

铸造镍基高温合金疲劳裂 纹的形成与扩展

中国科学院金属研究所 于维成 袁金才 柯伟 师昌绪

摘 要

本文对铸造镍基高温合金光滑板试样(经过热等静压处理)疲劳裂纹的形成与扩展进行了研究。扫描电镜观察到裂纹在碳化物、显微疏松及其附近的基体上形成。着重观察了裂纹从20~2000 μm 长度范围内的扩展行为,以及从微观裂纹到宏观裂纹转变的特征。从裂纹长度和循环次数的关系可以看到小裂纹(<1000 μm)的扩展是不连续和不规则的,它表明显微组织(特别是晶界)对裂纹扩展速率有影响。但是,用裂纹的平均扩展速率仍可以描述小裂纹的长大过程,小裂纹的扩展速率至少比长裂纹的扩展速率高一个数量级。

一、前 言

很多年来,人们为完善预测疲劳寿命的能力做了大量的工作。在疲劳失效的五个相关过程中^[1],位错理论描述了前两个阶段发生的循环损伤及微裂纹形成;线弹性断裂力学定量分析了后两个阶段宏观裂纹的扩展,并且在一些焊接、铆接等大型构件寿命预测中得到应用;唯独对第三阶段(微裂纹的扩展及连接形成初始宏观裂纹)缺乏深入的研究。然而,很多零件的寿命决定于裂纹在此阶段的扩展。例如燃气轮机涡轮盘及叶片的使用寿命实际上是由微裂纹成长到0.8~1.0毫米的宏观裂纹所需循环寿命来决定的^[2]。因此,近年来,人们开始把注意力集中在小裂纹的扩展行为上,发表了一些有关小裂纹扩展的力学、冶金学特征及其环境影响的文章^[3~8]。他们发现在相同应力强度因子范围内,小裂纹扩展速率远比LEFM估算的长裂纹高。K. J. Miller^[9]在Euromech 151讨论会后评论了这一问题。由于进行微裂纹扩展实验存在许多困难,文献中能收集到的各种材料小裂纹扩展的数据极少。

本文的目的在于了解铸造镍基高温合金微观裂纹的形成及扩展行为,对这一问题的研究不仅具有理论意义,而且对燃气轮机叶片的寿命预测也是重要的。

二、实验过程

实验材料是与IN100成分相近似的铸造镍基高温合金。典型化学成分是:9.0Cr、15Co、3Mo、5.5Al、4.7Ti、0.75V、0.017B、0.075Zr、0.18C,剩余为Ni。它是一种有

1984年8月11日收到。

代表性的用于制造涡轮叶片材料，晶粒直径为 $500\sim 1000\mu\text{m}$ 。将该合金精铸成的棒材经过等静压处理，然后加工成两种试样：图1(a)是 1.5mm 厚的光滑板试样，用来观察微裂纹形成及扩展。它能方便地在疲劳机上装卸，便于直接在扫描电镜内观察。实验之前，该试样进行金相抛光并蚀刻出显微组织（其中No.3试样是在形成裂纹之后再蚀刻的）。图1(b)是进行长裂纹扩展实验的单边缺口试样。

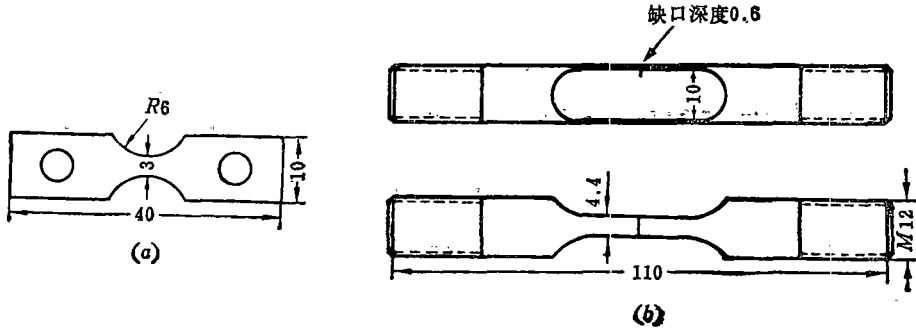


图1 疲劳试样

(a) 光滑板样品；(b) 单边缺口样品。

Fig. 1 Fatigue specimen

(a) plain plate specimen (b) SEN specimen

两种实验都在室温空气中进行，应力比 $R = 0$ ；频率为 $70\sim 85\text{Hz}$ ；光滑试样在恒应力幅 346MPa 下进行疲劳实验，每经一定间隔中断实验，用 800 倍显微镜观察裂纹形成及扩展，用扫描电镜观察和照相。单边缺口试样用读数显微镜配合直流电位法测定裂纹扩展，通过逐渐降低载荷测定门槛值。

