

特邀综述

# 表面强化后梯度结构与残余应力 对疲劳寿命的影响

李国禄<sup>1</sup>, 李少凡<sup>1</sup>, 董丽虹<sup>2</sup>, 王海斗<sup>2</sup>, 靖建农<sup>3</sup>

(1.河北工业大学, 天津 300401; 2.陆军装甲兵学院, 北京 100072;  
3.哈尔滨工程大学, 哈尔滨 150001)

**摘 要:** 表面强化技术使零件表层结构呈梯度分布并产生较高的残余压应力, 可有效提高零件的使用寿命。近年来, 表层梯度结构与残余应力对零件疲劳寿命的影响机理成为研究热点。综述了梯度结构与残余应力及其松弛对材料疲劳性能影响的新进展。材料经表面强化后, 其表层晶粒明显细化, 尺寸沿深度方向呈梯度分布, 促使裂纹源转移至硬化层内部。残余应力与外力叠加, 降低了零件的实际受力, 从而影响零件的疲劳寿命, 然而目前尚不能从机理层面对其进行揭示。对于残余应力松弛, 目前的主要问题在于松弛模型的建立尚未完善。此外, 在裂纹萌生阶段, 梯度结构与残余应力均对零件疲劳强度有重要的影响, 二者中哪个因素在疲劳过程中起到主导作用还未可知。

**关键词:** 表面强化技术; 梯度结构; 残余应力; 残余应力松弛; 疲劳寿命

**中图分类号:** TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)09-0001-10

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.09.001

## Influence of Gradient Structure and Residual Stress on Fatigue Life after Surface Hardening

LI Guo-lu<sup>1</sup>, LI Shao-fan<sup>1</sup>, DONG Li-hong<sup>2</sup>, WANG Hai-dou<sup>2</sup>, JING Jian-nong<sup>3</sup>

(1.Hebei University of Technology, Tianjin 300401, China; 2.Academy of Armored Forces, Beijing 100072, China;  
3.Harbin Engineering University, Harbin 150001, China)

**ABSTRACT:** Surface hardening technology can make the parts form a surface gradient structure and generate high compressive residual stress, thus effectively improving the service life of parts. In recent years, the influence mechanism of gradient structure and residual stress on the fatigue life of parts has attracted great concern. The new development of the effects of gradient structure, residual stress and relaxation on the fatigue properties of parts was summarized. After the surface hardening, the grains on the material surface were fined obviously and distributed in a gradient form along the depth direction, thus promoting the crack sources to shift to the hardening layer. The superposition of residual stress and external force effectively reduced the actual stress of parts, thus affecting the fatigue life of parts. However, it cannot be revealed from the mechanism level. The main

收稿日期: 2019-05-23; 修订日期: 2019-09-02

Received: 2019-05-23; Revised: 2019-09-02

基金项目: 国家自然科学基金重点项目 (51535011)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China Key Program (51535011)

作者简介: 李国禄 (1966—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为表面工程与摩擦学。

Biography: LI Guo-lu (1966—), Male, Doctor, Professor, Research focus: surface engineering and tribology.

通讯作者: 董丽虹 (1972—), 女, 博士, 副研究员, 主要研究方向为材料无损检测及寿命评估。邮箱: lihong.dong@126.com

Corresponding author: DONG Li-hong (1972—), Male, Doctor, Associate researcher, Research focus: non-destructive testing and life assessment. E-mail: lihong.dong@126.com

problem of residual stress relaxation is that the establishment of relaxation model is imperfect. In addition, during crack initiating, both gradient structure and residual stress have important influence on the fatigue strength of parts. However, which factor plays a leading role in this stage has not been assigned.

**KEY WORDS:** surface hardening technology; gradient structure; residual stress; relaxation of residual stress; fatigue life

疲劳破坏是积累损伤的过程,其力学特征不同于静力破坏。不同之处表现为,在循环应力远小于静强度极限的情况下,破坏就可能发生,且疲劳破坏前,塑性材料有时也不会产生显著残余变形。疲劳过程可以分为三个阶段:裂纹萌生阶段(裂纹形核及微裂纹扩展)、裂纹扩展阶段以及最终断裂。由于表面晶粒中的塑性变形受相邻晶粒的约束少,因此裂纹通常萌生于材料表面。实际应用时,通常会对材料进行表面强化处理。材料经表面强化后,其显微组织将沿层深呈梯度分布。其中,热处理法主要改善表层组织分布;喷丸等机械强化手段则使材料表面发生塑性变形。二者的共同点是:表层及次表层晶粒均获得不同程度细化,引入了较高的残余压应力,并抵消了外部拉应力,以此提高材料疲劳强度<sup>[1-2]</sup>。

过去,已有大量研究人员对材料表面强化产生的梯度结构与残余应力对疲劳过程的影响进行了研究。但仍然无法明确指出梯度结构与残余应力具体哪个因素在疲劳过程中起到主导作用。如 Zhang 等<sup>[3]</sup>对车轴钢感应淬火后的疲劳裂纹扩展行为进行了实验研究,认为在高周疲劳下,寿命的提高归结于残余压应力对裂纹萌生及扩展的抑制作用。然而,张伟等<sup>[4]</sup>通过研究喷丸强化对 ZK60 镁合金疲劳性能的影响发现,喷丸试样较未喷丸试样疲劳寿命提高了 36%。认为这主要是由于喷丸区的晶粒得到细化,进而提高了合金的表面完整性,使裂纹源转移至强化层内。基于此,本文将对表面强化后,呈梯度的显微结构与残余应力对材料疲劳过程的影响进行综述。

