



论文

含表面梯度强化层的缺口样品疲劳起源寿命数值分析

赵思聪, 谢季佳*, 武晓雷

中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100190

*联系人, E-mail: xiej@lnm.imech.ac.cn

收稿日期: 2013-01-05; 接受日期: 2013-06-17; 网络出版日期: 2014-05-26

国家重大科学研究计划资助项目(批准号: 2012CB937500, 6138504)

摘要 以 Tanaka 和 Mura 的疲劳模型为基础, 引入弹性应变能释放项, 构建了新的适用于复杂载荷的疲劳模型. 利用这一模型, 结合表面梯度强化层的强度、模量和残余应力的梯度分布特征, 对含表面梯度强化层的缺口样品的疲劳形核寿命分布及裂纹起源位置进行数值分析. 分析结果表明: 表面强化会增加样品的疲劳形核寿命, 强化层厚度变化会改变裂纹形核位置. 存在临界厚度, 当强化层厚度小于临界厚度, 裂纹形核于强化层与基体的界面; 反之, 形核于强化亚表层或表面. 硬度比增加会导致临界厚度增加, 过大的残余压应力会降低疲劳裂纹形核寿命. 相同名义应力集中系数值(K_t)的样品在同一强化工艺处理后, 其疲劳形核寿命和裂纹起源位置随样品缺口尺寸而改变.

关键词 疲劳模型, 梯度表层, 疲劳寿命, 裂纹起源, 表面处理

PACS: 46.50.+a, 62.20.Mk, 81.40.Np

doi: 10.1360/132013-17

疲劳是机械零件服役过程中最主要的失效形式之一, 提高零件的疲劳可靠性对提高零件的使用经济性与安全性有重要的工程意义.

已有的研究表明材料的疲劳极限随着材料强度的提高而提高^[1,2], 且疲劳起源通常发生在样品的表面, 因此对零件进行表面强化的方法已经被广泛应用以提高零件的疲劳性能^[3-11]. 研究表明经过表面强化处理后的样品的疲劳寿命有明显提高, 而对于疲劳起源的位置则有不同的报导^[4-11]. Shaw 等人^[7]对 C-2000 高温合金喷丸与表面机械研磨样品进行四点

弯曲疲劳试验, 观察到裂纹起源于表面与亚表面. Michal 等人^[8]在渗碳处理的 316L 不锈钢样品中观察到表面起源与内部起源的现象. Zhang 等人^[9]则观察到喷丸后 AZ80 镁合金样品旋弯疲劳起源于 100 μm 以内的样品内部. Oguri^[10]对铝合金进行了 2 种不同喷丸工艺处理, $R=0.1$ 的疲劳试验表明, 普通喷丸样品起源于表面, 而精细颗粒喷丸则起源于内部. Gao^[11]对 7050-T7451 铝合金进行激光冲击与喷丸处理, 旋弯疲劳样品的起源位置在样品的内部.

显然, 对于表面梯度强化样品的疲劳行为应该根

引用格式: 赵思聪, 谢季佳, 武晓雷. 含表面梯度强化层的缺口样品疲劳起源寿命数值分析. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2013, 43: 737-745
Zhao S C, Xie J J, Wu X L. Numerical simulation of fatigue initiation life for notched specimens with gradient surface layer (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2013, 43: 737-745, doi: 10.1360/132013-17

据样品的工艺与受载方式来综合考虑. 通常而言, 表面强化处理会导致样品表面硬度的提高, 同时可能带来残余应力的影响以及表面粗糙度的改变. 在具体零件中, 在承载截面突然改变的位置还常常存在着应力集中. 这些因素都将对零件的疲劳寿命产生影响. 根据 Dowling^[2]的描述, Peterson 和 Neuber 都曾对应力集中位置对应的缺口敏感系数进行过分析, 表明不仅应力集中系数 Kt 的大小而且缺口的尺寸和材料强度都会影响到缺口敏感系数的大小. 但是, 对于表面强化处理后, 表面强化层的特征参数(表面与内部硬度比、梯度层厚度、残余应力峰值)以及外加梯度应力对样品整体寿命的影响, 目前还缺乏定量的分析. 工程中常用的方法是利用梯度层样品的 S-N 曲线来进行疲劳分析, 这种方法没有考虑零件几何形状与梯度强化层之间的内在关联, 在利用标准试样的 S-N 曲线结果来设计零件时可能导致分析的错误, 而且无法对疲劳起源位置进行估计.

本工作针对工程中常见的缺口零件, 以 GH4169 喷丸样品为分析对象, 利用疲劳微观模型对表面强化层中距缺口根部不同距离位置的疲劳形核寿命进行了分析, 获得了寿命分布图. 进一步的探讨了表面梯度强化层特征参数对疲劳起源寿命及起源位置的影响.

1 分析方法与疲劳模型

1.1 分析方法

表面梯度强化样品通常具有梯度特征的硬度分布和残余应力分布. 同时由于弯曲加载, 或是由于零件存在承载面的突然变化, 如缺口或台阶等, 导致在零件距表面不同深度处应力分布也存在梯度. 考虑到以上特点, 如图 1 所示, 利用这些梯度参数, 根据疲劳模型可以对样品距表面不同深度处的局部微区疲劳寿命进行分析, 最终获得 1 个反映样品不同深度位置疲劳寿命变化的寿命分布图. 在这一寿命分布图中, 寿命极小值也就对应于样品的整体疲劳寿命, 而寿命极小值对应的深度就是样品的疲劳起源位置. 由于表面粗糙度可以单独分离出来, 因此在本工作中没有分析表面粗糙度带来的影响.

