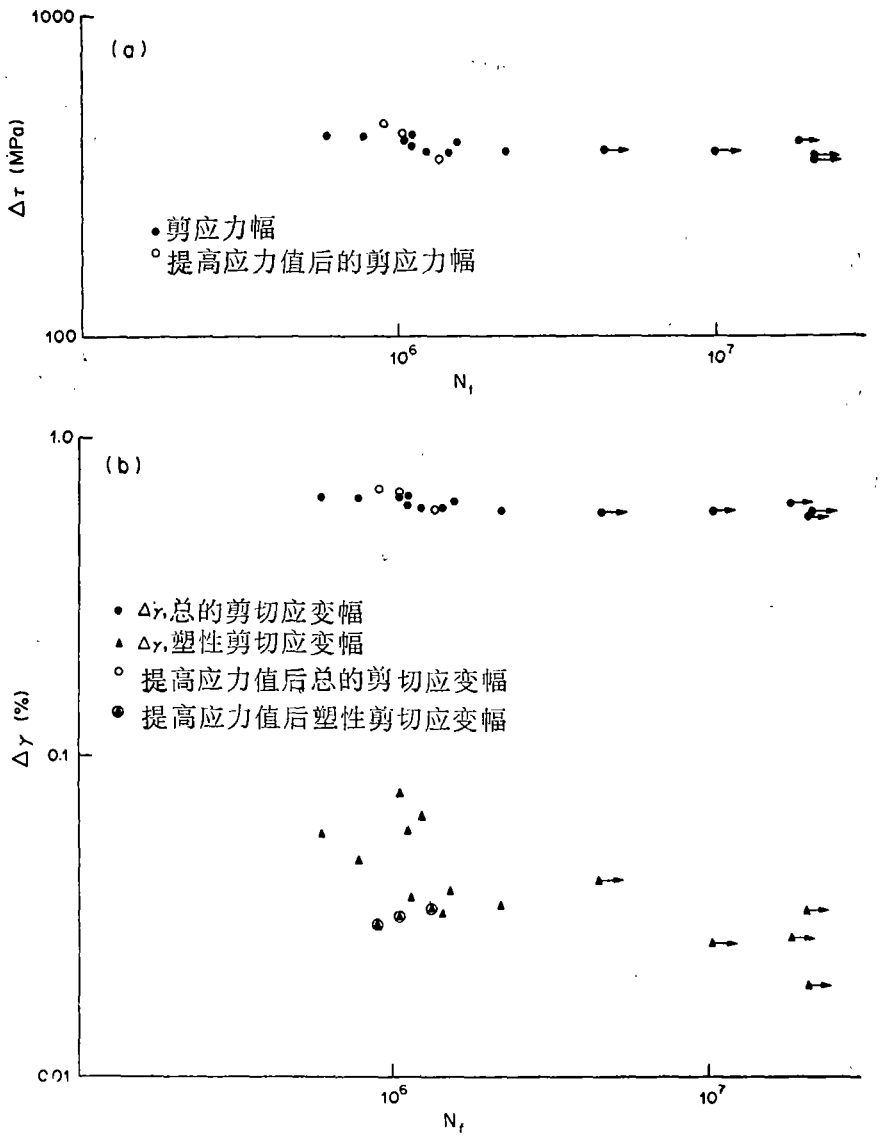


图 2　疲劳强度试验结果

(a)剪切应力幅对破坏时的循环次数　(b)剪切应变幅对破坏时的循环次数

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

变幅根据冷作硬化按幂级数变化的规律来进行计算。要提出的是，本研究中非均匀断面的试样不要求非常正确的应变值来解释试验结果。

在试验开始之前，以及在试验期间，按有规律的间隔制作一系列的塑料复型薄膜。制作时，它们必须被复盖到试样的整个观察部位的表面。塑料复型膜取下后，先在光学显微镜上作一般的观察。在制取足够数量的复型膜以后，可以根据与制作复型膜相反的次序，在每一不同的复型膜上分辨出哪些裂纹是同一条裂纹，以及它们所处的位置。同时，拍摄照片和测量裂纹的长度。接着，选择某些有代表性的复型膜用镀金钯合金投影和喷碳，以便在扫描电子显微镜(SEM)上，在电压为 6kV 和光点大小为 0.25μm 的情况下作观察检验。

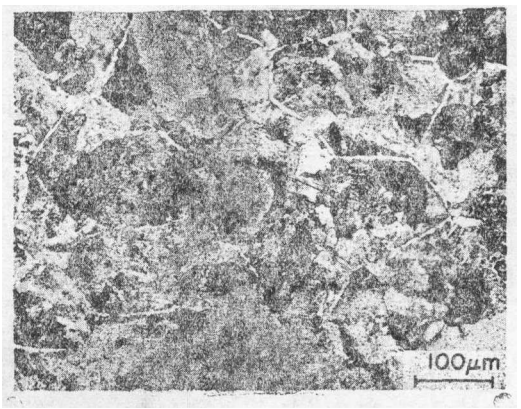


图 3 试样材料的显微结构

图 3 显示了该材料的显微组织。它表明试样材料是铁素体和珠光体的混合体，并且沿原始奥氏体晶界上存在有长的变形的先共析铁素体。还可以见到某些魏氏结构的边片和锯齿状结构。珠光体成群体组合，每一母体晶粒变成若干这样的群体。