## 1 梯度结构对疲劳强度的影响

材料经表面强化处理后,其表层晶粒将得到细化,同时表层材料的硬度与强度提高,并保留内部的高塑性与延展性,材料的疲劳强度与耐磨性得到有效改善。而表面到内部的显微结构尺寸梯度分布将影响材料的硬度、强度等力学参数,使其疲劳分析变得更为复杂,因此表层梯度结构成为科研工作者的重点研究对象。

图 1 为 C-2000 镍基合金经表面剧烈塑性变形( $S^2PD$ )、喷丸( $SP$ )与初始状态的硬度对比曲线。可以看出,经表面强化处理的材料存在硬度梯度,硬度最大值出现在表面,约为基体的 2.25 倍。两种强化方式形成的梯度层厚度分别为 220  $\mu m$  与 660  $\mu m$ ,存在显著差异<sup>[5]</sup>。

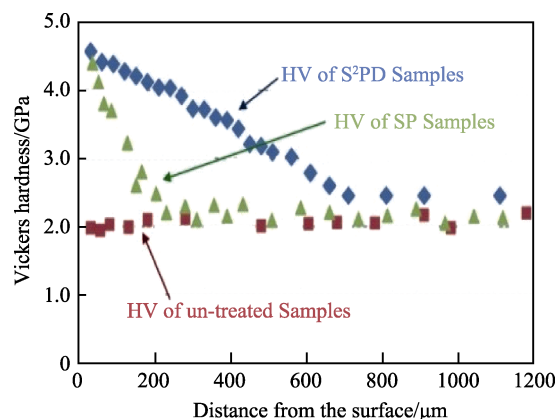


图 1 初始状态与经表面剧烈塑性变形( $S^2PD$ )和喷丸( $SP$ )后的 C-2000 镍基合金的维氏硬度沿深度方向的分布<sup>[5]</sup>

Fig.1 Distribution of Vickers hardness of C-2000 nickel-based alloy along the depth direction at initial state and after severe plastic deformation ( $S^2PD$ ) and shot peening ( $SP$ )<sup>[5]</sup>

根据经典的霍尔-佩奇公式(式(1)),细化晶粒可以有效提高材料的屈服强度。张诗佳<sup>[6]</sup>对诸多文献中的疲劳数据进行了统计,最终得到了疲劳极限  $\sigma_f$  与屈服强度  $\sigma_b$  的关系曲线,如图 2 所示。因此,降低晶粒尺寸可以有效提高材料的疲劳强度。

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

式中,  $\sigma_y$  表示材料屈服强度;  $\sigma_0$  表示移动单个位错时产生的晶格阻力;  $k_y$  为材料常数;  $d$  为晶粒尺寸。

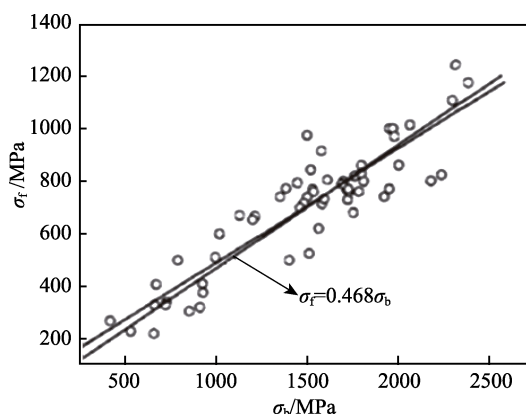


图 2 疲劳极限与屈服强度的关系<sup>[6]</sup>

Fig.2 Relationship between fatigue limit and yield strength<sup>[6]</sup>

Shimamura 等<sup>[7]</sup>利用超声扭转疲劳试验机对比研究了非渗碳与渗碳后 SCM420H 的高周疲劳强度。结果表明,循环周次为  $10^9$  时,渗碳件的疲劳强度为

720~800 MPa, 非渗碳件为 430~460 MPa。李卫等<sup>[8]</sup>研究了喷丸强化、二次喷丸强化对 TC11 钛合金试样残余应力、疲劳性能的影响, 结果如图 3 所示。试样喷丸后, 其疲劳强度提高了 12.5%; 经二次喷丸, TC11 钛合金的疲劳强度在一次喷丸基础上提高了 5.5%。二次喷丸提高钛合金疲劳强度的主要机制为, 降低了试样表面粗糙度, 细化了表层组织。

Zhao 等人<sup>[9]</sup>通过超声波冲击轧制工艺 (UIRP) 获得了表层呈梯度结构的 Ti 合金, 研究了梯度结构

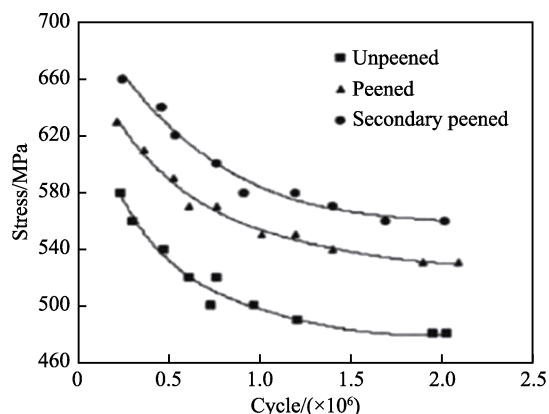
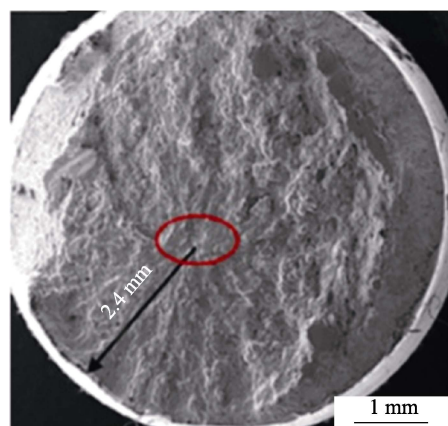


