低合金钢超高周疲劳的基本特征与机理

洪友士　钱桂安　周承恩

（中国科学院力学研究所 非线性力学国家重点实验室，北京）

摘　要：本文研究了两种低合金钢超高周疲劳行为的基本特征和裂纹萌生机理。采用旋转弯曲实验机对腰鼓形试样进行频率为52.5Hz的疲劳实验。试样疲劳断裂周次从10^4到10^8，对应的S-N曲线为阶梯状趋势。断口特征观察表明超高周疲劳的裂纹往往萌生于试样的亚表面且裂纹源区域呈现"鱼眼"和"暗区"斑图。本文提出了一个新的参量来说明裂纹起源位置由试样表面向内部转移的机理，即裂纹源位置受控于夹杂物尺度，晶粒尺度和施加应力。

关键词：超高周疲劳；低合金钢；裂纹萌生；断口特征

1　引言

超高周疲劳[Very High Cycle Fatigue (VHCF)]一般是指金属材料在传统的疲劳极限以下，经受10^7周次以上的载荷循环发生疲劳损伤断裂的过程[1]，这亦称为 Ultra-high Cycle Fatigue，Ultra-long Life Fatigue 或 Gigacycle Fatigue[2]。尽管金属疲劳的研究开始于一个半世纪前[3]，至今已有相当多的实验和理论的积累。然而，金属材料超高周疲劳是疲劳研究领域里的一个新课题。这是因为，随着社会的发展，在越来越多的工程应用中，包括飞行器、汽车、铁路、桥梁、船舶等，其结构和部件更需要达到承受10^7乃至10^8及以上周次的疲劳寿命，有时甚至要求达到10^{10}~10^{11}周次。实际上，若载荷频率为 1Hz，服役 3 年 2 个月就达到10^8载荷周次；若载荷频率为 10Hz，服役 1 年就达到3.15×10^8载荷周次。但是，传统的疲劳研究基本上集中在低周和高周疲劳阶段；对于后者，载荷循环周次一般以10^7为上限。并且往往认为金属材料存在疲劳极限，即经受10^7周次的载荷循环而不发生疲劳破坏的应力为疲劳极限应力。上世纪 80 年代中期最初报道了金属材料（高强度钢）在10^7周次以上可以发生疲劳断裂[4, 5]。这些以及随后陆续关于在10^7周次、10^8周次以上疲劳断裂的研究报道[6-8]，对传统疲劳极限的观念提出了挑战，并开创了金属材料超高周疲劳研究的新领域。金属材料超高周疲劳的主要特点是[7-13]：

（1）在小于传统疲劳极限的载荷下发生疲劳损伤破断，疲劳寿命大于10^7周次。

（2）裂纹源位置从高周疲劳的表面起源转移到试样内部起源。

（3）材料内部缺陷是裂纹萌生的主要地点。

（4）S-N 曲线呈阶梯状。

（5）内部萌生的裂纹区域呈现"鱼眼"，"暗区"图样。

注意到裂纹起源和裂纹初始生长区域的特征涉及到超高周疲劳机制的本质。对于低周疲劳和高周疲劳，裂纹往往从材料表面萌生，其原因是微区塑性变形和相应的驻留滑移过程。然而对于超高周疲劳，裂纹往往起源于材料的亚表面。裂纹在何种情形从表面萌生，在何种情形从内部起

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

源以及它们的竞争机制尚不清楚。超高周疲劳的裂纹起源微区即初始生长区域往往呈现特有的“鱼眼”和“暗区”图样。对这类裂纹起源的影响因素的认识仍显不足，裂纹起源微区的损伤累积过程也尚未阐明。

本文选择两种低合金钢即 GCr15 和 40Cr 作为实验材料，研究合金材料超高周疲劳行为的基本特征和裂纹萌生的机理。采用旋转弯曲实验机对腰鼓形试样进行频率为 52.5Hz 的疲劳实验。结果表明，两种实验材料均可发生超高周疲劳损伤和破断，相应的 S-N 曲线呈现阶梯状趋势。断口观察显示超高周疲劳的裂纹源往往位于试样亚表面，并呈现“鱼眼”和“暗区”图样。本文提出一个新的参数来说明裂纹从表面起源到内部起源的转移机理，即超高周疲劳的裂纹萌生位置受控于夹杂物尺度，晶粒尺度和施加应力。