这一材料的定量特性列于表 1。

沿着原奥氏体晶界铁素体相不是完全连续分布的，而是被珠光体分成一段一段的。表 1 中引用的铁素体长度是未被切断的片状铁素体长度的平均值。

表 1 材料的显微结构特点

铁素体厚度 (μm)	铁素体长度 (μm)	原奥氏体晶粒大小 (平均直线截距) (μm)	原奥氏体晶粒大小 (平均直径) (μm)	珠光体团 (平均直径) (μm)
8	260	142	240	105

三、多晶体材料中疲劳裂纹的发生

迄今已有具体的试验证据表明，在纯净优质的、表面很光洁的材料中，裂纹在试样表面的滑移带上形成[17,18]。曾经有报告，裂纹扩展路径完全地或部分地沿着晶界的滑移表面[19]，而晶界起着阻碍裂纹增长的作用。表面裂纹的形成可以视为位错扩展到试样表面的结果。裂纹的继续扩展取决于类似机理。这就是一个循环周期所形成的一部分位错在裂纹端部释放，使裂纹长度增加一个正比于滑移强度的距离。

作用于长度为 L 的滑移带上的剪切应力 τ 和强度 nb 之间的关系为：

$$\tau = \frac{\mu n b}{L} \qquad (1)$$

式中，μ 是剪切模量，n 为滑移带中的位错数量，而 b 是伯格斯矢量。

裂纹增长速率与滑移带的强度成正比。并且，如果发生裂纹扩展的滑移带中，位错所占的分数为 f，则

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

$$\frac{da}{dN} = f\frac{\tau L}{\mu} \tag{2}$$

这个方程给出了初始裂纹增长速率。经过若干循环以后，在裂纹长度等于 a 时，无裂纹的滑移带长度已缩短到$(L-a)$。于是，裂纹增长速率就由下式确定：

$$\frac{da}{dN} = f\frac{\tau(L-a)}{\mu} \tag{3}$$

研究方程(2)和(3)中的各项可见，位错分数 f 取决于材料试验前的状况，特别是试验前对以后继续增大位错起作用的那些位错的数量。其余的位错或者被消亡，或者被贮存在整个材料中。作用在滑移带上的剪切应力 $\tau = \alpha\tau_{app} - \tau_0$，其中 α 是方向系数，τ_{app} 为施加的切应力，τ_0 是与位错推移方向相反的内摩擦应力。这个内摩擦应力是由于溶质原子、脱溶物和其它位错应力场作用的结果。滑移带长度显然取决于晶粒大小以及其它阻碍滑移的因素，如双晶界或不易剪切的大脱溶体。

由方程(3)可见，当 L 大时，裂纹起始增长速率是高的。但是随着裂纹的增长，增长速率会减慢下来。并且当接近 $L=a$ 的情况时，达到不增长的状态。[6～9、20]中所报告的研究结果完全符合这一情况，即表明裂纹增长速度随裂纹长度的变长而降低的一般特性。这可用晶界以及其它阻止滑移的因素是裂纹增长的障碍来解释。只是在作用应力足够高时，或者当滑移从一个晶粒发展到另一晶粒的条件适当时，短裂纹才能继续增长，并且成为长裂纹，于是线弹性断裂力学(LEFM)的原理便可能应用来描述裂纹继续增长的特性。

根据裂纹扩展的滑移模型，只有当滑移带本身穿过晶界扩展的时候，裂纹才会推进到下一晶粒。发生这一情况的条件在 Hall-Petch 方程 $\sigma_y = \sigma_0 + ky d^{-1/2}$ 中是由系数 ky 控制的。众所周知，ky 取决于晶系(面心立方晶系(f.c.c)的金属有许多的滑移系，比六方晶系金属具有较低的 ky 值)、添加溶质(阻止位错)以及冷作硬化状态(短程位错的交互作用)。

解释表面短裂纹增长速率减慢的原因的另一种观点是，从表面的平面应力状态到内部的平面应变状态的应力状态的变化。由于内部的空间应力状态，更多的位错系统必然会起作用。这将通过产生的冷作硬化效应使 τ_0 增高；并且由于任意一个滑移面上位错较强烈地抵消和反作用，还会使 f 减小。在方程(2)和(3)的各项中，由这这两个因素综合作用的结果，便得到出较低的裂纹增长速率。可扩展裂纹和不扩展裂纹的可能性以图解曲线形式示于图 4 。