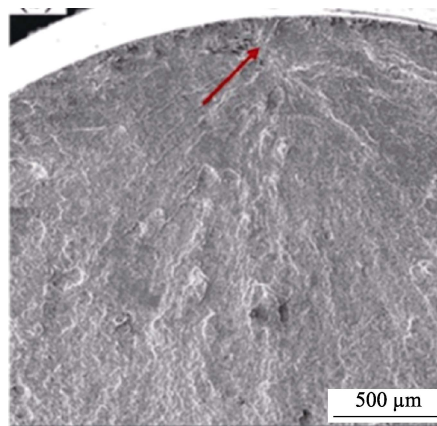
图 3 不同喷丸状态下试样的 S-N 曲线<sup>[8]</sup>  
Fig.3 S-N curves of specimens under different shot peening states<sup>[8]</sup>

对疲劳性能的影响。结果表明, 表面处理的 Ti 合金的裂纹源位于硬化层内部, 而未处理的 Ti 合金裂纹源则位于表层或亚表层, 如图 4 所示。其裂纹萌生期占整个疲劳过程的 70%~80%, 材料疲劳强度提高了 19.3%。Wang 等人<sup>[10]</sup>采用表面纳米化改性技术 (SNC) 在工业纯钛表层制备了梯度纳米结构 (NG) 的强化层 (如图 5 所示), 并对其双轴疲劳特性进行了研究。结果表明, 经 SNC 处理后, 钛的疲劳裂纹萌生机理由滑移带裂纹和晶界裂纹转变为剪切带裂纹, 这也解释了表面梯度层对裂纹萌生的延缓作用。罗庆洪等<sup>[11]</sup>研究了表面超硬化 (渗碳钢进行复合渗氮处理) 对 M50NiL 钢接触疲劳寿命的影响。结果表明, 由于高表面硬度以及良好的表层梯度结构, 抑制了表面起始裂纹的形成, 减小了最大动态剪切应力值, 进而延长了裂纹起始寿命。

文献[12]分别对中碳钢感应淬火后的硬化层材料及基体材料的裂纹萌生及扩展进行了研究。结果表明, 裂纹在硬化层材料中的萌生时间要晚于基体中的裂纹萌生时间, 如图 6 所示。裂纹在硬化层的扩展速率要略高于在基体的扩展速率, 如图 7 所示。作者认为, 表层梯度结构对疲劳过程的影响主要体现在裂纹萌生阶段。T. Roland 等<sup>[13]</sup>研究了表面机械强化的不锈钢的裂纹萌生及扩展行为, 发现表层细晶粒结构主



a 经轧制工艺(UIRP)处理的样品



b 原始样本

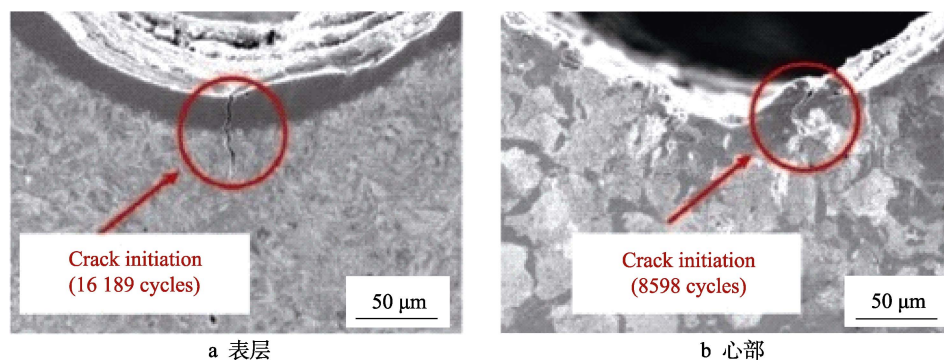
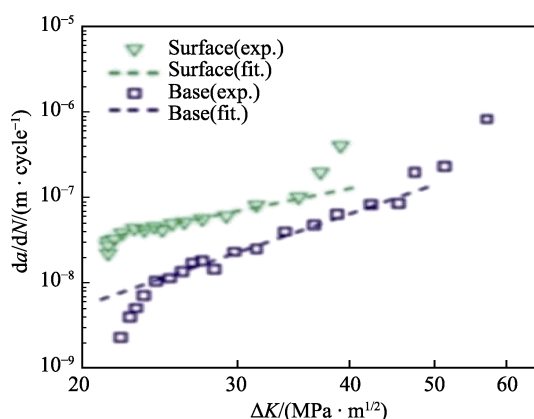
图 4 Ti 合金断口 SEM 图像<sup>[9]</sup>

Fig.4 SEM observations of fracture morphology of Ti alloy<sup>[9]</sup>: a) sample treated by UIRP; b) original sample