1.2 疲劳模型

通常的疲劳分析方法是基于样品的 S-N 曲线, 对含表面梯度强化层样品而言, 其 S-N 曲线反映的是梯度层的存在对样品整体疲劳寿命的影响, 无法针对

不同深度处材料的寿命进行分析, 对于疲劳起源位置也无法做出估计.

为了对含表面梯度强化样品不同深度处的疲劳行为进行分析, 必须发展合理的疲劳微观模型. 以便从材料的微力学参数与微结构参数出发, 不借助任何拟合参数来对不同深度位置的材料的疲劳寿命进行估计.

考虑到表面强化后的金属材料的强度虽然相对较高, 但主要变形机制仍以位错机制为主, 因此采用基于位错能量累积导致材料疲劳裂纹形核的 Tanaka-Mura 模型^[12]为基础, 对表面梯度强化样品各深度处的疲劳损伤过程进行分析.

根据 Tanaka-Mura^[12]模型, 在金属材料受循环加载时将在驻留滑移带内产生位错累积, 对应累积的能量每周次是 $2\Delta U$. 随疲劳周次的增加, 位错累积的能量也线性增加. 当累积的能量与材料表面能相当时将产生裂纹形核, 如公式(1)所示:

$$2N_f \Delta U = 4lW_s \Rightarrow N_f = \frac{8\mu W_s}{(\Delta\tau - 2k)^2 (1-\nu)\pi l} \quad (1)$$

这里 W_s 为材料的表面能; μ 为材料的剪切模量; $\Delta\tau$ 为裂纹形核面上的剪应力范围; k 为滑移面上位错的滑移阻力; ν 为泊松比; l 为晶粒尺寸的 1/2; N_f 为疲劳寿命周次. Tanaka-Mura 模型的参数如 W_s , k 等实际直接测量并不容易. 且在模型中反映载荷的参数只有剪切应力范围, 无法给出平均应力或复杂应力条件对寿命的影响. 因此, 根据能量平衡关系对该模型进行改进.

考虑到除了每个疲劳加载周次由位错增殖带来的能量累积, 实际在裂纹形核时还存在弹性应变能的释放. 显然, 较大的拉伸平均应力将带来较大的 I 型与 II 型弹性应变能的释放, 从而对疲劳寿命产生影响. 因此必须将这部分能量加入到能量平衡方程中.

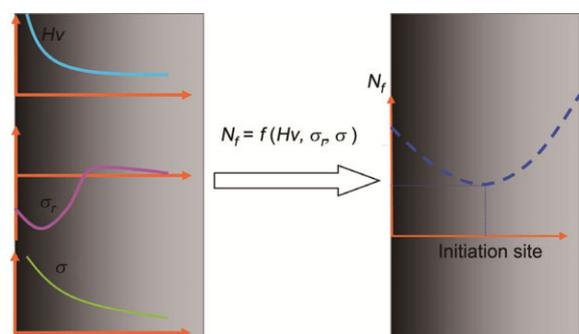


图 1 (网络版彩图)表面梯度强化样品的疲劳分析方法示意图
Figure 1 (Color online) Schematic diagram of fatigue analysis method for gradient surface specimen.

对于平面问题, 得到如下的关系式

$$\frac{(1-\nu)}{2\mu} \int_0^l (K_I^2 + K_{II}^2)_{\max} d2l + 2N_f \Delta U = 4W_s. \quad (2)$$

第1项即是在每一循环周次中, 当连续介质样品中产生一个 $2l$ 长度裂纹时可能的最大弹性应变能释放量. 如果在裂纹面的法向应力为压应力, 则应注意在计算中不存在 I 型的弹性能释放.

考虑到单轴单调拉断的极限情况, 可以对公式(2)中 W_s 进行估计. 由于此时没有随周次的位错能量累积, 第2项为0. 第1项中轴向最大载荷即为材料的断裂强度 σ_{uts} . 又由于对于韧性金属材料, 断裂通常为剪切断裂, 裂纹面沿与主应力轴 45° 方向. 因此由公式(2)可推得

$$\frac{\sigma_{\text{uts}}^2}{2} = \frac{8\mu W_s}{(1-\nu)\pi l}. \quad (3)$$

对于金属材料, 大量的研究表明其疲劳极限与拉伸强度之间存在线性关系^[1,2]. 可以将代表材料疲劳极限的 $2k$ 值用 0.5 倍的 σ_{uts} 替代.

对于梯度强化层材料, 不同深度处强化层材料不易单独剥离, 要获得不同深度处的材料拉伸强度十分困难. 而不同深度处的硬度数据更易于测量, 因此采用

$$\sigma_{\text{uts}} = \frac{Hv}{3}. \quad (4)$$

这样, 对于梯度强化材料, 只需测量硬度随深度的变化就可以通过模型来对不同深度处材料的疲劳寿命进行分析.