2 疲劳实验方法

选择两种低合金钢，即 GCr15 和 40Cr，作为实验材料，研究其超高周疲劳过程和机理。

GCr15 是常用的轴承钢，其主要化学成分为 1%C，1.5%Cr, 余 Fe。退火态的试样经 1118K 加热油淬后经 453K 回火 2 小时。处理后试样的显微组织为回火马氏体。由 11 视场 167 晶粒的测量给出其原奥氏体晶粒平均直径为 10μm；由 3 个视场 288 个马氏体针的测量给出马氏体针的平均宽度为 0.5μm。对试样的拉伸实验给出其屈服强度为 1900MPa，最大强度为 2370MPa。

40Cr 是常用的低合金结构钢，其主要化学成分为 0.4%C, 1%Cr, 余 Fe。退火态的试样经 1118K 加热油淬后经 473K 回火 2 小时。处理后试样的显微组织为回火马氏体。由沿晶断口照片的 200 个晶粒的测量给出其原奥氏体晶粒平均直径为 11.2μm。对试样的拉伸实验给出其屈服强度为 1524MPa，最大强度为 1582MPa。

疲劳加载实验在旋转弯曲实验机上进行。该实验机由一部电机同时驱动两根转轴，每根转轴的两端均作为安装试样的部位，即可同时在该实验机上安装 4 件试样进行旋转弯曲加载。试样的一端与试验机的转轴连接，另一端通过悬挂的砝码加载。该实验机的转轴转速为 3150rpm, 即加载频率为 52.5Hz。旋转弯曲加载的应力比为-1。

采用腰鼓形试样进行旋转弯曲疲劳实验，试样的形状和尺寸如图 1 所示。试样实验段的最小直径为 3mm，圆弧半径为 7mm，相应的应力集中系数为 1.06。试样的实验段经研磨和抛光，以使表面足够光滑，即消除机加工的痕迹。

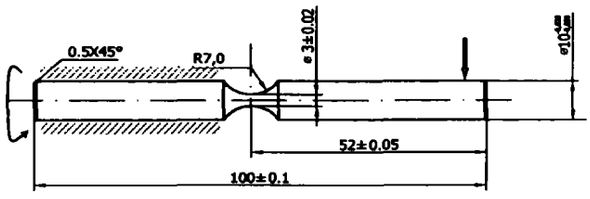

图 1 旋转弯曲疲劳试样（单位:mm），左端与试验机转轴连接，右端通过砝码加载

旋转弯曲疲劳实验在室温和空气环境下进行。对于 GCr15，试样共 32 件；实际实验中对试样所施加的表面最大应力的分布从 950MPa 到 1300MPa (个别试样 1400–1450MPa)。对于 40Cr，试样共 20 件；实际实验中对试样所施加的表面最大应力的分布从 600MPa 到 850MPa。

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

3 疲劳性能

图 2 给出了两种实验材料的旋转弯曲疲劳实验结果，即对试样施加的最大应力与相应疲劳断裂周次的关系（S-N 曲线）。对于 GCr15，所对应的试样断裂周次的范围从 4×10^4 到 4×10^8[图 2(a)]；对于 40Cr，所对应的试样断裂周次的范围从 8×10^4 到 4×10^8[图 2(b)]；二者均从高周疲劳跨越到超高周疲劳阶段。结果显示，两种实验材料在载荷循环 10^7 周次甚至 10^8 周次以上都可能发生超高周疲劳断裂，即传统的疲劳极限不复存在。对于 10^7 周次以上断裂的情形，裂纹往往萌生于试样亚表面的夹杂物。图 2 还显示，两种材料均呈现阶梯状趋势的 S-N 曲线特征并以 40Cr 的结果[图 2(b)]尤为明显，即由一平台连接左段斜线和右段斜线。左段为疲劳裂纹从表面萌生且断裂周次在 10^6 以下的情形，而右段为裂纹从亚表面的夹杂物萌生且断裂周次在 10^7 以上的情形。阶梯状 S-N 曲线是合金材料从高周跨越到超高周疲劳行为的重要特征之一[7]。