三、实验结果及讨论

1. 裂纹萌生

在所施加的循环应力条件下，该合金一般经历总寿命的 $10\sim 30\%$ 就开始在试样表面出现长度(L)约为 $10\sim 30\mu\text{m}$ 的微观裂纹，它们通常在夹杂物或显微疏松及其附近的基体上萌生，多数情况下同时形成两条以上裂纹，有时先形成一条，尔后随着该裂纹的扩展，前端再萌生新裂纹。图2(a)是No.1试样在 $N = 5.1 \times 10^4$ 时，形成并扩展的四条微裂纹。一条在疏松上开始；其它在附近的基体上形成。图3(b)是No.3试样在一个靠近晶界的夹杂物上形成长为 $36\mu\text{m}$ 的裂纹。在 $N = 1.8 \times 10^5$ 时，显微镜下已发现此裂纹，长约 $20\mu\text{m}$ ，在它上面有一碳化物已沿长轴开裂，但是还没有扩展到基体。上述所有裂纹的取向与主应力轴约成 45° 。

过去的实验研究证明在许多合金中驻留滑移带(PSB)是疲劳裂纹形成的前兆，该合金所观察到的裂纹形成极为迅速，以致不能分辨出裂纹形成之前的滑移过程，这反映出工程合金复杂的组织结构(碳化物、共晶、疏松等)对疲劳裂纹的形成起促进作用。像Laird和Duquette所指出的一样，这种由平面滑移突然形成的裂纹，可能与夹杂物、疏松、晶界等应力集中处所储存位错的突然释放有关。因此在所施加的应力条件下，该合金裂纹形成寿命短，具有强烈的统计性和对组织结构的依赖性。