此外, 实验结果表明拉压循环加载条件下, 疲劳裂纹的形核通常发生在接近与主应力方向夹角 45° 的方向. 因此, 对单轴疲劳加载的情况, 由公式(2)–(4)可以进一步化简并给出如下形式的疲劳寿命公式:

$$N_f = \begin{cases} \frac{(Hv/3)^2 - \sigma_{\max}^2}{4(\sigma_a - Hv/6)^2}, & \frac{\sigma_m}{\sigma_a} \geq \frac{1-\sqrt{2}}{1+\sqrt{2}}, \\ \frac{2(Hv/3)^2 - \sigma_{\min}^2}{8(\sigma_a - Hv/6)^2}, & \frac{\sigma_m}{\sigma_a} < \frac{1-\sqrt{2}}{1+\sqrt{2}}. \end{cases} \quad (5)$$

在针对梯度强化层的样品分析时, 若局部外加载荷与残余应力的叠加没有超过材料的屈服强度, 则残余应力的作用基本可等同为 1 个平均静载的效果. 虽然真实材料的残余应力可能会随着疲劳周次的增加而松弛, 但对于强度较高的材料, 通常认为这种松弛并不明显^[5]. 因此在分析中将残余应力等同为平均应力的效果.

2 缺口模型与分析参数

2.1 缺口模型

对于含表面梯度层的样品, 根据前面的分析可知, 表面强化、残余压应力等因素都将提高样品的表面抗疲劳能力. 因此, 如果不存在应力梯度, 则表面将比材料内部具有更长的疲劳寿命, 疲劳起源将发生在材料的内部. 而对于存在外载应力梯度的情况, 如: 旋转弯曲加载、孔洞附近应力集中区域, 情况将变的复杂. 以下工作针对缺口附近应力集中区域对含梯度强化层样品疲劳行为的影响进行了模型分析, 给出了梯度强化层参数对整体疲劳寿命和裂纹萌生位置的影响规律.

如图2所示, 考虑2种缺口的情况, 即名义应力集中系数 $Kt=3$ 和 $Kt=5$. 根据单边含 U 型缺口半无限大板应力集中公式^[13]:

$$Kt = 1 + 2\sqrt{a/\rho} \Rightarrow a/\rho = \left(\frac{Kt-1}{2}\right)^2. \quad (6)$$

因此, 对 $Kt=3$, 缺口尺寸比值 $a/\rho=1$; 对 $Kt=5$, 缺口尺寸比值 $a/\rho=4$.

2.2 疲劳寿命与起源位置的量纲分析

影响含梯度强化层的缺口样品疲劳寿命的主要因素有: 缺口应力集中系数 Kt , 缺口曲率半径 ρ , 强化层深度 D , 强化层表层硬度 Hv_s , 基体硬度 Hv_m , 施加载荷的应力幅 σ_a , 残余应力 σ_r . 不同深度 x 处样品微区的疲劳寿命必然是上述影响因素的函数, 得

$$N_f = f(x, Kt, \rho, D, Hv_s, Hv_m, \sigma_a, \sigma_r). \quad (7)$$

注意对 GH4169 样品由喷丸工艺获得的强化层, 不存在杨氏模量与泊松比的变化, 所以以上函数的影响因素中没有弹性参量. 若是模量和泊松比存在梯度分布, 如渗氮工艺, 则这些弹性常数的变化会对缺口

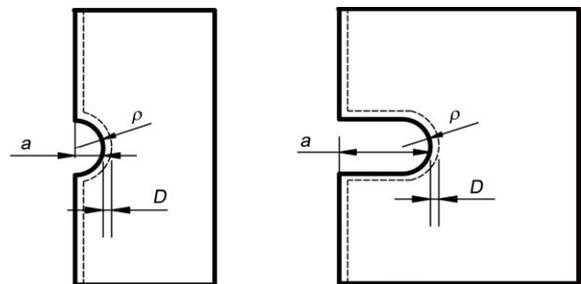


图2 缺口样品示意图. (a) 名义 $Kt=3$; (b) 名义 $Kt=5$
Figure 2 Schematic diagram of notched specimen (a) nominal $Kt=3$; (b) nominal $Kt=5$.

附近的弹性应力场计算产生影响.

选取缺口曲率半径 ρ 和基体硬度 Hv_m 为独立自变量, 则上式的无量纲形式为

$$N_f = f\left(\frac{x}{\rho}, Kt, \frac{D}{\rho}, \frac{Hv_s}{Hv_m}, \frac{\sigma_a}{Hv_m}, \frac{\sigma_r}{Hv_m}\right). \quad (8)$$

同理疲劳裂纹起源位置 x_i 的函数无量纲形式为

$$\frac{x_i}{\rho} = f\left(Kt, \frac{D}{\rho}, \frac{Hv_s}{Hv_m}, \frac{\sigma_a}{Hv_m}, \frac{\sigma_r}{Hv_m}\right). \quad (9)$$

以上量纲分析表明, 对含梯度强化层的样品, 其疲劳寿命随深度、缺口应力集中系数、梯度层厚度、表面与基体硬度比、外载与基体硬度比、残余应力与基体硬度比等参数相关. 因此, 在本工作的后续分析中, 将分别针对梯度层的深度 D/ρ , 硬度比 Hv_s/Hv_m , 残余应力 σ_r 这 3 个参数进行模型的数值分析, 给出由这些参数变化带来的样品疲劳寿命分布的规律性结果. 对于外加应力幅 σ_a , 其大小影响寿命的值而不影响寿命沿深度的分布, 因此只选取了对未处理原始态样品在缺口根部不进入塑性区的最大载荷.