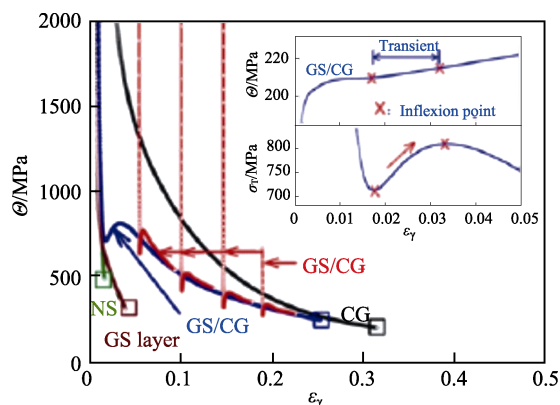
图 5 工业纯钛经 SNC 处理后组织沿深度的分布图<sup>[10]</sup>

Fig.5 Distribution map of microstructure of industrial pure Ti after SNC<sup>[10]</sup>

图6 裂纹萌生 SEM 图<sup>[12]</sup>Fig.6 SEM images for the initiation of a fatigue crack<sup>[12]</sup>: a) surface layer; b) core layer图7 硬化层材料与基体的  $da/dN-\Delta K$  曲线<sup>[12]</sup>Fig.7  $da/dN-\Delta K$  curves of hardening layer material and base (core) material<sup>[12]</sup>

要起阻碍位错运动、延缓裂纹萌生的作用；而在裂纹扩展阶段，表层结构几乎没有增益作用。

Yin 等<sup>[14]</sup>通过冷轧与热处理，获得了不同晶粒大小的 2524 工业铝合金，并对其进行了裂纹扩展研究。研究发现，细晶粒区的裂纹扩展速率高于粗晶粒区，并且在低应力场强度因子下，粗晶粒铝合金的裂纹闭合水平高于细晶粒铝合金。然而，当硬化梯度层与心部材料结合到一起时，将呈现特殊的应变硬化行为<sup>[15]</sup>（如图 8 所示）。造成这种现象的原因是，由于心部与硬化层的泊松比不匹配，即使在单轴载荷作用下，

图8 应变-硬化率曲线<sup>[15]</sup>Fig.8 Curves of strain hardening rate and true strain<sup>[15]</sup>

也可能存在多轴应力。因此，与相同加载条件下未处理试件相比，在试件表面硬化层中存在更高的剪应力<sup>[16-17]</sup>，同时，多轴应力所产生的滑移系更多，这也就导致了更多位错缠结，造成额外的应变硬化<sup>[8]</sup>。此外，表层的细晶可以延缓裂纹萌生，心部的粗晶可以降低裂纹扩展速率。

Dai<sup>[18]</sup>和 Shaw<sup>[5]</sup>对表面纳米化硬化处理的镍合金进行了疲劳数值模拟，发现纳米晶表面层和加工硬化表面区域是提高疲劳极限的主要因素，而残余应力的增益作用相对较小。

综上所述，材料经表面处理，表层将呈现出梯度微结构，其表层硬度与强度明显提高。随着深度增加，晶粒尺寸逐渐增大为心部基体的尺寸。高表面硬度以及良好的表层梯度结构可阻碍位错运动，延缓裂纹萌生，抑制表面起始裂纹的形成，减小最大动态剪切应力值，提高材料疲劳强度<sup>[19]</sup>。在裂纹扩展阶段，此种结构将会导致裂纹扩展速率增大，加速断裂。

## 2 残余应力及其对疲劳强度的影响

残余应力作为表面完整性的重要参数之一，与各种成形制备技术密切相关，对工程结构的影响始终受到高度重视。残余应力又可以分为宏观残余应力、微观残余应力、点阵畸变三类，目前常用的残余应力检测手段所测得的残余应力多为宏观残余应力，其与外加载荷产生的应力具有相同的意义。

对于服役过程中的零部件，其将对外加载荷引起的应力分布与残余应力分布之和作出响应<sup>[20]</sup>，如式(2)所示。

$$\sigma = \sigma_{\text{externalload}} + \sigma_{\text{residual}} \quad (2)$$

当施加循环疲劳载荷时，材料外加载荷  $\sigma_{\text{externalload}}$  是包括某个应力幅值 ( $\sigma_a$ ) 和平均应力 ( $\sigma_m$ ) 的循环应力，残余应力的存在，将改变零件平均应力，如式(3)、式(4)所示：

$$\sigma_a = \sigma_{a,\text{externalload}} \quad (3)$$

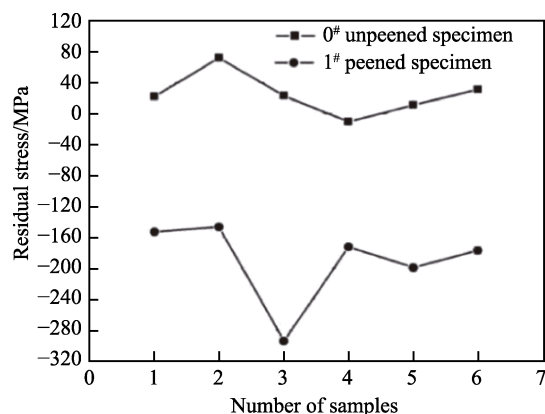
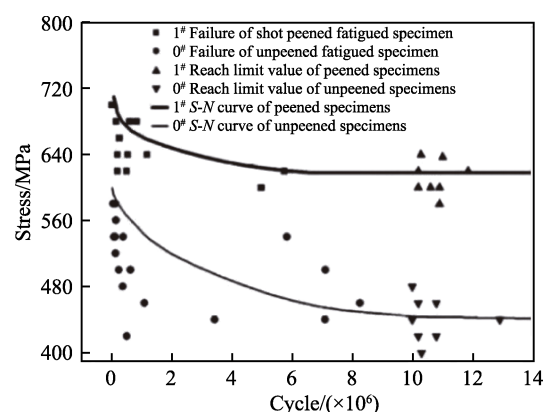
$$\sigma_m = \sigma_{m,\text{externalload}} + \sigma_{\text{residual}} \quad (4)$$