2. 单个微小裂纹的扩展行为

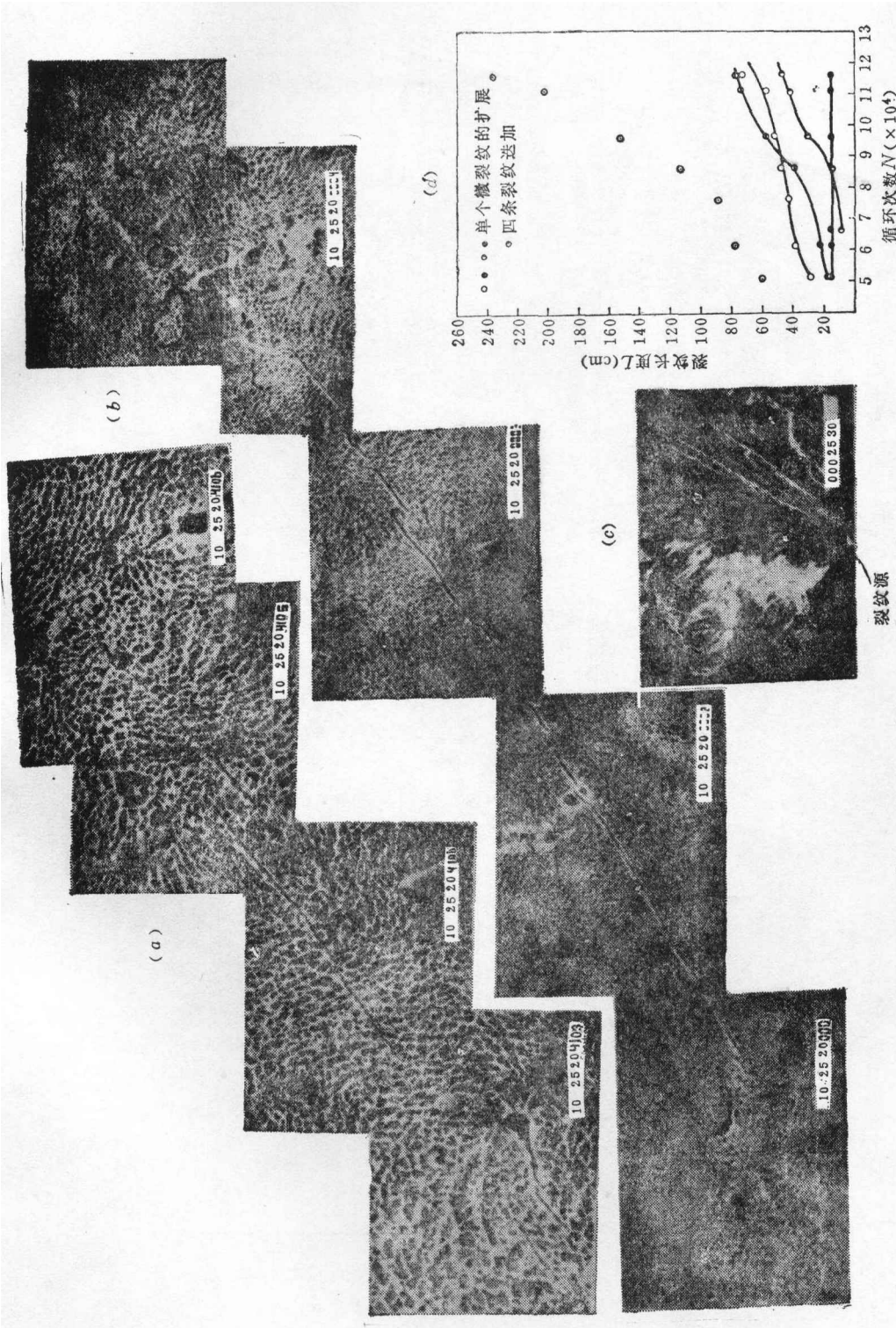


图 2 No. 1 试样疲劳裂纹的形成及扩展形貌
 (a) 在疏松及其附近基体形成四条小裂纹 ($N = 8.1 \times 10^4$); (b) 裂纹扩展并连接 ($N = 1.7 \times 10^5$); (c) 裂纹扩展的断口; (d) 单个裂纹的 L-N 曲线。
 Fig. 2 Feature of fatigue crack initiation and propagation on plain specimen No. 1
 (a) Four small cracks; one initiation at a microporosity and others in the matrix near it ($N = 8.1 \times 10^4$); (b) Crack propagation and link up ($N = 1.7 \times 10^5$)
 (c) Fractograph of the crack growth (d) L-N plot for four individual small crack

实验观察表明, 该合金在疲劳过程中有时只萌生一条微观疲劳裂纹, 然后扩展形成致命的宏观裂纹 (如图 3 No.3 试样); 或者在一个裂纹的扩展过程中, 相继又形成新的微裂纹, 然后互相连接构成一个宏观裂纹 (如 No. 4 试样), 但多数情况下宏观裂纹是由同时形成的几条微裂纹扩展连接而成 (如图 2 No.1 试样)。因此, 研究单个微裂纹的扩展行为是认识宏观裂纹形成规律的基本要素。

图 3 (a) 中示出一条致命裂纹, 它是由夹杂物上萌生的微观疲劳裂纹扩展形成的 (图 3 (b))。在图中可以看到, 每隔 10^4 循环周期标出所测得的裂纹增量。在没遇到晶界干扰之前, 微裂纹扩展速率逐渐增加。图 3 (f) 表示出这一过程。图 3 (c) 和图 3 (d) 表明该裂纹在晶粒表面及内部的扩展路径, 当裂纹的左上端穿过 A 晶粒接近上边晶界时, 该侧裂纹扩展速率逐渐下降, 晶界对裂纹扩展的阻滞作用持续 4×10^4 周期。在图 4 No. 4 试样的 $L-N$ 数据中, 也观察到类似的过程。当表面裂纹长度 $L = 646 \mu\text{m}$ 时, 由于与晶界相遇裂纹停止扩展达 4×10^4 循环周期, 裂纹才继续向前推进。