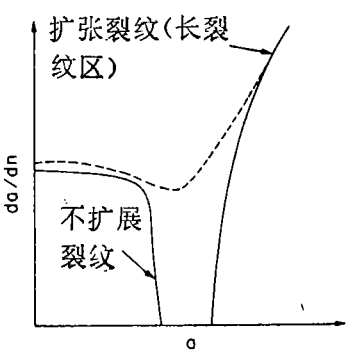


图 4　可扩展裂纹和不扩展裂纹的图解曲线

四、一种含碳量为0.4%的中碳钢中的短裂纹特性

对取自经抛光和腐蚀过的试样表面的复型膜进行显微观察，揭示出裂纹发生在晶界处的铁素体内，并以几乎恒定的速度非常迅速地增长，直到达到片状铁素的端部为止。在接近这一端点时，增长速度急剧下降，并且裂纹在片状铁素体的端部停止扩展。图 5 和图 6 展示了这样一些裂纹的发展。图5(b)是在某试样经过20,735,865次循环后用扫描电子显微镜(SEM)得到的显微照片，它表明两个这种类型的裂纹在铁素体的端部停止扩展(箭头所示)。图 5 (c)所示照片取自同一试样，但应力值从原来的 350.51MPa 升高到 414.55MPa 以后又经过 467，

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

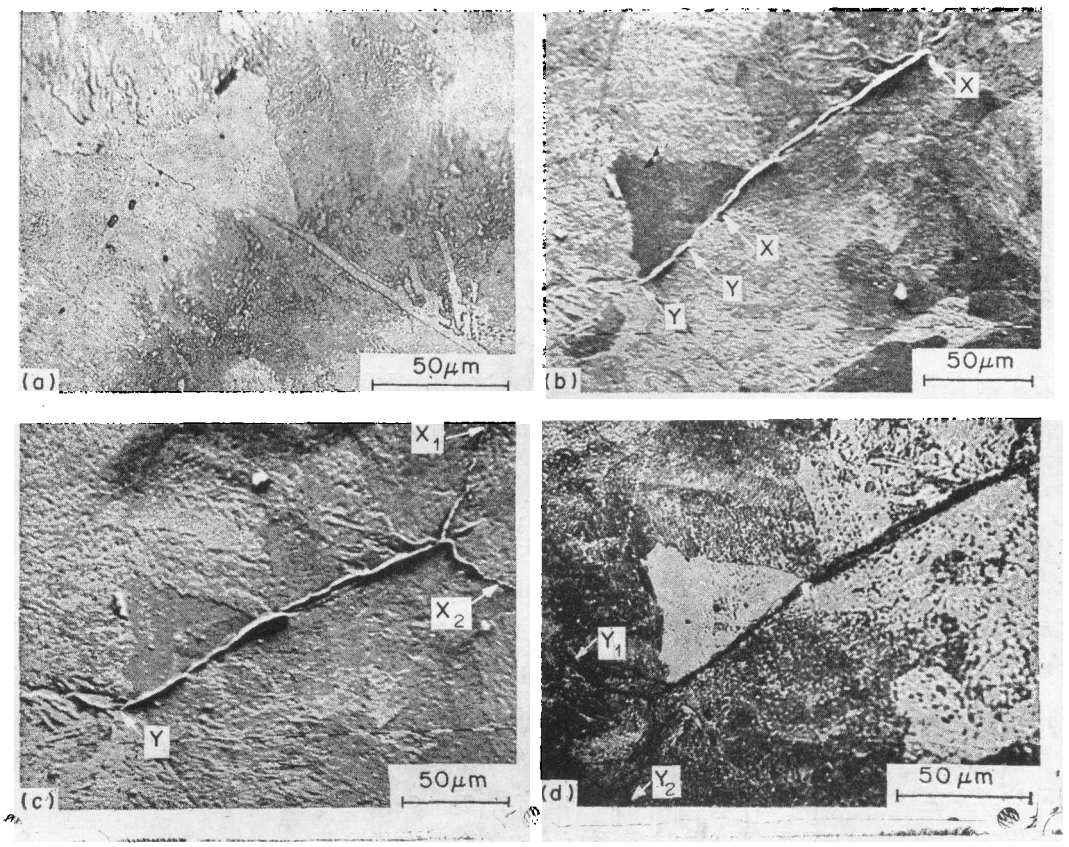


图5 表面裂纹的发展

(a)试验开始前所取复型膜的光学显微照片，表明原奥氏体晶界上的铁素体相。(b)20,735,865次循环以后所取复型膜的SEM显微照片。两条裂纹*X*和*Y*（箭头所指）已在铁素体内形成但不能再作进一步的扩展。$\Delta\tau = 350.51$ MPa。(c)应力值升高到$\Delta\tau = 414.55$MPa以后又经467,613次循环时所取复型膜的SEM显微照片。此时裂纹连接起来了，并且支叉裂纹已在一端(*X*)发生。(*d*)升高应力值后经649,907次循环所取复型膜的光学显微照片。这时裂纹在两端分叉扩展。

613次循环才取得的。它表明图5(b)上的两条不扩裂纹此时已经联起来了。并且联合裂纹的一端沿着另一原奥氏体晶界产生了裂纹分叉。图5(d)是上述试样升高应力值后又经649,907次循环时所取同一裂纹的光学显微镜照片，它表明此时支叉裂纹在片状铁素体两端都已发生。图6所示是上述的同一试样上另一裂纹的整个仿晶界析出物发展的情况。但是在这一场合，应力值升高以后微裂纹没有作任何进一步的扩展。试件的破坏是由别的裂纹系统引起的。