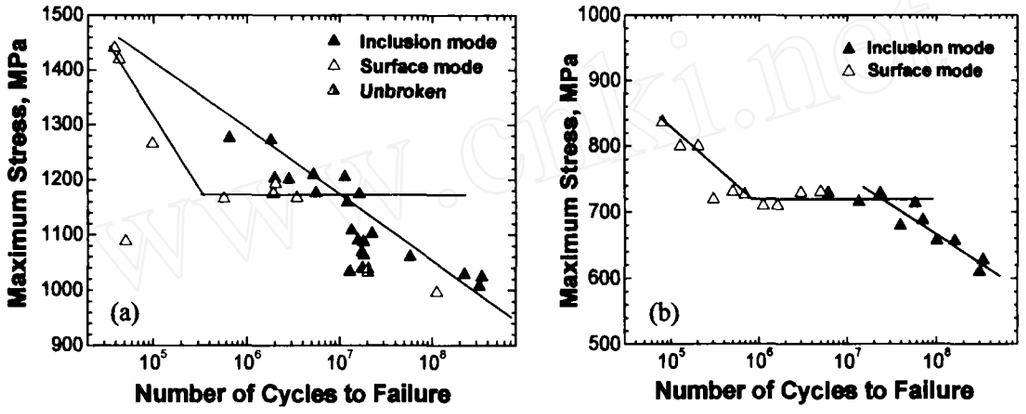

图 2　旋转弯曲疲劳实验结果，最大断裂周次为 4×10^8，(a)GCr15, (b)40Cr

4 断口特征

采用光学显微镜(OM)和扫描电镜(SEM)观察试样的疲劳断口，并侧重观察裂纹起源区域。

图 3(a)-(c)显示了不断放大的 G1 试样(GCr15)超高周疲劳断裂的断面尤其是裂纹源微区的特征。断面全貌的 OM 照片[图 3(a)]显示右侧为裂纹源区，并显示断面有衬度不同的三个区域。A 为裂纹源及裂纹稳态扩展区域；B 为裂纹快速扩展区；C 为瞬断区。其中，包含裂纹源的 A 区消耗了整体疲劳寿命的绝大部分。对裂纹源区放大的 OM 照片[图 3(b)]可见典型的包含“暗区”的“鱼眼”图样，“鱼眼”朝向试样表面一侧的边界与试样表面相切。该“鱼眼”的尺寸约 200μm，所包含的“暗区”尺寸约 50μm。对“暗区”进一步放大的 SEM 照片[图 3(c)]可见其包含有尺度约 10μm 的夹杂物，即裂纹源。

图 4(a)和(b)为 C1 和 C2 试样(40Cr)超高周疲劳裂纹源区域的 SEM 照片，显示出裂纹起源于试样亚表面的夹杂物及其“鱼眼”图像。“鱼眼”尺寸分别为约 170μm 和约 140μm。“鱼眼”朝向试样表面一侧的边界与试样表面相切。

图 3 和图 4 表明，两种实验材料超高周疲劳的裂纹源为试样亚表面的夹杂物，裂纹源区（鱼眼）发展到试样表面后裂纹进入稳态扩展阶段。

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

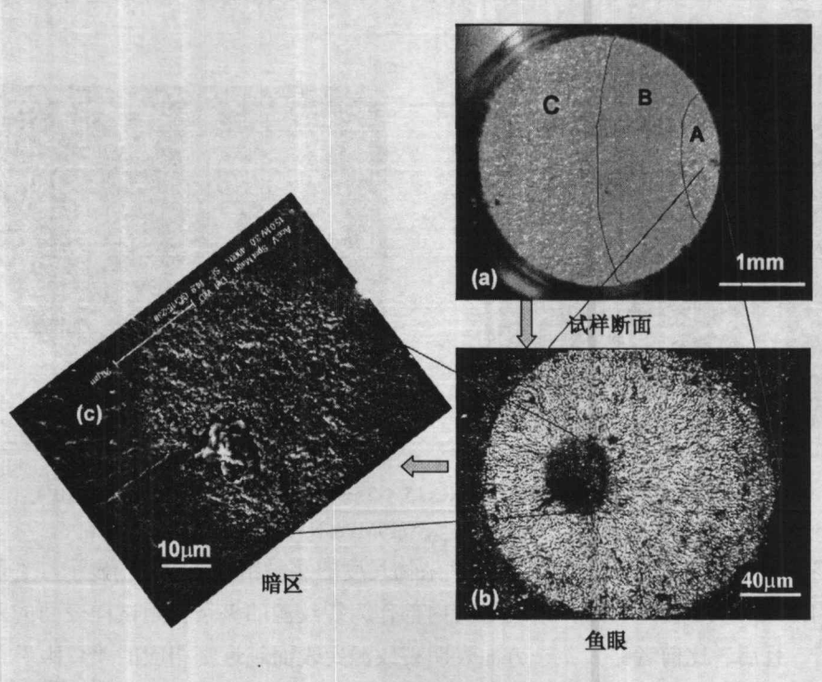

图 3　GCr15，G1 试样(σ_{max}=1024MPa, N=3.5×10^8)，疲劳裂纹起源于亚表面夹杂物的断面特征，
(a) 断面全貌，(b) “鱼眼”图像，(c)“暗区”图像