2.3 材料梯度力学性能表征

对于强化层材料的力学性能参量, 根据本工作采用的疲劳模型, 这里主要指的是硬度与弹性模量分布. 前者决定了材料的抗疲劳起源的能力, 而后者则可能带来应力分布的改变.

对于喷丸处理, 由于不改变梯度层的晶体结构与成份, 因此不需要考虑模量带来的影响. 对于硬度分布, 根据实际测量的硬度分布特征, 同时也为了简化计算, 假定硬度呈线性梯度分布, 如图 3 所示.

定义表面与内部硬度比参数 $H = Hv_s/Hv_m$, 则硬度梯度分布的表达式为

$$Hv = \begin{cases} \left[H - \frac{x}{D}(H-1)\right]Hv_m, & x < D, \\ Hv_m, & x \geq D. \end{cases} \quad (10)$$

D 为强化层的厚度, x 为距表层的深度.

在本工作的数值模拟中选取喷丸处理的 GH4169 材料为试验样品, 根据对处理后样品硬度测试的试验结果, 取 H 的值的范围为: 1.08~1.14.

2.4 残余应力场表征

关于喷丸处理带来的残余应力场, 大量实验测试表明残余应力的分布具有相似的特点^[5,6]. 假定残余压应力与梯度强化层具有相同的深度, 基于这个假定, 给定 1 个残余应力场的分布:

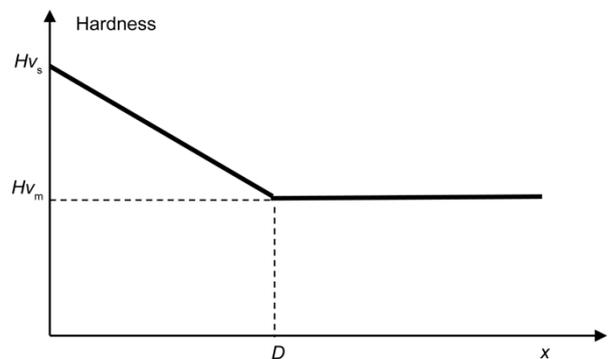


图 3 硬度分布曲线示意图

Figure 3 Schematic diagram of hardness distribution curve.

$$\sigma_R = \sigma_{Rmax} \cos\left[\frac{\pi}{2} \cdot \left(\frac{x-x_c}{D-x_c}\right)\right], \quad x \leq D, \quad (11)$$

σ_{Rmax} 为残余压应力的极值, 在本工作中根据对 GH4169 喷丸样品实验测量的结果, 取 $\sigma_{Rmax} = -400$ MPa, -700 MPa 进行了残余应力对疲劳寿命影响的分析. x_c 为残余压应力最大值所在深度, 根据高玉魁等人^[6]的工作结果, 通常可取 $x_c = 0.25D$.

图 4 为利用公式(11)给出的残余应力分布示意图. 实际中在大于变质层深度的基体中残余应力值会变为拉应力, 但值相对较小, 因此在本文的分析中, 假定在基体中残余应力为 0.

2.5 载荷的梯度分布

对于名义应力集中系数 $Kt=3$ 和 $Kt=5$ 的缺口样品, 利用 Abaqus 有限元软件计算以获得沿缺口根部到样品内部的实际的载荷分布曲线.

针对 GH4169 材料, 应力云图结果如图 5 所示.

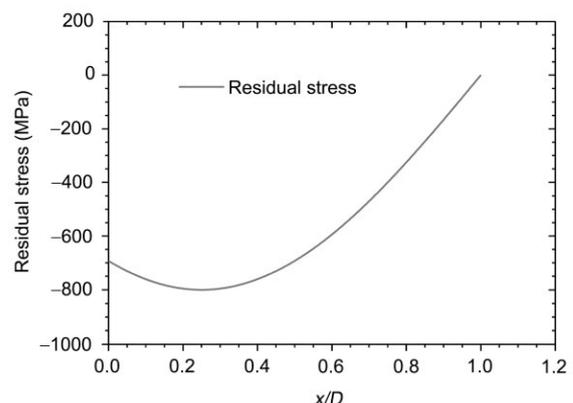


图 4 残余应力分布示意图

Figure 4 Schematic diagram of residual stress distribution.