为了描述裂纹扩展与晶界的交互作用, 用图 5 表示出裂纹扩展速率的瞬时变化, 它利用 No. 4 试样在 $N = 2.5 \times 10^5 \sim 4.25 \times 10^5$ 周期范围的 $L-N$ 数据, 用插值法拟合出这一区间的曲线方程, 然后求出导数 dL/dN , 得到 $dL/dN-L$ 曲线。该图表明 dL/dN 突然下降的裂纹长度与该合金的平均晶粒尺寸相当, 该合金晶粒尺寸粗大, 裂纹扩展受晶粒取向影响明显, 裂纹从一个晶粒进入另一晶粒时, 为了等待裂纹按照新的有利取向重新生核, 因而表现出晶界有明显的阻滞作用。

合金中的共晶、碳化物、疏松等对裂纹扩展也有干扰作用。由于情况比较复杂, 而且不象晶界那样有明显的规律, 难于定量描述。

图 2 (b) 是由几条微小裂纹扩展连接后又继续扩展形成的一条致命裂纹, 图 2 (d) 下部四条曲线表示出四条微裂纹的扩展过程, 除了有一条裂纹不再扩展外, 其余几条裂纹在相互连接端的扩展逐渐减慢, 图 2 (d) 上方的 $L-N$ 数据是由这几条小裂纹在同一循环周期的长度叠加而得, 可以看到 (在 $N = 1.16 \times 10^5$ 时, 这几条裂纹相互连接), 连接后叠加的 $L-N$ 曲线没有反映出裂纹相遇时的速率减慢过程, 因为它被整体裂纹继续扩展所掩盖。

在其他合金中也曾观察到裂纹之间的交互作用。Yokobori^[11]经计算指出, 两个非共平面的裂纹相互接近时, 裂纹顶端的应力强度因子下降到很低的值, 这是使裂纹减慢的原因。

图 3 No. 3 光滑试样裂纹的形成及扩展形貌

(a) 在夹杂物上形成的一条小裂纹 ($N = 1.9 \times 10^5$, $L = 36 \mu\text{m}$); (b) 裂纹扩展 ($N = 3.2 \times 10^5$); (c) 裂纹扩展的断口 (箭头指向裂纹源); (d) 裂纹上端扩展到晶界 (A、B 分别代表表面两相邻晶粒, 它们与断口内部的 A'、B' 晶粒相对应); (e) 宏观断口 (箭头指向裂纹源); (f) 夹杂物左侧裂纹长度 (L) 与循环周期 (N) 对应关系。

Fig. 3 Feature of fatigue crack initiation and propagation on plain specimen No. 3

(a) A small crack at inclusion ($N = 1.9 \times 10^5$, $L = 36 \mu\text{m}$) (b) The crack propagation ($N = 3.2 \times 10^5$) (c) Fractograph of the crack propagation (d) Crack met with upper grain boundary (A, B grain on surface corresponded to internal grain A', B') (e) Macrofractograph (f) Crack length (L) on left of inclusion is number of cycles

图4是研究三个试样微裂纹扩展的L-N图,它描述了裂纹从20~2000μm的扩展全过程,该图表明当裂纹长度大约小于1.0毫米时,L-N数据变化不规则,裂纹在局部区域扩展的瞬时速率受组织结构及其他相邻裂纹干扰影响较明显;而裂纹长度大于1.0毫米后,这种不规则的干扰因素逐渐减小。