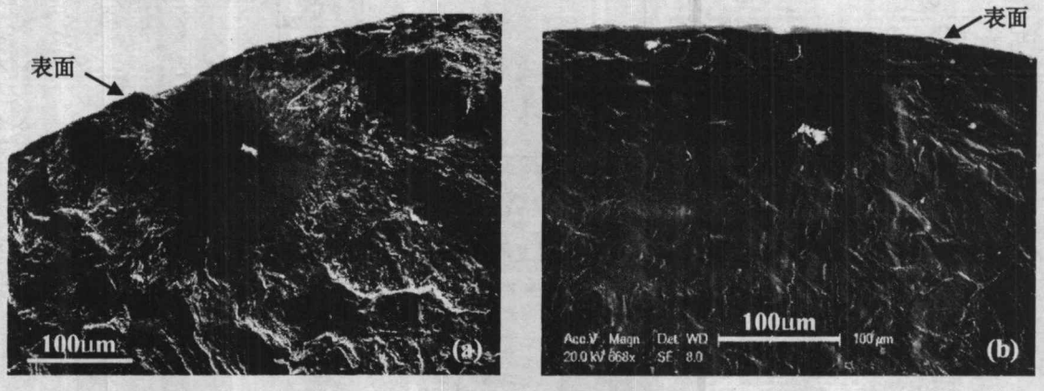

图 4　40Cr，　C1 试样 (σ_{max}=610MPa, N=3.27×10^8) 和 C2 试样 (σ_{max}=656MPa, N=1.59×10^8),
疲劳裂纹起源于亚表面夹杂物的断面特征

从图 2 的符号看出，对于 GCr15，断裂周次 10^6 以下基本为表面裂纹起源；10^6-10^7 之间既有表面起源，也有亚表面起源；10^7 以上基本为亚表面起源。对于 40Cr，以 5×10^6 为界，其下为表面起源，其上为亚表面起源。图 5(a)(b)分别是 G2(GCr15)和 C3(40Cr)试样疲劳裂纹从表面起源的 SEM 照片。其中，G2 的裂纹起源于表面处的夹杂物[图 5(a)]；C3 的裂纹源未见夹杂物[图 5(b)]。

图 6 是对 40Cr 试样裂纹源区“鱼眼”尺寸测量的综合结果。图 6(a)表示：a/b = 0.85 ~ 1.15，即“鱼眼”垂直于试样表面方向的尺度 a 与“鱼眼”平行于试样表面方向的尺度 b 基本相当，即

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

“鱼眼”基本为等轴状。夹杂物距试样表面的距离随疲劳断裂次数呈增加的趋势[图 6(b)]，而夹杂物直径随疲劳断裂周次呈减小的趋势[图 6(c)]。

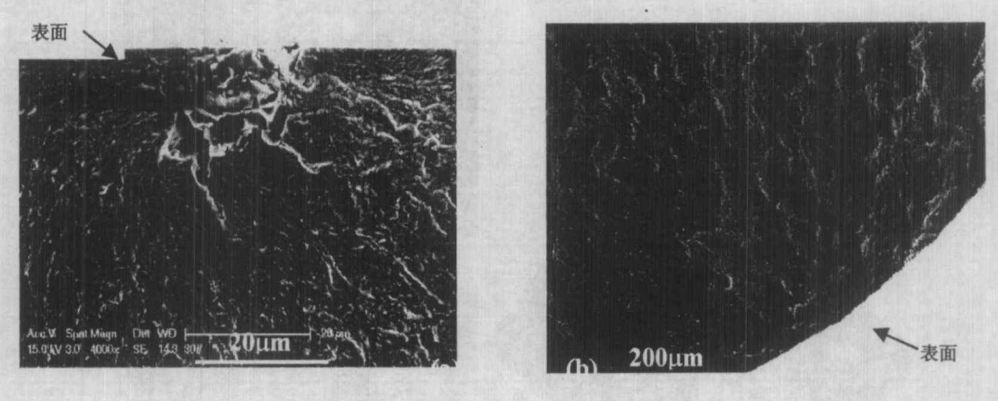

图 5　疲劳裂纹萌生于试样表面，(a)GCr15, G2 试样 (σ_{max}=1419MPa, N=4.3×10^4), (b)40Cr, C3 试样 (σ_{max}=719MPa, N=3.02×10^5)