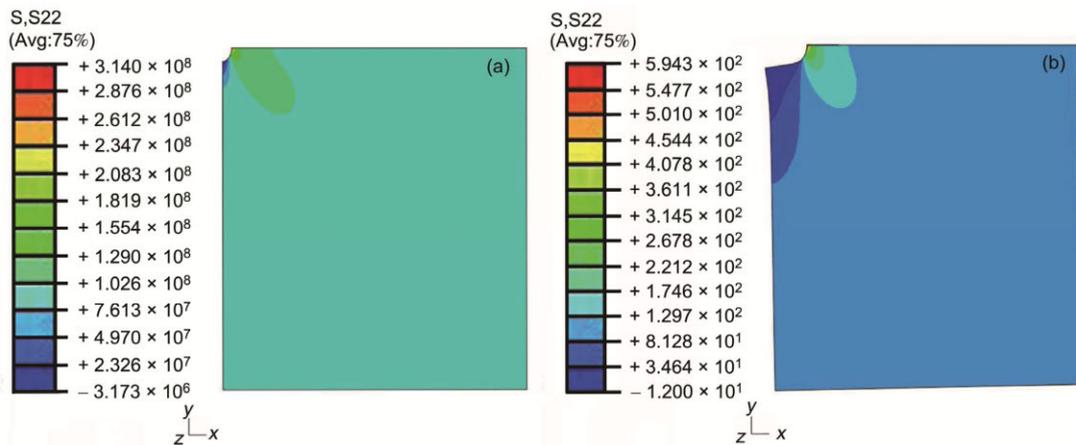


图5 (网络版彩图)缺口试样有限元计算应力云图。(a) 名义 $K_t=3$; (b) 名义 $K_t=5$

Figure 5 (Color online) FEM stress nephogram of notched specimen with different stress concentration factor (a) nominal $K_t=3$; (b) nominal $K_t=5$.

有限元模型宽度是缺口根部半径的 30 倍, 保证模型边界不会对缺口附近的计算结果产生影响。

图 6 给出了 2 种缺口根部强化层不同深度处 K_t 的有限元计算值, 显然在根部计算值与公式(3)给出值会有不同, 分析时以有限元计算值为准。

3 分析结果与讨论

3.1 喷丸强化层厚度对疲劳寿命分布图的影响

图 7 给出了名义 $K_t=3$ 和 $K_t=5$ 2 种缺口样品不同喷丸强化层厚度对应的的疲劳寿命分布图。这里的寿命均以无强化层缺口样品的缺口根部寿命进行了无量纲处理。由图可见, 相比原始未强化样品, 含强

化层的样品疲劳寿命都有所提高。对于这 2 种缺口, 尽管在相同载荷条件下 $K_t=3$ 的寿命将大于 $K_t=5$ 样品的寿命。但在本分析中 $K_t=3$ 样品外载 350 MPa 而 $K_t=5$ 样品取 200 MPa 的情况下, 二者的疲劳寿命随无量纲的深度 x/ρ 的分布规律基本相同。

对于疲劳起源位置, 可以根据寿命分布图中曲线的极小值对应位置来确定。如图 7(e)所示, 在强化层较浅时($D/\rho < 0.05$), 疲劳裂纹起源于样品强化层与基体的界面处。而在强化层较厚时($D/\rho > 0.05$)疲劳裂纹起源于亚表层或样品表面。这一结果表明在硬度比 H 与残余应力固定的情况, 存在 1 个临界强化层厚度, 当强化层厚度超过临界厚度时, 疲劳裂纹起源位置将从界面位置转变为在亚表面或表面萌生。

显然, 表面强化会带来疲劳抗力增加, 从而提高样品整体疲劳寿命, 这一因素对应的特征尺度是强化层厚度。而缺口的存在会在近表层带来应力集中, 导致样品整体疲劳寿命下降, 这一因素对应的特征尺度是缺口半径。这 2 个因素的共同作用是导致疲劳裂纹起源位置变化的直接原因。

根据以上分析, 注意到这些结果中梯度强化层厚度是采用的真实厚度与缺口半径之比的无量纲厚度 D/ρ , 而不是强化层的真实厚度 D 。在实际应用喷丸工艺时, 用相同工艺处理不同缺口半径样品时, 其对应的无量纲厚度 D/ρ 是不同的。这也意味着对于同样的 K_t 值的缺口位置, 同样的喷丸工艺处理, 如果缺口的尺寸 ρ 不同, 则样品的整体寿命与裂纹起源位置是不同的。缺口尺寸越大, 裂纹易于在界面处起源。在零件设计时不能简单采用小尺寸样品的 $S-N$ 曲线。

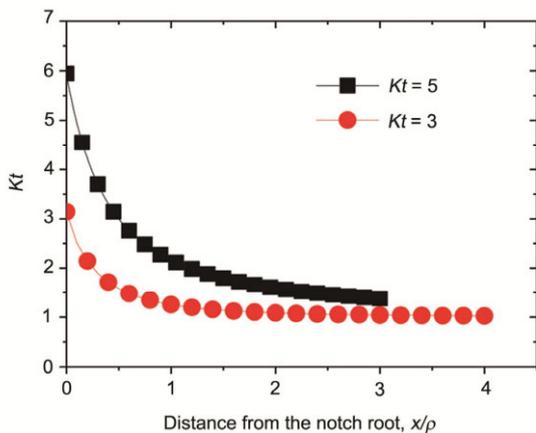


图6 (网络版彩图)距缺口根部不同深度处 K_t 值计算结果
Figure 6 (Color online) Results of K_t for different distances from notch root.