这些观察说明只有那些连接起来的或产生支叉裂纹的裂纹才能达到临界状态，而后扩展到珠光体中，并继续发展直至试样断裂。

图7和图8以曲线图的形式给出了裂纹长度的测量结果。图7表示裂纹长度随循环次数

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

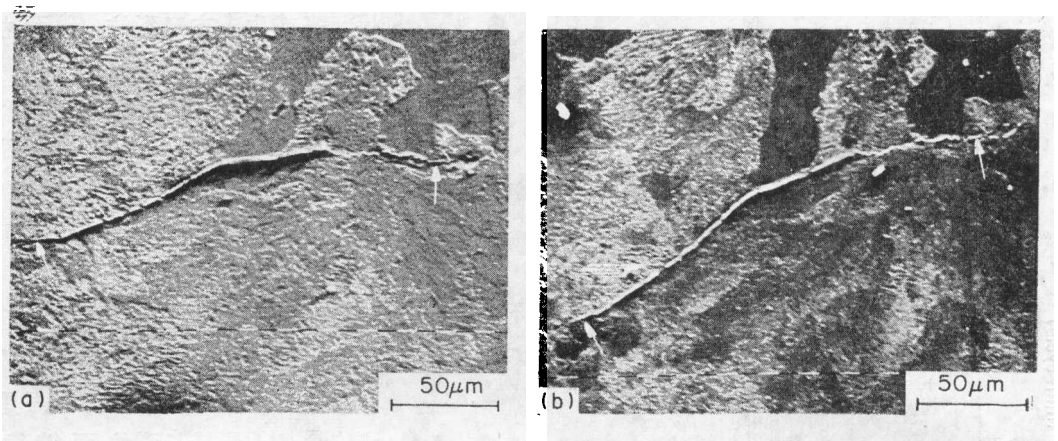


图 6　不扩展裂纹的发展和停止

(a)在 20,735,865 次循环后所取复型膜的 SEM 显微照片。裂纹已经沿着片状铁素体的全长扩展，$\Delta\tau = 350.51$MPa。(b) SEM 显微照片，甚至在应力值加到 $\Delta\tau = 414.55$MPa 以后裂纹仍不能进一步扩展。

的变化规律。在这些曲线中可以明显地看到三个区域。图 7 (a)表示裂纹长度迅速增加的初始阶段和裂纹减速增长的中间阶段。图7(b)表示第三个区域，裂纹在增高应力值后又加速增长。这三个阶段相应于前面描述的对显微结构的观察。第一阶段对应于裂纹在一个铁素体内的发生和增长；第二阶段对应于裂纹到达片状铁素体的端部停顿下来；第三阶段表示裂纹连