图 7 是 GCr15 试样裂纹源区“鱼眼”及其夹杂物尺度的测量结果。图 7(a)显示，“鱼眼”尺度与疲劳断裂周次不相关。但“鱼眼”半径与其内部作为裂纹源的夹杂物距试样表面的距离呈线性增大[图 7(b)]，且后者比前者略大；一方面表明裂纹源距表面越远则相应的“鱼眼”尺度越大，另一方面表明裂纹在亚表面夹杂物萌生后向表面方向生长比向内部生长略快。

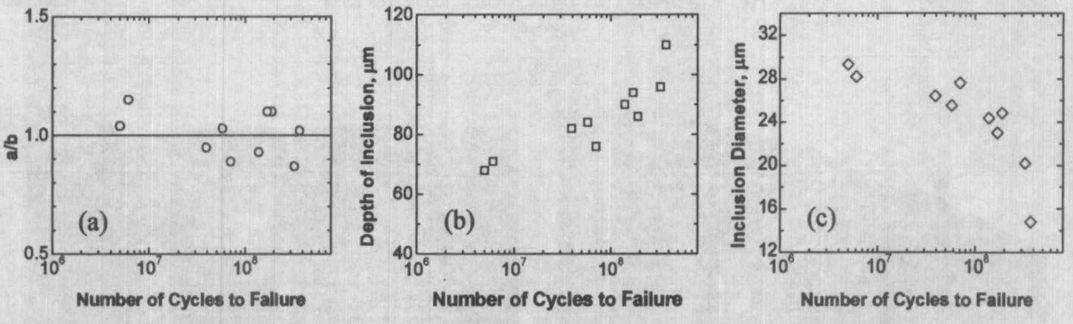

图 6　40Cr 试样亚表面裂纹源区“鱼眼”及其夹杂物尺度测量结果，*a*: “鱼眼”在垂直于试样表面方向的尺度，*b*: “鱼眼”在平行于试样表面方向的尺度

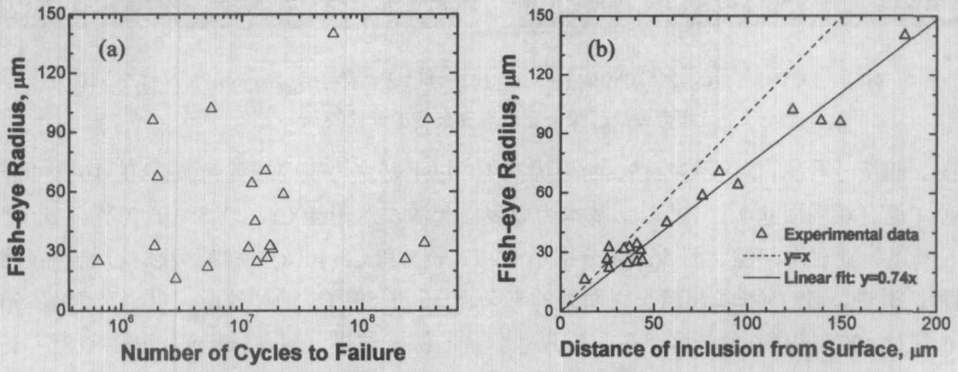

图 7　GCr15 试样亚表面裂纹源区“鱼眼”及其夹杂物尺度测量结果

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

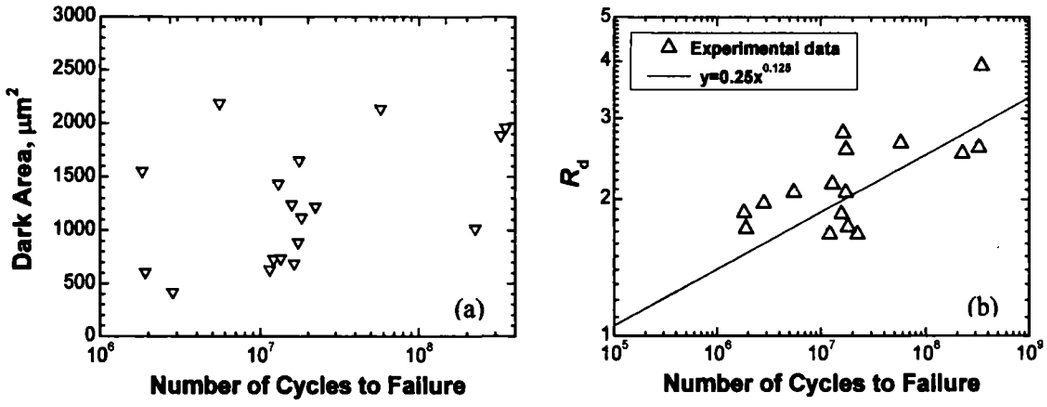

图 8　GCr15 试样亚表面裂纹源区中“暗区”尺度测量结果，R_d = 暗区投影直径/夹杂投影直径

图 8 是 GCr15 试样裂纹源区位于“鱼眼”中的“暗区”尺度测量结果。图 8(a)表示，“暗区”尺度与断裂周次不相关；而暗区投影直径与夹杂投影直径之比 R_d 随断裂周次呈线性增大的趋势[图 8(b)]。文献[14]曾给出 R_d 与断裂周次的关系为 $R_d = 0.25N^{0.125}$，图 8(b)中亦标出这一关系。本文的结果基本与之符合。