由式(4)可以看出，残余应力并不会改变应力幅，因此表面仍会发生循环滑移，使微裂纹形核，但只要

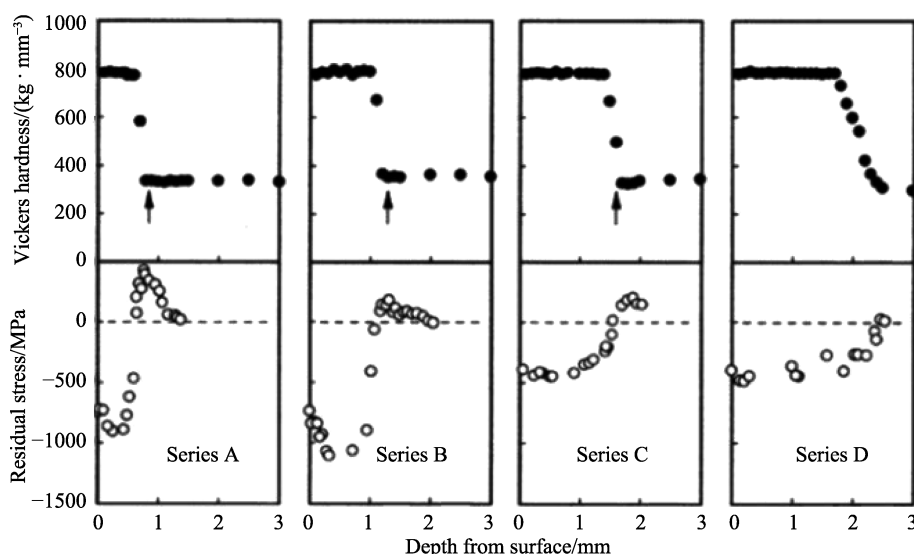
微裂纹在应力峰值下无法张开,微裂纹就不会发生扩展。若包含了残余应力的应力峰值为拉应力,微裂纹仍可能会发生扩展,但其扩展速率会因较低的应力峰值而减小。此外,残余压应力场的存在同样会使试样实际承受的应力场强度因子下降,延缓裂纹萌生及扩展<sup>[21]</sup>。有文献指出<sup>[22-23]</sup>,高周疲劳下,表面残余压应力使裂纹源移动到试样内部,甚至可能进入表面硬化层下面的拉伸残余应力区域。

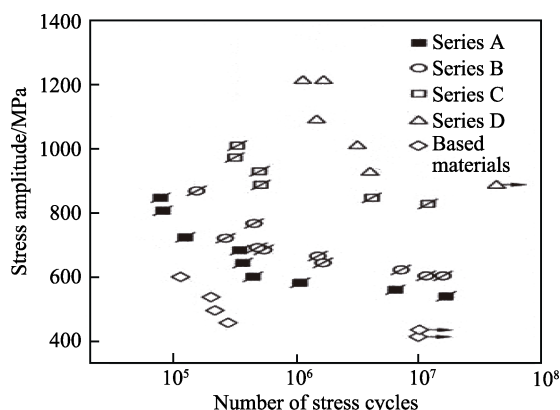
目前对于残余应力的研究工作基本按照采用“某种残余应力测试方法—获得残余应力的分布特征—评价其对结构零件的影响”这一思路开展。其中,揭示残余应力性质、大小以及沿表面深度的变化规律是研究工作的核心。如: Cao 等<sup>[24]</sup>研究了残余应力及显微组织对感应淬火 GCr15 摩擦学性能的影响,通过对磨损表面和磨屑的分析表明,硬化层的压缩应力对耐磨性有显著的正影响,而拉伸应力对耐磨性有负影响。Savarina 等<sup>[25]</sup>提出了一种考虑残余应力、微观结构、表面粗糙度的适用于各种复杂零件的三维疲劳模型,并对航空感应淬火齿轮的弯曲疲劳极限进行了预测。结果表明,如不考虑残余应力,其预测结果将偏高。严振等<sup>[26]</sup>研究了喷丸残余应力对 TC11 钛合金疲劳寿命的影响。结果表明,喷丸后,材料表面将形成明显的残余压应力场及硬化层(如图 9),其疲劳强度提高了 37.6%。由图 10 可以看出,残余应力的大小及性质对于零部件的使用寿命及其预估均有着极为重要的影响。

尹瀛月等<sup>[27]</sup>研究了感应加热淬火工艺对 45 钢销轴残余应力分布和疲劳性能的影响。结果表明,硬化层的残余应力分布主要以压应力为主,其值随深度增大,先减小后增大,同时当有效硬化层深度从 0.629 mm 增大到 0.899 mm 时,其疲劳强度提升 8.7%。Komotori 等<sup>[28]</sup>对 4 种淬硬层深度试样进行了疲劳试验,图 11 为 4 种试样沿深度方向的硬度与残余应力分布,其硬