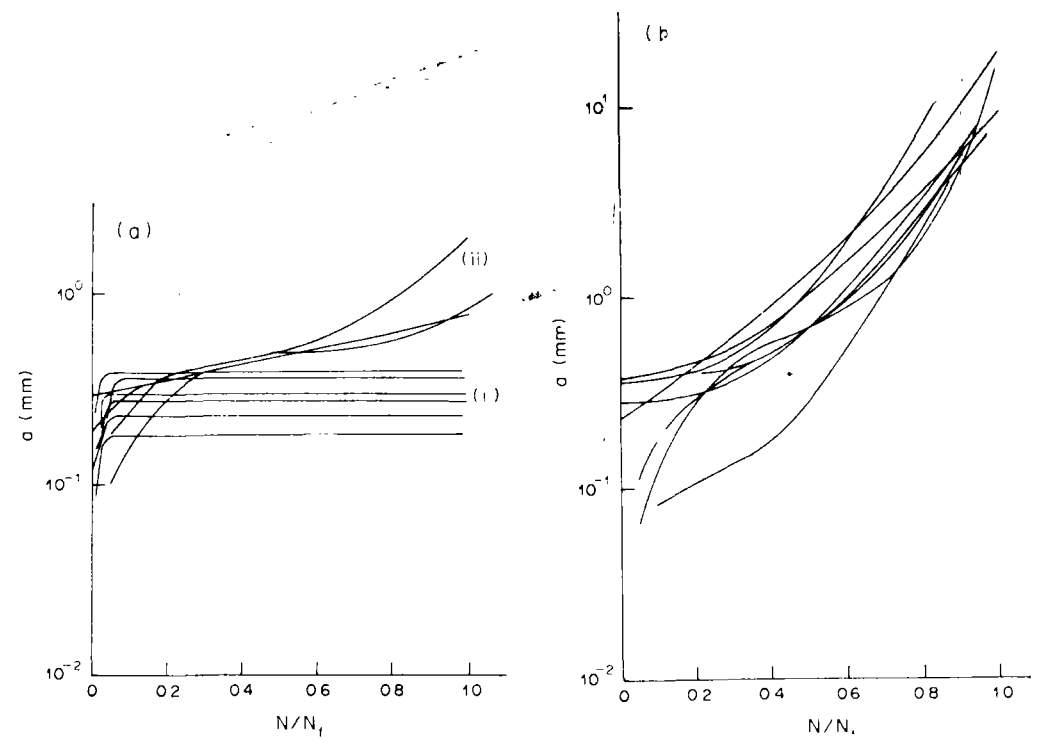


图 7　裂纹长度与寿命的变化关系

(a)(i)不扩展裂纹；(ii)不破坏的裂纹　(b)引起破坏的扩展裂纹

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

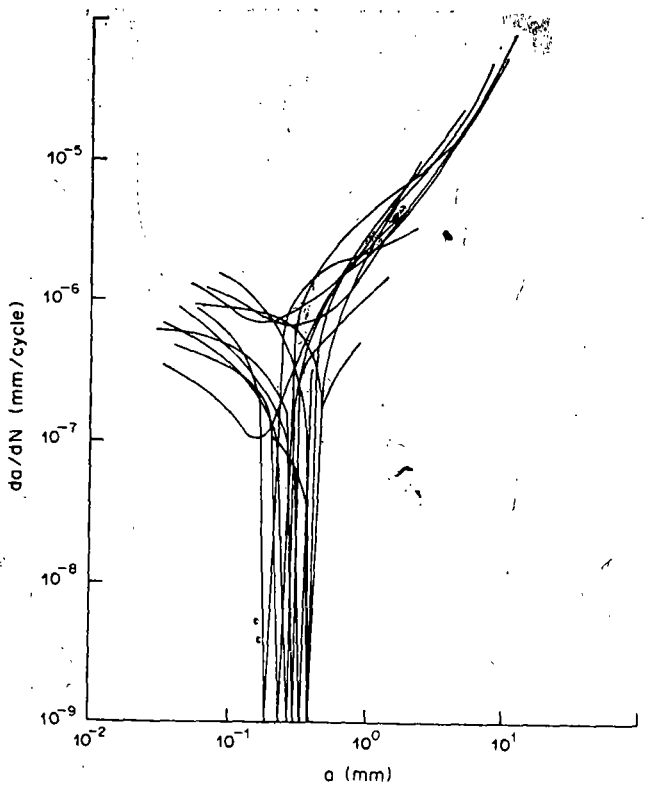


图 8 裂纹增长速度随裂纹长度的变化关系

接起来或生成支叉裂纹，从而达到能够穿过珠光体扩展的临界条件。图7(a)所示的裂纹只有前两个阶段，这些裂纹是不能够达到临界条件的不扩展裂纹。裂纹增长速度与裂纹长度之间的变化关系示于图8，图中也清楚地表明三个阶段：裂纹以高而几乎恒定的速度增长的起始阶段、减速阶段、然后第三阶段，或者是形成不扩展裂纹，或者是达到临界条件形成长裂纹而继续扩展。这里说明一点，为了清楚起见，在图8上表明试验结果的点被省略了。但这些曲线是根据图7的同组数据绘制而成，并且在本文稍后一些还要作进一步讨论(见图10)。

现在可以将导出方程(2)和(3)的分析方法应用于这一特殊的显微结构模型上。这模型是沿着片状铁素体，由两个滑移系统依次(即交替地)作用的剪切裂纹增长的模型(见图9)。这样就可能会产生一个单纯的Ⅱ型裂纹增长体系，但这里只考虑前面的模型。

起始裂纹的增长取决于滑移带的长度，对本研究的情况，滑移带长度与片状铁素体的厚度 t 是同一数量级的；起始裂纹的增长还决定于铁素体——珠光体边界上位错积聚所引起的阻抗应力 τ。τ 的值等于施加在滑移面上的应力幅的一半减去内摩擦应力 τ_0，即

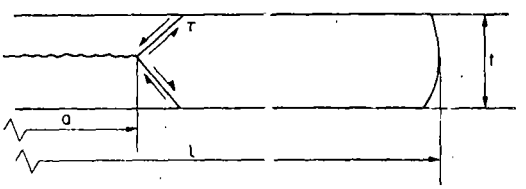


图 9 裂纹沿长度为 l 和厚度为 t 的片状铁素体增长的模型简图

$$\tau = \alpha \frac{\Delta \tau_{app}}{2} - \tau_0 \qquad (4)$$

当裂纹长度 a 接近片状铁素体的长度 l 值时，则片状铁素体端部的影响就变得非常明显。此时，在剩余部分的铁素体中发生大的冷作硬化，并主要影响滑移带的长度。因此 t 必须用一取决于剩余带长度的系数作加权处理。这个系数取为 $(l-a/l)$。所以，在一个片状铁素体中，描述最终的短裂纹增长速度的公式为：

$$\frac{da}{dN} = f \frac{\tau t}{\mu} \frac{l-a}{l} \qquad (5)$$

当 a 趋近零时，这公式就是方程(2)。假定裂纹沿这变形体单纯按Ⅱ型断裂模型增大，亦可

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

以导出类似的公式。

图 10 表示这个模型应用到各短裂纹上的情况。每条曲线分别给出了 $\Delta\tau_{app}$ 和 l 的数值于右上角的表中。这些数值对应于通过复型技术观察到的各条裂纹。其它各项数值如下：