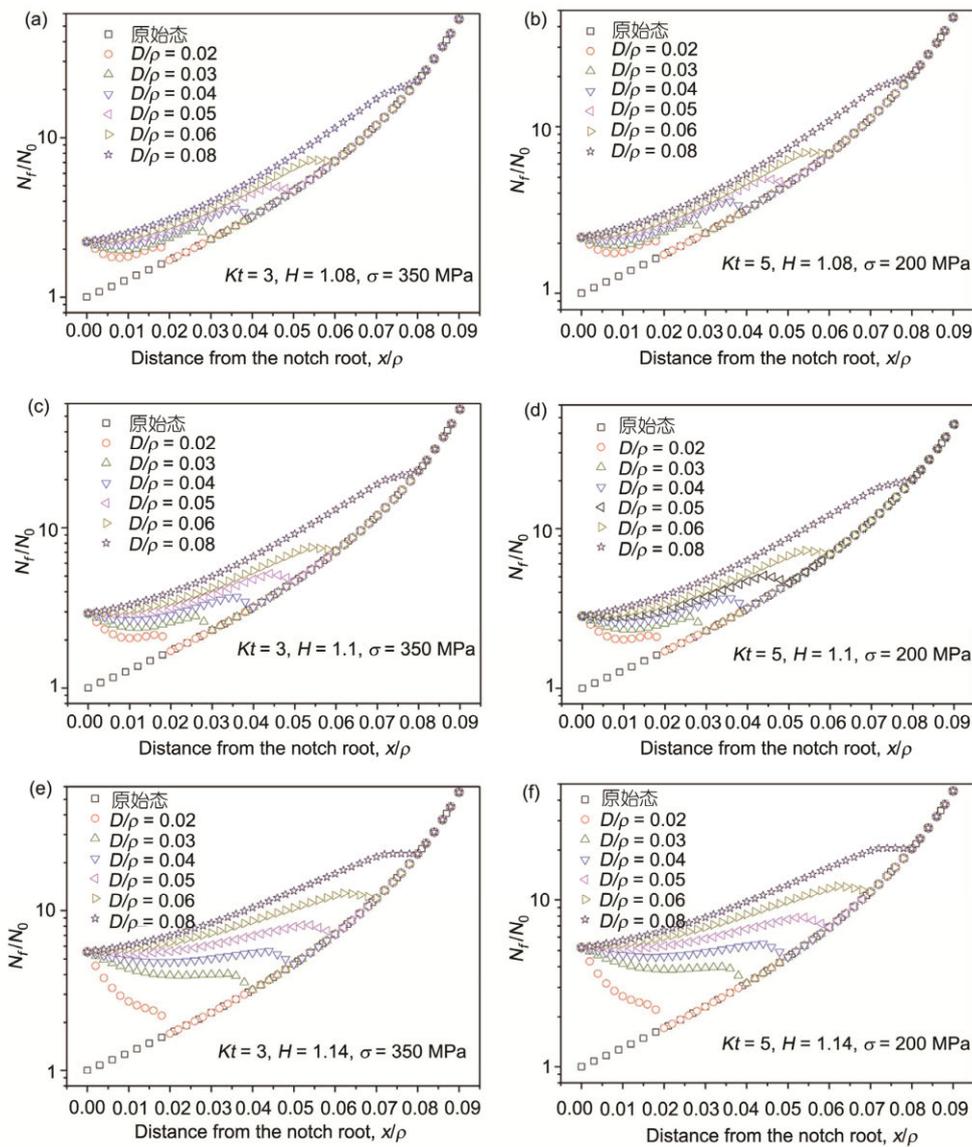


图 7 喷丸强化层厚度对疲劳寿命分布的影响

Figure 7 Influence of thickness of hardened layer by shot peening on fatigue life distribution.

3.2 硬度比 H 变化对寿命分布图的影响(名义 $Kt=3$)

保持强化层厚度不变, 改变表面与内部硬度比 H 对疲劳寿命分布的影响如图 8 所示. 由图可见, 表面硬度与基体硬度之比 H 提高会导致表面梯度强化层寿命的提高.

强化层较浅时, 如图 8(a)所示, 疲劳起源于强化层与基体界面处, 此时 H 提高不会增加样品整体的疲劳寿命. 而对于强化层较深时, 如图 8(c)所示, 在本工作的 H 变化范围内, 疲劳均起源于样品表面, H

提高可以增加样品整体的疲劳寿命. 对比图 8(a), (b) 和(c)可以发现, 随着硬度比 H 从 1.08 增加到 1.14, 决定裂纹起源位置的临界厚度也逐渐从 0.02 增加到 0.06. 因此, 在相同的强化层厚度时, 硬度比提高可能导致疲劳起源位置由表层或亚表层转移到更深的界面位置. 一旦起源位置转移到界面位置, 则进一步提高硬度比不会带来样品整体寿命的提高.

3.3 残余应力对寿命分布图的影响(名义 $Kt=3$)