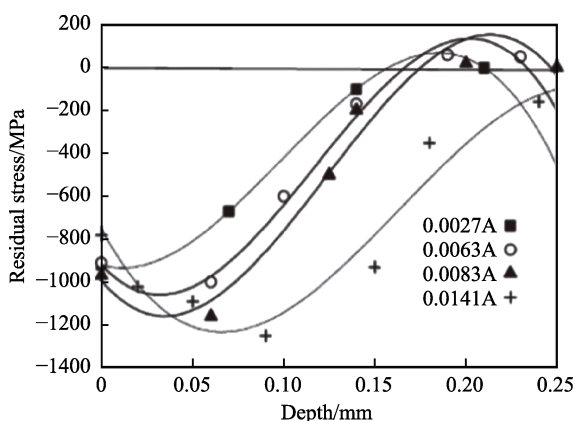
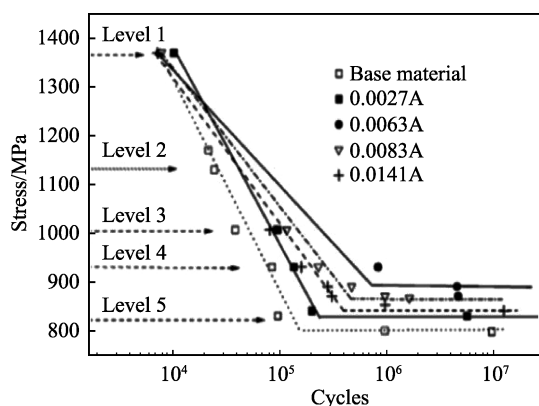
图 9 试样表面残余应力<sup>[26]</sup>Fig.9 Residual stress of sample surface<sup>[26]</sup>图 10 S-N 曲线<sup>[26]</sup>Fig.10 Curves of S-N<sup>[26]</sup>

化层深度分别为: 0.7、1.0、1.5、1.8 mm, 箭头所指为裂纹萌生部位(最大残余拉应力部位)。图 12 为 5 种试样的疲劳 S-N 曲线。结果表明, 试样 A、B、C 淬硬层中的最大残余压应力均要高于试样 D, 疲劳强度随淬硬层深度增加而提高。S. Farfan 等<sup>[29]</sup>研究了渗碳层深度对材料疲劳性能的影响, 发现渗碳层越深, 材料的疲劳性能越好。

图 11 维氏硬度与残余应力分布<sup>[28]</sup>Fig.11 Distribution of Vickers hardness and residual stress<sup>[28]</sup>

图 12 S-N 曲线<sup>[28]</sup>Fig.12 Curves of S-N<sup>[28]</sup>

Torres 等<sup>[19]</sup>研究了喷丸工艺参数对 AISI 4340 钢的疲劳寿命增益,由 4 种喷丸强度所产生的残余应力场(图 13)及疲劳 S-N 曲线(图 14)可以看出,其结果与 Komotori、Farfan 的结果略有不同:最佳的喷丸强度与硬化层深度没有直接关系,而是取决于残余压应力区稳定性、表面条件及裂纹源位置。

图 13 残余压应力分布<sup>[19]</sup>Fig.13 Distribution of compressive residual stress field (CRSF)<sup>[19]</sup>图 14 基材与喷丸试样 S-N 曲线对比<sup>[19]</sup>Fig.14 S-N comparative curves of the base materials and shot peening samples<sup>[19]</sup>

综上所述,材料经表面强化后其表层为残余压应力,最大残余压应力出现在硬化层内部。对于服役时

受拉应力的零件,表面强化所产生的残余压应力将与机械载荷产生的外加应力相叠加,降低零件的实际受力,提高零件的使用寿命。然而表面强化所产生的残余压应力并非越高越好,还需要考虑硬化层深度(残余压应力区)、表面条件以及裂纹源位置等因素<sup>[30]</sup>。目前,多数工作都是通过实验的方法,定性地说由于表层残余压应力的存在,材料经表面强化后的使用性能高于强化前,不能从机理层面揭示残余应力对疲劳寿命的影响<sup>[31]</sup>。此外,梯度结构与残余应力均促使裂纹源转移至内部,延缓裂纹萌生,但是哪个因素起到主导作用,目前为止还不能很好地解释,这是由于残余应力对疲劳的影响很难与其他参数(如载荷、表面粗糙度、几何形状和微观结构)分离<sup>[32]</sup>。

### 3 疲劳过程中的残余应力松弛规律

零件服役过程中,当残余应力与机械载荷产生的外加应力之和超过材料的屈服条件时,会发生亚稳点阵缺陷的消除、位错重排和亚晶粒生长,残余应力不可避免地会发生松弛并重新分布<sup>[31-34]</sup>,降低残余应力对疲劳的增益作用。此外,即使机械载荷循环不会引起宏观塑性变形,重复的疲劳循环也可能导致残余应力松弛<sup>[35]</sup>,这一课题在文献中得到了广泛的关注,特别是对于常规钢、不锈钢以及钛合金<sup>[36]</sup>。文献<sup>[37]</sup>研究了厚壁空心件经感应加热处理后,其残余应力对高周疲劳的影响。结果表明,在疲劳寿命计算中,如不考虑残余应力松弛,结果将偏高。

宏观上,残余应力松弛取决于诸多因素<sup>[38]</sup>:初始残余应力分布,疲劳应力幅值、平均应力和循环次数,材料性能及表面强化工艺参数。近年来,制造领域对残余应力释放问题研究热度增高,研究多集中于表面强化工艺产生的残余应力稳定性及其对材料疲劳性能的影响。如 Xian 等<sup>[39]</sup>使用激光喷丸在钛合金表面引入梯度残余应力,对比研究了不同喷丸温度所产生的残余应力松弛及其对材料疲劳性能的影响。由图 15 可以看出,高温喷丸(WLP)在疲劳循环 10 周次后,残余应力松弛幅度约为 66%;而室温喷丸(RT-LP)的松弛幅度高达 91%。这是由于高温激光喷丸会产生严重的塑性变形导致位错密度增加,循环滑移阻力增大,残余应力松弛困难。根据图 16 可知,残余应力越稳定,材料疲劳寿命越高。