5　裂纹起源讨论

对于两种实验材料，无论裂纹起源于表面或亚表面，疲劳断口全貌均呈现如图 3(a)所示的三个区域，图 9(a)是断口三个区域的示意图。依据 A 区和 B 区内边界的位置，可以通过下式计算相应的应力强度因子 K_I：

$$K_I = F\sigma_a\sqrt{\pi a} \tag{1}$$

式中：σ_a 是作用应力；a 是裂纹深度；F 是裂纹形状因子。根据对 A 区和 B 区深度的测量结果，并将 A 区近似为表面椭圆形裂纹，将 B 区近似为表面圆形裂纹，即可算出相应的 K_I 值。图 9(b)是 GCr15 试样断面对应的结果；图 9(c)是 40Cr 试样断面对应的结果。图 9 显示，对于 A 区，在整个断裂周次范围(10^4 到 10^8)，K_I 值基本保持稳定。GCr15 试样 A 区平均 K_I 值为 28MPa·m$^{1/2}$；40Cr 试样 A 区平均 K_I 值为 16MPa·m$^{1/2}$。图 9 还显示，两种材料 B 区 K_I 值的分散度均较大且分布规律不明显；其中，GCr15 试样 B 区 K_I 值分布为 60~110MPa·m$^{1/2}$，40Cr 试样 B 区 K_I 值分布为 70~120MPa·m$^{1/2}$。