$t = 8\times10^{-3}$mm

$\tau_0 = 20$MPa[21]

$f = 0.1$

$\mu = 8\times10^{4}$MPa

$\alpha = 0.5$

方程(5)描述了短裂纹在变为不扩展裂纹或者跟其它铁素体中的显微裂纹联结成长裂纹之前的增长速度。裂纹在达到能继续扩展的临界长度时即为长裂纹的范围，于是可用线弹性断裂力学(LEFM)来描述。

l 值是一个不受其它因素影响的铁素体长度，它可以只是一个铁素体的长度(两端由珠光体所限制)，或者由铁素体——铁素体晶界分开的多个铁素体链的长度。铁素体链中的铁素体晶界似乎对裂纹扩展速度没有影响，这可能是因为它们是由同一母相奥氏体晶粒形成的小角度晶界的缘故。众所周知，铁素体晶方向以Kurdjamov 和 Sachs 关系跟奥氏体母体相关的。

沿着同一原奥氏体晶界增长的两个铁素体将有相似的结晶方向，并且当它们相遇时晶格的位向差将是低的。于是，滑移带能够沿着铁素体长过程链几乎不受阻碍地穿过。因此裂纹增将继续不受影响，直到裂纹达到铁素体——珠光体边界为止。因此图10的曲线可如下修正。铁素体厚度的增加伴随着较快的初始裂纹增长速率，而铁素体长度的增加使曲线向右方移动，使得有较多的可能向长裂纹过渡。

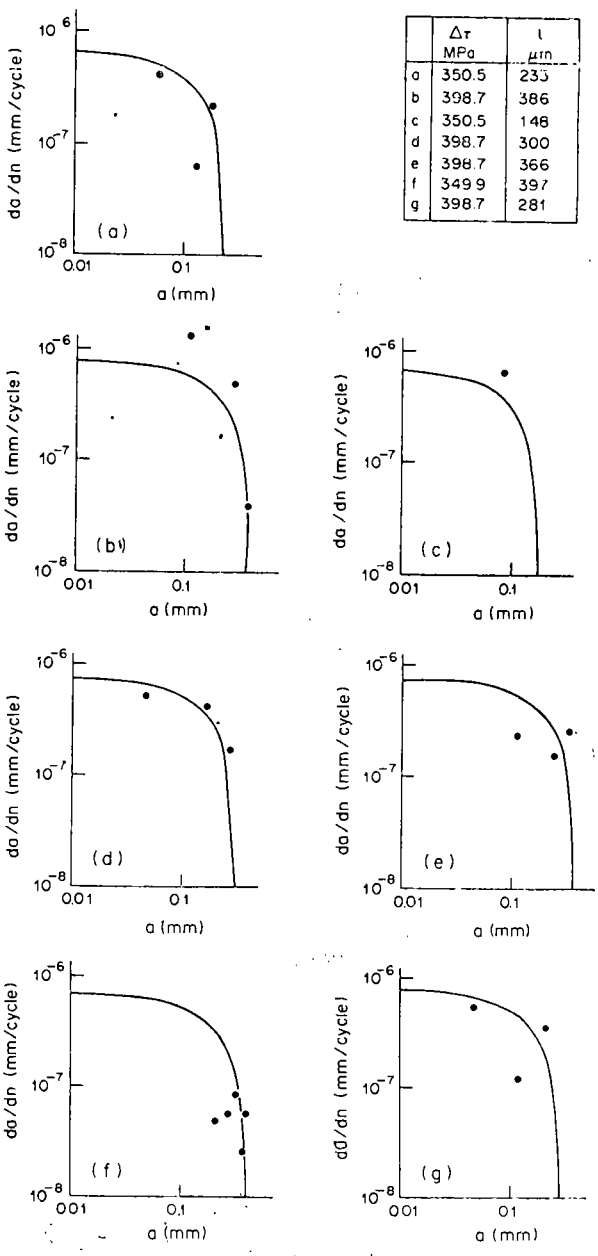


图10　各种短裂纹情况试验值与方程的理论值对比
●试验值；
——方程(5)的理论曲线

把这些概念应用于中碳钢的抗疲劳设计时，应该尽量做好热处理工作，以便获得薄而短的铁素体带。第一，可以在正常化热处理时选择低的奥氏体化温度来达到；第二，可以通过奥氏体晶粒的细化来获得。

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

从以上讨论可见，长的疲劳寿命在很大程度上取决于材料的显微结构特点，这反映出低应力时 $S—N$ 曲线的统计性质。这在图 8 的曲线中可以清楚地见到。图 8 表明短裂纹增长速率具有宽广的变化范围，并且当裂纹增长得较长而适合 LEFM 理论时逐渐缩小并趋向一条单一的曲线。