3. 小裂纹与长裂纹扩展行为的比较

用单边缺口试样测定了该合金长裂纹的扩展速率及其门槛值。图6右侧曲线表示出长裂纹的da/dN-ΔK关系,其门槛值约为15MPa^{m1/2}。

为了比较小裂纹与长裂纹的扩展速率,需要计算小裂纹顶端的应力强度。对于这种实际为混合型的裂纹扩展,正确计算ΔK很困难,这里仅根据Irwin的I

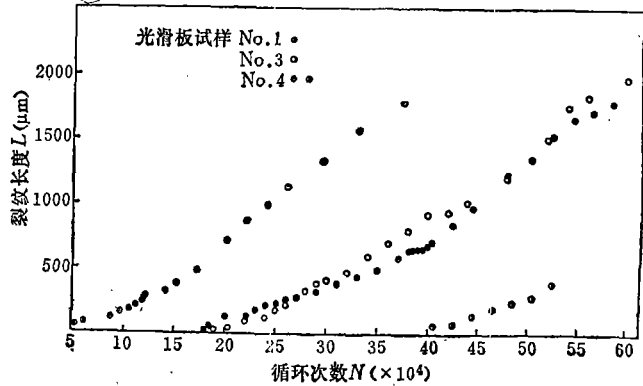


图4 裂纹扩展的L-N曲线

Fig. 4 L-N plot for the growing small crack

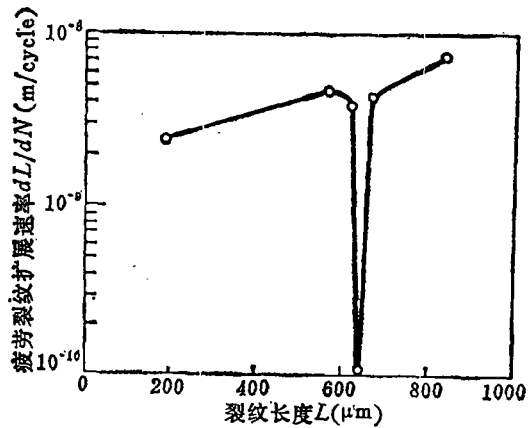


图5 No. 4试样的dL/dN-L曲线
(N = 2.5 × 10⁵ ~ 4.25 × 10⁵)

Fig. 5 dL/dN-L plot for specimen No. 4
(N = 2.5 × 10⁵ ~ 4.25 × 10⁵)

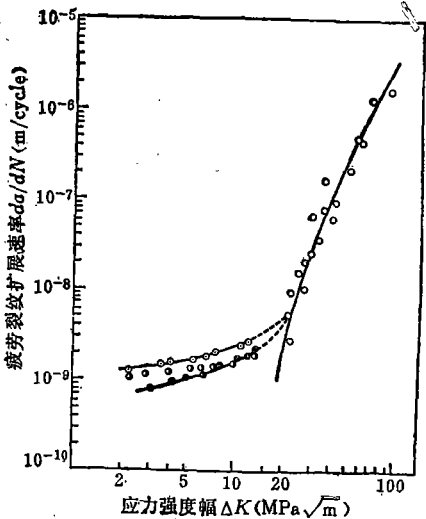


图6 小裂纹与长裂纹扩展速率的比较
Fig. 6 Comparison of the growth rate of small crack with that of large crack

型扩展 $\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\frac{\pi a}{Q}}$ 关系式,简单进行估计^[12]。断口观察表明,该合金裂纹深度与表面长度之比约为0.3,所以 $\Delta K = 1.40\Delta\sigma\sqrt{a}$ 。

将图4中三个试样的L-N图近似地用抛物线方程拟合,换算成da/dN与ΔK的关系放入宏观长裂纹扩展速率图中就得到图6左侧的曲线,它表明镍基合金与其他所有研究过的合金一样,在低于此门槛值的应力强度范围,小裂纹仍然能扩展,其扩展速率在门槛值ΔK_{th}附近至少比长裂纹高出一个数量级,但是它对于ΔK不敏感,这意味着用LEFM定量描述小裂纹的扩展时所受到的限制。

从上述结果, 我们看到在相同实验条件下, 光滑试样疲劳寿命的波动主要是由于微裂纹 ($10\sim 30\ \mu\text{m}$) 形成寿命的分散。而微裂纹的扩展速率对于三个试样来说偏差并不大, 它表明合金组织、晶粒取向等因素对微裂纹形成的影响更加显著, 因而难以预测疲劳微裂纹的形成寿命及微裂纹刚刚形成时的速率。

微裂纹形成后, 它以一递增的平均扩展率扩展。尽管局部区域的晶界或相邻裂纹对其扩展有干扰作用, 影响瞬时速度的变化, 但是在形成一个大于 1.0mm 的工程尺寸裂纹的长期过程中, 递增的平均扩展速率起主导作用。与长裂纹不同的是, 此平均扩展速率对 ΔK 不敏感, 因此需要寻找其他合适的参量描述微裂纹的扩展过程, 例如 Hobson^[13] 利用裂纹长度作为参量分析了 Lankford 等人的小裂纹扩展数据, 得到了与长裂纹扩展规律相衔接的结果。

四、结 论

1. 铸造镍基合金疲劳微裂纹 ($10\sim 30\ \mu\text{m}$) 的萌生与组织结构、晶粒取向有密切联系, 因而微裂纹萌生阶段的寿命及裂纹扩展速率难于测定。