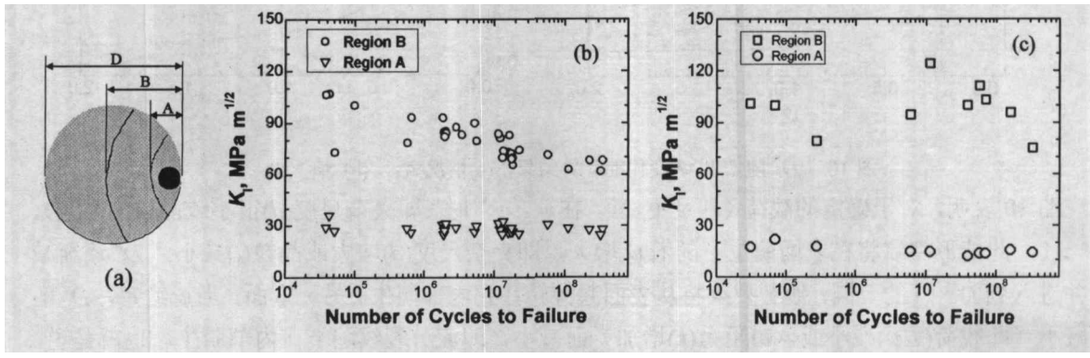

图 9　断口 A 区和 B 区内边界处的应力强度因子计算结果，(a)断口 3 区域示意图，(b)GCr15 结果，(c)40Cr 结果

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

此外，用同样的方法得到“鱼眼”对应的K_I值。由 GCr15 的 20 件试样得到的平均结果为 9.1MPa·m$^{1/2}$，由 40Cr 的 10 件试样得到的平均结果为 10MPa·m$^{1/2}$。两种材料的“鱼眼”对应的K_I值与相应的ΔK_{th}值相当[14]，意味着“鱼眼”是疲劳裂纹萌生阶段的微区。而后，裂纹进入稳态扩展阶段。B 区可能是裂纹快速扩展区域。B 区终止所对应的K_I值与材料的断裂韧性相当。

为了说明疲劳裂纹源位于表面或位于内部的转移和竞争，本文引入了一个新的参数D^*，且：

$$D^* = \frac{N_i}{N_s} \tag{2}$$

式中：N_i是裂纹在表面萌生所需的周次；N_S是裂纹在内部萌生所需的周次。因此，当$N_S < N_i$，即$D^* > 1$，则裂纹在试样表面萌生；反之，当$N_S > N_i$，即$D^* < 1$，则裂纹在试样内部萌生。实际上，D^*是两个广义时间参量之比，可称其为 Deborah 数。

注意到疲劳裂纹萌生于夹杂物有不同的情况，一种是夹杂物与基体弱结合(情况 A)，一旦在循环载荷作用下界面即脱开并形成趋于沿夹杂轴线方向的裂纹并向基体生长。另一种是夹杂物与基体强结合(情况 B)，由夹杂与界面处的变形不均匀引发趋于与夹杂相切的裂纹并向基体生长。对于情况 A 和情况 B，可以分别推导出[15]：

情况 A:
$$D^* = \frac{N_i}{N_s} = \frac{1.25k_w(\varphi-1)^2}{\Delta\tilde{U}\psi^2} \tag{3}$$

情况 B:
$$D^* = \frac{N_i}{N_s} = \frac{2.5k_w(\varphi^2-1)^2}{\Delta\tilde{U}_1} \tag{4}$$

式中：k_w是裂纹在材料内部和外表面形成所对应的表面能之比；$\varphi = 0.5\Delta\tau / k$，反映载荷$\Delta\tau$与位错阻力$k$之比；$\psi = d/l$，$d$为夹杂半径，$l$为晶粒半径；$\Delta\tilde{U}$和$\Delta\tilde{U}_1$是$\varphi$和$\psi$的函数。至此，可以计算$D^*$随$\varphi$和$\psi$的变化趋势，计算中设定$k_w = 1$，图 10 是所得到的结果。

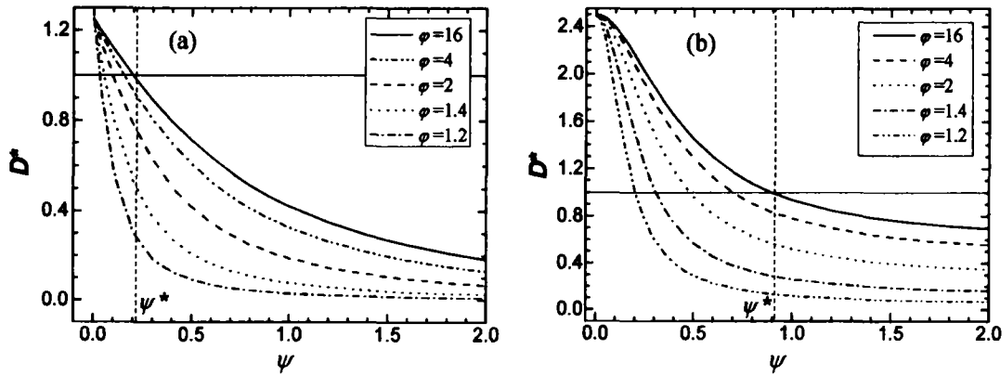

图 10　D^*随φ和ψ变化的计算结果，(a)情况 A，(b) 情况 B

图 10 表明，对于确定的载荷（即φ不变），在$\psi < \psi^*$时（即夹杂尺度(d)很小或晶粒(l)很大），$D^* > 1$，此情形裂纹将在表面萌生。随着ψ增大，即夹杂尺度(d)增大或晶粒(l)减小，D^*逐渐减小并进入到$D^* < 1$的范围，疲劳裂纹将从表面起源转移到内部萌生。另一方面，当ψ给定，D^*随φ减小（即载荷($\Delta\tau$)减小或位错阻力(k)增加）而减小，即疲劳裂纹趋于在内部萌生。也就是说，在疲劳极限以下较小的循环载荷下，以及对于强度较高的合金材料，疲劳裂纹趋于在内部萌生。