如图 9 所示, 残余应力峰值由 0 增加到-400 MPa,

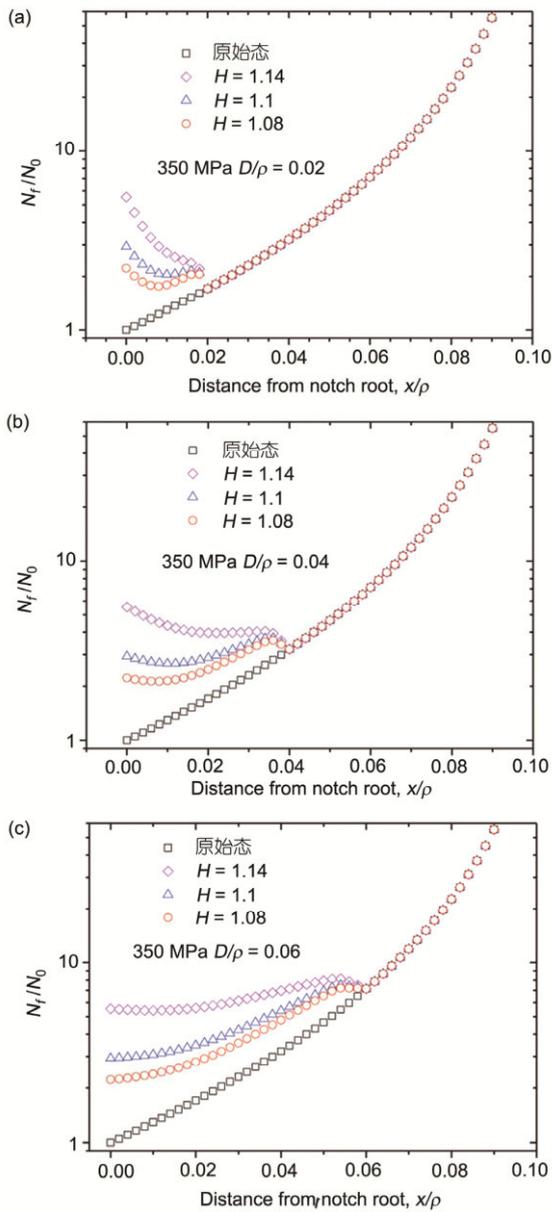


图8 表面与内部硬度比对疲劳寿命的影响

Figure 8 Influence of surface-to-internal hardness ratio on fatigue life distribution.

强化层的疲劳起源寿命会略有增加. 而当峰值继续增加到-700 MPa时, 强化层的疲劳起源寿命会下降. 如图9(a)所示, 对于疲劳裂纹起源于界面的情况, 残余应力的变化对于样品整体寿命没有影响. 而对于疲劳裂纹起源于表面的情况, 如图9(c)所示, 残余应力的变化会导致样品整体寿命的变化. 而这意味着对于强化层较浅时, 由于疲劳起源更易于出现于强化层

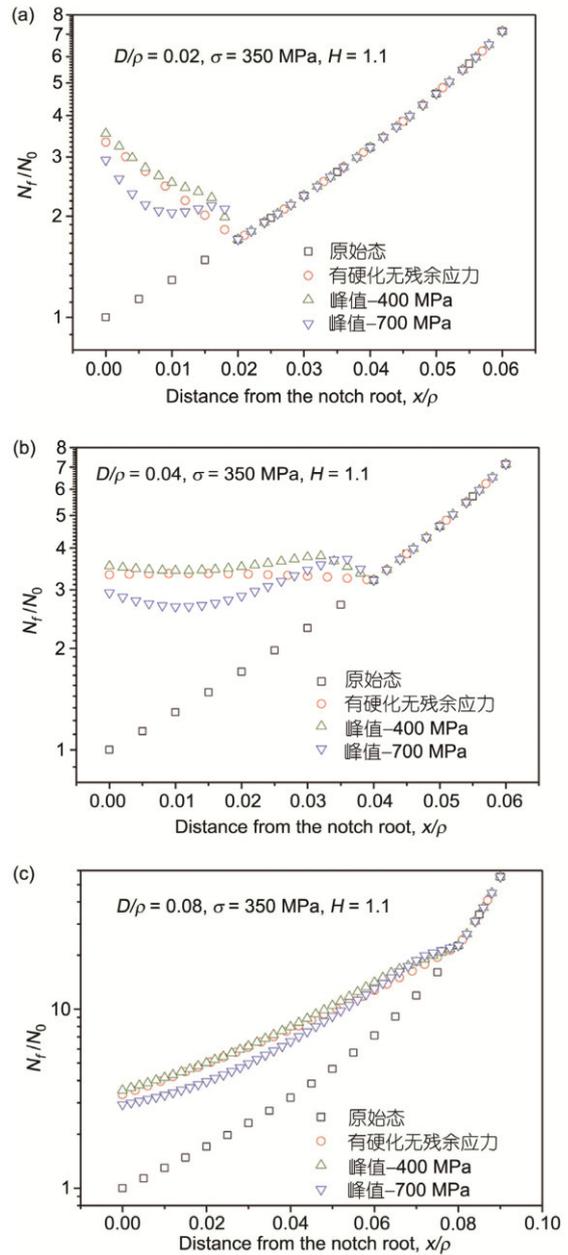


图9 残余应力对寿命分布图的影响(名义 $Kt=3$)

Figure 9 Influence of residual stress on fatigue life distribution.

与基体的界面, 因此残余压应力不影响样品整体的形核寿命.

喷丸处理带来的残余压应力显然会抑制样品疲劳裂纹的 I 型扩展, 因此降低裂纹形核后扩展速率, 进而增加样品的疲劳寿命. 而对于剪切力控制的疲劳裂纹形核过程, 由于平均压应力会增加剪切形核面的 II 型裂纹弹性性能释放, 所以过大的压应力对于

疲劳裂纹形核可能是有害的. 疲劳裂纹的形核寿命与扩展寿命共同构成样品整体的疲劳寿命, 因此残余压应力对于样品整体疲劳寿命的影响究竟如何, 还需要在后续工作中进行深入探讨. 目前在非缺口样品压缩平均应力作用下的疲劳实验还十分缺乏, 在以后的研究中有必要加强相关的机理研究. 来进行疲劳设计.