五、结　论

中碳钢的短裂纹特征在极大程度上是与材料的显微结构相关的。疲劳裂纹是沿着片状铁素体发生和扩展的。

疲劳裂纹的初始增长速率取决于铁素体的几何尺寸，因为它控制着变形特征。

当裂纹达到片状铁素体的端部时，裂纹增长速度减慢到几乎完全停顿。仅仅在裂纹的应力强度和裂纹增大方式，达到可以穿过珠光体群团的临界状况，并和其它铁素体的裂纹连接起来的情况下才可能进一步增长。一旦这种情况发生，裂纹便能继续增长，亦即裂纹扩展的第二阶段开始。裂纹的进一步增长由裂纹的应力场控制，且可能与 LEFM 理论发生联系。

参 考 文 献

[1] Pearson S. (1975) Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks. Engng Fract. Mech. 7, 235～247.

[2] Kitagawa H. and Takahashi S.(1976)Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. Proceedings of the 2nd International Conference on the Behaviour of Materials, Boston, p. 627

[3] Morris W. L., Buck O. and Marcus H. L. (1979) Fatigue crack initiation and early propagation in Al 2219-T851. Metal Trans.A74, 1161～1165.

[4] Morris W. L. (1977) The early stage of fatigue crack propagation in Al 2048. Metal Trans. A84, 589～596.

[5] Miller K. J. (1982) The short fatigue crack problem. Fatigue Eugug Mater. Struct. 5,223～232.

[6] Taylor D. and Knott J. F. (1981) Fatigue crack propagation behaviour of short cracks; the effect of microstructure. Fatigue Engng Mater. Struct. 4, 147～155.

[7] Lankford J. (1982) The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum. Fatigue Engng Mater. Struct. 5, 233～248.

[8] Lankford J. (1983) The effect of environment on the growth of small fatigue cracks. Fatigue Engng Mater. Struct. 6, 15～31.

[9] Chan K. S. and Lankford J. (1983) A crack tip strain model for the growth of small fatigue cracks. Scripta metall. 17, 529～532.

[10] Laird C. and Duguette D. I. (1972) Mechanism of fatigue crack nucleation Corros. Fatigue NACE-2 88～117.

[11] Mughrabi H. (1979) Microscopic mechanisms of metal fatigue. proceedings

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

of the 5th International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Vol. 3, Aachen.

[12] Cheng A. S. and Laird C. (1981) Fatigue life behaviour of copper single crystals. Part I: observations of crack nucleation. Part II: model for crack nucleation in persistent slip bands. Fatigue Engng Mater Struct. 4, 331～341, 343～353.

[13] Kuhlman-Wilsdorf D. and Laird C. (1977) Dislocation behaviour in fatigue. Mater.Sci. Engng. 27, 137～156.

[14] Brown L. M. (1977) Dislocation substructures and the initiation of cracks by fatigue. Metals Sci. 11, 315.

[15] Hammouda. M. M., Smith R. A. and Miller K. J. (1979) Elastic-plastic fracture mechanics for initiation and propagation of notch fatigue cracks. Fatigue Engng Mater. Struct. 2, 139.

[16] El Haddad M. H., Tooper T. H. and Smith K. N. (1979) Prediction of non-propagating cracks. Engng Fract. Mech. 11, 573.

[17] Forsyth P. J. E. (1953) Exudation of material from slip bands at the surface of fatigued crystals of an aluminium-copper alloy. Nature 171, 172.

[18] Forsyth P. J. E. (1955) The slip band extrusion effect observed in some aluminium alloys subjected to cyclic stresses. J. Inst. Met. 83, 395.

[19] Katagiri K., Omura A., Koyanagi K., Awatani J., Shiraishi R., and Kaneshiro H. (1977) Early stage crack tip dislocation morphology in fatigued copper. Metal Trans. 8A, 1769; and Dislocation structures around the crack tips in the early stage in fatigue of α-brass. Fracture 1977, Vol. 2, ICF4, p. 695, Waterloo, Canada.

[20] Taylor D. and Knott J. F. (1982) Growth of fatigue cracks from casting defects in nickel aluminium bronze. Metal Truns. 9, 221.

[21] Gladman T., Mclvor I. D. and Pickering F. B. (1972) Some aspects of the structurc-property relationships in high-carbon ferrite-pearlite steels. J. Iron Steel Inst. 210, 916,

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

86014

盘形凸轮机构几何尺寸的计算及计算机辅助设计《无锡轻工业学院学报》1986年，第5卷，第2期

主题词 凸轮机构；计算机辅助设计；移动式或摆动式盘形凸轮机构

摘 要 本文从简单的几何图形出发，对移动和摆动滚轮从动件盘形凸轮机构几何尺寸的计算提出了一套简便而行之有效的方法，尤其是凸轮廓线曲率半径的精确计算，并为这类机构的机辅设计提供了一套程序流程图。