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

6 结论

(1) 两种实验材料均发生传统疲劳极限以下、对应载荷周次 10^7 乃至 10^8 以上的超高周疲劳断裂。超高周疲劳的裂纹起源于材料亚表面的夹杂物，裂纹源区呈现“鱼眼”和“暗区”特征。

(2) “鱼眼”为与试样表面相切的等轴形状，“鱼眼”尺度与其内部作为裂纹源的夹杂物距表面的尺度相关。“暗区”直径与夹杂直径之比随疲劳断裂周次增加而线性增大。

(3) 提出一Deborah数来说明疲劳裂纹表面萌生和内部萌生的竞争机理。在相对小的载荷下，随夹杂物尺度增大、晶粒尺度减小、位错阻力增大，均增加疲劳裂纹在内部萌生的可能性。

致谢：本文得到国家自然科学基金（10772178，10532070，10721202）和中国科学院的资助。

参考文献

1 周承恩，谢季佳，洪友士. 超高周疲劳研究现状及展望[J]. 机械强度, 2004,26(5): 526-533

2 Bathias C, Paris P C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice [M], New York: Marcel Dekker, 2005

3 Wöhler A. Wöhler experiments on the strength of metals [J]. Engineering, 1867, 2: 160-161

4 Naito T, Ueda H, Kikuchi M. Observation of fatigue fracture surface of carburized steel [J]. J. Soc. Mat. Sci., 1983, 32: 1162-1166

5 Naito T, Ueda H, Kikuchi M. Fatigue behavior of carburized steel with internal oxides and nonmartensitic microstructure near the surface [J]. Met. Trans., 1984, 15A: 1431-1436

6 Emura H, Asami K. Fatigue strength characteristics of high strength steel [J]. Trans. JSME, Part A, 1989, 55: 45-50

7 Sakai T, Sato Y, Oguma N. Characteristic S-N properties of high-carbon-chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 2002, 25: 765-773

8 Murakami Y, Yokoyama N N, Nagata J. Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 2002, 25: 735-746

9 Shiozawa K, Lu L, Ishihara S. S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 2001, 24: 781-790

10 Ochi Y, Matsumura T, Masaki K, Yoshida S. High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 2002, 25: 823-830

11 Nishijima S, Kanazawa K. Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 1999, 22: 601-607

12 Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 1999, 22: 559-565

13 Wang Q Y, Berard J Y, Rathery S, Bathias C. High-cycle fatigue crack initiation and propagation behavior of high-strength spring steel wires [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 1999, 22: 673-677

14 Chapetti M D, Tagawa T, Miyata T. Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part II: estimation of fatigue limit for failure from internal inclusions [J]. Mater. Sci. Engng, 2003, A356: 236-244

15 周承恩. GCr15钢超高周疲劳行为的实验研究与分析[D]. 中科院力学所，中科院研究生院博士学位论文，2005

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

Essential Characteristics and Mechanism of Very High Cycle Fatigue for Low Alloy Steels

Hong Youshi, Qian Guian, Zhou Chengen

(LNM, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing, China)

Abstract: This paper investigated the very high cycle fatigue (VHCF) behavior of two low alloy steels. Fatigue tests were carried out with hour-glass type specimens loaded in a rotating bending machine at a frequency of 52.5Hz. Fatigue failure of the specimens occurred at the loading cycles ranging from 10^4 to 10^8 and the S-N curve exhibited stepwise trend. Fractography was examined to reveal that fatigue cracks almost initiated at specimen subsurface for VHCF with "fish-eye" and "dark area" patterns. A new parameter was proposed to interpret the transition mechanism of fatigue crack initiation site from surface to interior, which was affected by inclusion size, grain size and applied stress.

Key words: very high cycle fatigue (VHCF); low alloy steels; crack initiation; fractography

作者简介:

洪友士(1951-)男，博士，中国科学院力学研究所研究员，主要研究方向为材料力学行为和结构力学。

Email：hongys@imech.ac.cn

邮编： 100190

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