2. 应力强度低于宏观裂纹扩展的门槛值时, 该合金与其他研究过的合金一样, 微裂纹仍能快速扩展。在门槛值附近, 微观小裂纹扩展速率至少比宏观长裂纹高一个数量级。

3. 微裂纹在扩展成为宏观尺寸裂纹 ($1\sim 2\text{mm}$) 的长期过程中, 其平均扩展速率是缓慢增加的, 它对 ΔK 不敏感; 尽管在扩展的早期一些组织结构因素引起的裂纹瞬时速度的变化, 也可能被其递增的平均扩展速率所掩盖。因此实验研究工程材料疲劳小裂纹的平均扩展速率, 并寻求定量描述它的有关参数, 对进一步认识小裂纹扩展规律是必要的。

参 考 文 献

- [1] Ritchie, R. O., and Suresh, S., Mechanics and Physics of the Growth of Small Cracks, Proceeding of the 55th Meeting of the AGABD Structural and Materials September, (1982).
- [2] Sheldon, G. P., Cook, T. S., Jones, J. W., and Lankford, J., Some Observations on Small Fatigue Cracks in a Superalloy, Fat. Eng. Mater. Struct., Vol. 3, (1981), pp. 219~228.
- [3] Pearson, S., Initiation of Fatigue Cracks in Commercial Aluminum Alloys and the Subsequent Propagation of very Short Cracks, Eng. Fract. Mech., Vol. 7, (1975), pp. 235~247.
- [4] Lankford, J., The Growth of Small Fatigue Cracks in 7075-T6 Aluminum, Fat. Eng. Matls. Struct., Vol. 4, (1982), pp. 233~247.
- [5] Tanaka, K., Nakai, Y., and Yamashitai, M., Fatigue Growth Threshold of Small Cracks, Intl. J. Fract., Vol. 17, (1981) pp. 519~533.
- [6] Taylor, D. and Knott, J. F., Fatigue Cracks Propagation Behaviour of Short Cracks, The Effect of Microstructure, Fat. Eng. Matls. Struct., Vol. 4, (1982), pp. 147~155.
- [7] Ritchie, R. O., Near-threshold Fatigue Crack Propagation in Steels, International Metals Reviews, (1979), No. 5 and No. 6.
- [8] Lankford, J., The Effect of Environment on the Growth of Small Fatigue Cracks, Fat. Eng. Matls. Struct., Vol. 6, (1983), pp. 15~31.
- [9] Miller, K. J., The Short Crack Problem, Fat. Eng. Matls. Struct., Vol. 5, No. 3, (1983).
- [10] Laird, C., and Duquette, D. J., Mechanisms of Fatigue Crack Nucleation, In Corrosion Fatigue NACE-2 Houston Texas, pp. 88~117.
- [11] Yokobori, T., Uozumi, M., and Ichikawa, M., Reports of the Research Institute for Strength and Fracture of Materials, (1971), Vol. 7, No. 1, pp. 25; Kamei, A., and Yokobori, T., *ibid.*, (1974) Vol. 10, No. 2, pp. 45.
- [12] Irwin, G. R., Trans. ASME, Ser. E. J. APPL. Mech., (1962), Vol. 29, pp. 651~654.
- [13] Hobson, P. D., The Formulation of a Crack Growth Equation for Short Cracks, Fat. Eng. Matls. Struct., Vol. 5, (1982), pp. 323~327.

FATIGUE CRACK INITIATION AND PROPAGATION OF NICKEL BASE SUPERALLOY

Yu Weicheng, Yuan Jincui, Ke Wei, Shi Changxu

(Institute of Metal Research, Academia Sinica)

Abstract

Investigation of fatigue crack initiation and propagation has been carried out on smooth plate specimens of a nickel base cast superalloy treated by HIP. SEM observations showed that the crack initiated at carbides, microporosities and in the matrix near the microporosities. In the observations emphasis was put on the growth of cracks from $20\mu\text{m}$ to $2000\mu\text{m}$ long and the characteristics of micro/macro crack transition.

A discontinuous and irregular crack growth rate of the short cracks ($<1000\mu\text{m}$) found in L-N plot indicates a marked influence of microstructure, especially at grain boundaries. Although the transient growth rate of microcrack is quite complicated and sensitive to microstructure, the perturbation may be concealed by an average growth rate. The propagation rate of small crack is at least an order of magnitude faster than that of LEFM large crack.