4 结论

对于表面梯度强化样品, 通过对不同深度处的材料力学性能参数、残余应力参数以及微区载荷条件应用疲劳寿命模型, 可以获得不同深度的疲劳寿命分布, 从而给出样品整体寿命估计以及疲劳起源位置. 进一步对缺口样品的名义 Kt 值、强化层厚度、表面与基体硬度比、残余应力等的数值分析, 可以获得如下主要

结论: (1) 强化处理导致样品疲劳寿命增加. 强化层厚度增加, 会导致裂纹形核位置由界面位置转移到表面或亚表面. 存在临界厚度, 当强化层厚度小于临界厚度, 裂纹形核于强化层与基体的界面. 当强化层厚度大于临界厚度时, 形核于强化亚表层或表面; (2) 硬度比增加会导致临界厚度增加. 当强化层厚度小于临界厚度疲劳裂纹形核于界面时, 增加硬度比对寿命无影响. 当强化层厚度大于临界厚度, 裂纹形核于强化亚表层或表面时, 增加硬度比会提高样品的疲劳寿命; (3) 当疲劳裂纹起源于样品表层或亚表层时, 适当大小的残余压应力可以提高样品的整体疲劳形核寿命, 过大的残余压应力将导致裂纹形核寿命的降低; (4) 对表面强化的零件, 要注意由于零件尺寸带来的影响. 相同名义 Kt 值而尺寸不同的样品在同一强化工艺处理后, 缺口尺寸的大小可能改变裂纹的起源位置, 并导致疲劳寿命的变化.

致谢 北京航空材料研究院赵振业院士、中国科学院力学研究所洪友士研究员提出建议并参与讨论.

参考文献

- 1 Fleck N A, Kang K J, Ashby M F. The cyclic properties of engineering materials. *Acta Metall Mater*, 1994, 42(2): 365–381
- 2 Dowling N E. *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue*. Englewood Cliffs: Prentice hall, 1993. 361–363, 404–407
- 3 Suresh S. *Fatigue of Materials*. New York: Cambridge University Press, 1991. 134–135
- 4 Zhao Z Y. Investigation and development status of the application technology to improve fatigue behavior of high strength alloys (in Chinese). *Eng Sci*, 2005, 7(3): 90–94 [赵振业. 高强度合金抗疲劳应用技术研究与发展. *中国工程科学*, 2005, 7(3): 90–94]
- 5 张定铨, 何家文. 材料中残余应力的 X 射线衍射分析和作用. 西安: 西安交通大学出版社, 1999. 20–35, 225
- 6 Gao Y K. Characteristics of compressive residual stress fields in high-strength steel caused by shot peening (in Chinese). *Heat Treat Metals*, 2003, 28: 42–44 [高玉魁. 高强度钢喷丸强化残余应力场特征. *金属热处理*, 2003, 28: 42–44]
- 7 Shaw L L, Tian J, Ortiz A L, et al. A direct comparison in the fatigue resistance enhanced by surface severe plastic deformation and shot peening in a C-2000 superalloy. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527: 986–994
- 8 Michal G M, Ernst F, Kahn H, et al. Carbon supersaturation due to paraequilibrium carburization: Stainless steels with greatly improved mechanical properties. *Acta Mater*, 2006, 54: 1597–1606
- 9 Zhang P, Lindemann J. Influence of shot peening on high cycle fatigue properties of the high-strength wrought magnesium alloy AZ80. *Scr Mater*, 2005: 485–490
- 10 Oguri K. Fatigue life enhancement of aluminum alloy for aircraft by Fine Particle Shot Peening (FPSP). *J Mater Process Tech*, 2011, 211: 1395–1399
- 11 Gao Y K. Improvement of fatigue property in 7050-T7451 aluminum alloy by laser peening and shot peening. *Mater Sci Eng A*, 2011, 528: 3823–3928
- 12 Tanaka K, Mura T. A dislocation model for fatigue crack initiation. *J Appl Mech*, 1981, 48: 97–103
- 13 航空工业部科学技术委员会. 应力集中系数手册. 北京: 高等教育出版社, 1990. 50

Numerical simulation of fatigue initiation life for notched specimens with gradient surface layer

ZHAO SiCong, XIE JiJia^{*} & WU XiaoLei

State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China

Based on Tanaka & Mura's fatigue model and introduced the elastic strain energy release of the crack initiation, a new fatigue model is proposed for fatigue initiation life under complex loading. Then, with the gradient characteristics of the hardness and residual stress, this new model is used to assess the fatigue life distribution and the crack initiation site for the notched components with a gradient surface layer. The results of numerical simulation indicate that surface hardening treatment increases the fatigue life. And the gradient layer thickness changes the crack initiation site. If the gradient layer thickness is smaller than a critical value, fatigue crack will initiate at the interface of surface and matrix, otherwise at the surface or subsurface. The increase of hardness ratio will lead to an increase of the critical thickness value. Excessive residual compress stress reduces fatigue initiation life. For notched samples with the same stress concentration factor, after the same hardening treatment, the fatigue life and crack initiation site would change with the notch size of the sample.

fatigue model, gradient surface layer, fatigue life, crack initiation, surface treatment

PACS: 46.50.+a, 62.20.Mk, 81.40.Np

doi: 10.1360/132013-17