Lu 等人<sup>[40]</sup>建立了残余应力松弛模型。结果表明,循环软化材料在疲劳载荷下,其残余应力的松弛随着循环应力幅值的增大和循环次数的增加而增大,而循环硬化材料的残余应力松弛主要发生在前几个疲劳周期。这是因为循环硬化材料的屈服强度随着加载周期的增加而增加,循环软化材料与之相反。Kodama<sup>[41]</sup>研究了退火碳钢喷丸处理后,单轴循环加载下表面残余应力的演变规律,提出残余应力减小与循环次数的

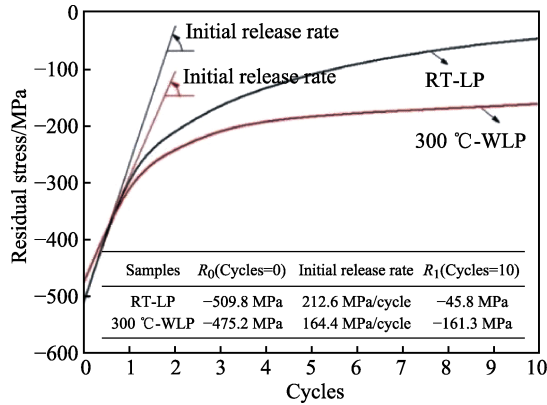


图 15 RT-LPed 与 300 °C-WLPed 试样不同循环周次下的最大残余压应力曲线<sup>[39]</sup>

Fig.15 Maximum CRS as a function of cycle numbers in RT-LPed and 300 °C-WLPed specimens<sup>[39]</sup>

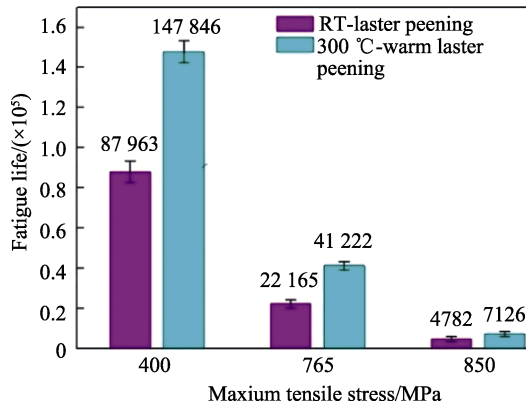


图 16 不同应力水平下 RT-LPed 与 300 °C-WLPed 试样疲劳寿命<sup>[39]</sup>

Fig.16 Fatigue life of RT-LPed and 300 °C-WLPed specimens under different tensile stress<sup>[39]</sup>

对数呈线性关系。结果表明,残余应力松弛主要发生在第一个负载循环,松弛幅度为 50%,然而当第一个负载循环下残余应力松弛小于 50%时,此模型不成立。基于此, Kim 等<sup>[42]</sup>给出了中碳钢喷丸件在旋转弯曲疲劳过程中的残余应力松弛模型,如式(5)所示,该模型仅适用于高周疲劳。低周疲劳下,由于材料屈服强度附近的高应力幅值加速残余应力弛豫速率,导致模型计算值高于实际残余压应力值。

$$\sigma^{\text{rs}}(\sigma_a, N) = (1.50\sigma_r - 2.75\sigma_a) + (-0.75\sigma_r + 0.91\sigma_a) \log N \quad (5)$$

式中:  $\sigma_r$  为材料屈服强度;  $\sigma_a$  为疲劳载荷;  $N$  为循环周次。

Zhou 等<sup>[43]</sup>通过实验与有限元法相结合,得到了激光冲击产生的残余应力热松弛模型,如式(6)所示,模型计算值与实验所得结果吻合度较高。

$$\log \ln(\sigma_0^{\text{rs}} / \sigma^{\text{rs}}) = l \log t_a + l \log D \quad (6)$$

其中:

$$\log t_a = \left( \log E + \frac{C}{l} \right) + \frac{\Delta H}{\ln 10 \cdot k T_a} \quad (7)$$

$$D = E \exp[-\Delta H / (k T_a)] \quad (8)$$

式中:  $\sigma_0^{\text{rs}}$  为初始残余应力,  $\sigma^{\text{rs}}$  为在  $t_a$  时刻、 $T_a$  温度下的残余应力,  $E$  为常数,  $\Delta H$  为考虑  $t_a$  与  $T_a$  下的激活能,  $k$  为玻尔兹曼常数。

综上所述,目前对于残余应力松弛的研究主要集中在由表面机械强化技术所处理的零件,多是针对裂纹萌生及其之前阶段发生的应力松弛进行的研究,该过程可以分为静态松弛过程与循环松弛过程<sup>[44]</sup>。其中,大部分的松弛属于静态松弛过程,即疲劳初期;循环松弛过程中产生的松弛量很小。针对上述现象,可根据包辛格效应进行解释<sup>[38]</sup>,如图 17 所示。随疲劳的进行,产生了加工硬化,导致整体屈服强度增大,但是其表层疲劳强度实际上反而下降,因此初始残余压应力的周期性松弛倾向较大。然而,对于表面热处理零件的残余应力松弛规律的研究较为少见。