作者：陈金元

86015

一种中碳钢的疲劳短裂纹特性《无锡轻工业学院学报》1986年，第5卷，第2期

主题词 疲劳短裂；疲劳力学；短裂机理；中碳钢／疲劳特性；短裂纹

摘 要 用复型技术研究含碳0.4%钢的扭转疲劳的起始阶段和短裂纹特性。发现疲劳短裂纹在铁素体中发生并扩展。裂纹增长速度取决于裂纹端部塑性范围的大小和程度。因而每循环的裂纹增长正比于滑移带强度。裂纹扩展的减速和可能停止证明晶界是裂纹扩展的强障碍。升高应力值后，原有的不扩展裂纹可能产生支裂纹或连接其它裂纹继续扩展。这个过程反复到一个或多个主导性裂纹的应力达到能导至破坏的继续增长的临界值为止。

作者：唐志祥等

86016

微机控制集成运放参数的自动测试《无锡轻工业学院学报》1986年，第5卷，第2期

主题词 微机测运放参数

摘 要 TP—801控制集成运放参数的自动测试系统具有自动测试、自动分档、计数、显示、打印等功能。速度快、结构简单、测试简便、可靠与成本低是系统的主要特点。本文介绍了硬件框图、软件结构和主程序流程图。通过介绍一个测试过程、调试与整定方法，简述计算方法、测试范围与测试精度等问题。

作者：朱定芬 孙星海

86017

铂电阻测温电路非线性补偿的计算机辅助设计《无锡轻工业学院学报》1986年，第5卷，第2期

主题词 计算机辅助设计／非线性补偿，铂电阻测温电路

摘 要 本文阐述了对铂电阻测温电路进行非线性补偿的微型计算机辅助设计方法，给出了程序框图、计算机运行结果和实验数据。由于本程序解决了把形式为 $y=f(x, k)$ 的方程式直接输入计算机的技术问题，所以有较广泛的适应性。

作者：朱立强

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

?1994-2014 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

86016

AUTOMATIC MEASUREMENT of OP. AMP. PARAMETERS by μC. «Journal of the Wuxi Institute of Light Industry», Vol.5, No.2, 1986

SUBJECTWORD Measuring parameters of OP. AMP. by UC

ABSTRACT This paper describes an automatic measuring system for OP. AMP. parameters by Tp-801. The system presented here has the functions of auto-measuring, auto-dividing of elements, calculating, displaying and type-writing etc. Fast speed, simplicity, easy operation, high reliability and low cost are the special features of this system. This paper presents the block diagram ofthe hardware, the software configuration and the flow chart of main program. It introduces the measuring procedure, adjusting and setting method, in which the calculation method, measuring scope and accuracy are showed.

Author: Zhu Ding fen Sun Xing hai

86017

COMPUTER AIDED DESIGN OF PLATINUM THERMO—METER CIRCUIT FOR NON —— LINEARITY COMPENSATION«Journal of the Wuxi Institute of Light Industry», Vol.5, No.2, 1986

SUBJECTWORD Computer aided design/Nonl——inearity compensation; Platinum thermo—meter

ABSTRACT A method of computer aided design for the non-linearity compensation of the platinum thermo meter circuit is described. The block diagram, result of computer calculating, and experimental data are given also in this paper. As this program has solved the technical problem of inputting the equation, which is in the form of $y=f(x,k)$, into the computer directly, it might be used generally in other cases.

Auther: Zhu Liqiang

86014

CALCULATION METHODS of GEOMETRIC SIZES of DISC-CAM MECHANISMS and THEIR CAD. «Journal of the Wuxi Institute of Light Industry», Vol.5, No.2, 1986

SUBJECTWORD cam mechanism; CAD/disc cam mechanisms with translating or swinging roller followers

ABSTRACT In the paper, a set of simple and effective calculation methods of geometric sizes of disc cam mechanisms with translating or swinging roller followers is presented based on simple geometric graphs, in particular, precise calculations of cam profile curvature radii. A series of calculation flow charts for CAD of this mechanisms is also given in the paper.

Author: Chen jinyuan

86015

SHORT CRACK FATIGUE BEHAVIOUR in a MEDIUM CARBON STEEL «Journal of the Wuxi Institnte of Light Industrv», Vol.5, Nn.2, 1986

SUBJECTWORD fatigue fracture fatigue mechanics; mechanism of fracture; medium carbon steels/fatigue behaviour; short crack

ABSTRACT The initiation stage and short crack behaviour in torsional fatigue of a 0.4% C steel was investigated by a replication technique. The initiation and propagation of fatigue crachs ware obserred in the ferrite phase. It is proposed that the crack growth rate depends on the extent and intensity of the plasticity at the tip of the crack. Crack growth per cycle is thus proportional to the strength of the slip band. The ferritepearlite boundaries are strong barriers to the crack, propagaton which is manifested by a deceleration of growth and possible arrest. On raising the seress level the original non-propagating crak may continue to grow by branching or connecting with other crachs. This process is repeated until the stress fields of one or more dominant cracks attain a critical value to sustain continued growth that leads to failure.

Author: Tang Zhixiang; E. R. de los Rios and K. J. Miller