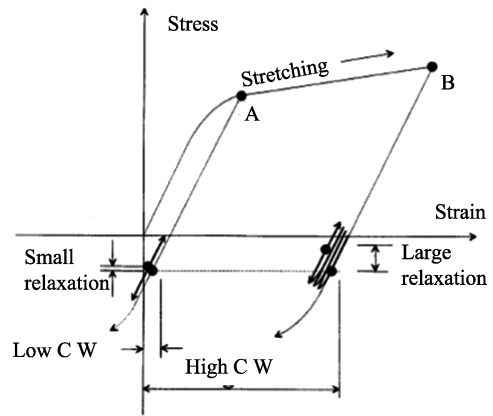


图 17 冷做功对残余应力松弛的影响<sup>[38]</sup>

Fig.17 Effect of cold work on residual stress relaxation<sup>[38]</sup>

此外,在裂纹扩展阶段,裂纹尖端的残余应力场是控制裂纹扩展速率的主要因素之一<sup>[45-46]</sup>。其通过降低疲劳循环过程中的平均应力,阻碍裂纹的扩展。目前,对裂纹尖端残余应力分布变化的分析方法研究较少。经验公式法(EFM)是分析裂纹尖端残余应力分布最常用的方法之一<sup>[47-48]</sup>。Zhu 等<sup>[49]</sup>研究了疲劳裂纹扩展过程中的残余应力分布,根据空洞长大理论提出了一种残余应力建模方法,如式(9)。最后,验证了优化分析方法对裂纹扩展的可行性和预测精度。

$$\sigma_{\text{res}}(x) = \sigma_{\text{res0}}(x) + \sigma_{\text{resc}}(x) \quad (9)$$

式中,  $\sigma_{\text{res0}}(x)$  为初始残余应力分布,  $\sigma_{\text{resc}}(x)$  为裂纹扩展引起的残余应力变化量,其计算方式为根据式(10)、式(11)计算应变变量。

$$\varepsilon_{xx}(\xi) = \frac{C_1}{R} \cdot \sigma_{\text{max}} \cdot \int_{N_1}^{N_2} \frac{[(P\sigma_a^m N + 1)R + \xi(i)]}{\sqrt{2(P\sigma_a^m N + 1)R\xi(i) + \xi^2(i)}} dt \quad (10)$$

式中,  $\varepsilon_{xx}(\xi)$  为  $\xi$  点处  $x$  方向上的应变;  $\xi$  为裂纹扩展方向上的点距离裂纹根部的距离;  $C_1$  为常数;  $P$  为空洞成核因子;  $N$  为加载周次;  $R$  为腔体半径;  $i$  为加载时间;  $\sigma_{\text{max}}$  为裂纹尖端最大应力。

$$\varepsilon_{yy} = \frac{\sin \frac{\theta}{2} \cdot \left( 4 - 4\nu - 2\cos^2 \frac{\theta}{2} \right)}{\cos \frac{\theta}{2} \cdot \left( 4 - 4\nu + 2\sin^2 \frac{\theta}{2} \right)} \cdot \varepsilon_{xx} \quad (11)$$

式中,  $\theta$  为  $y$  轴与裂纹扩展方向的夹角;  $\varepsilon_{yy}$  为  $y$  方向上的应变。

综上所述, 残余应力及其松弛对疲劳裂纹萌生和扩展的影响评估, 成为构件设计和寿命管理的一个重要方面。然而, 目前为止, 还没有松弛模型对疲劳过程中的松弛现象进行准确描述<sup>[50]</sup>。这主要是由于, 实验测得的残余应力具有较高的离散性与较低的重现性, 其松弛规律受诸多环境因素的综合影响。而有限元计算则可以有效避免这些外部因素, 已有文献证明了有限元模拟在表面硬化材料的疲劳计算中的应用价值以及经济价值<sup>[51]</sup>, 它可以更准确地模拟零件的实际服役状态, 更有效地对表层的应变硬化行为进行表征。

如 You 等<sup>[51]</sup>使用有限元法研究了低压汽轮机材料 FV448 喷丸后, 低周疲劳状态下的残余应力松弛行为, 其结果与实验所得数据有较好的一致性。Liu 等<sup>[52]</sup>使用内聚力模型 (如图 18) 对喷丸试样的残余应力松弛行为进行了有限元计算, 对比研究了疲劳裂

纹萌生前后的残余应力松弛情况。由图 19 可以看出, 裂纹萌生前, 随循环次数增大, 强化层内的残余压应力呈非线性下降; 而当裂纹萌生后, 其残余应力分布发生较大改变, 预制裂纹深度范围内的残余应力值为零, 且随循环次数增大, 残余压应力呈非线性增大的趋势, 文中并未对此现象做出解释, 但通过此现象可以对零件所处的疲劳状态进行判断。

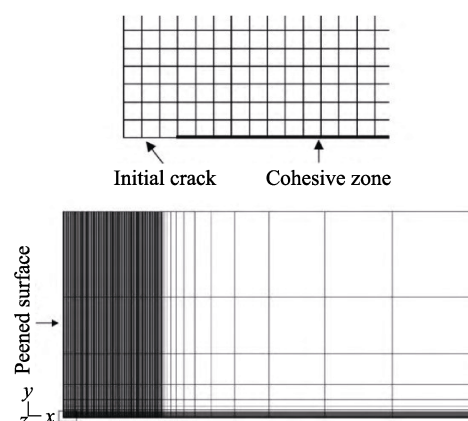


图 18 初始裂纹长度为 0.012 mm 的二维有限元模型<sup>[52]</sup>

Fig.18 Two-dimensional FEM model with initial crack length of 0.012 mm<sup>[52]</sup>

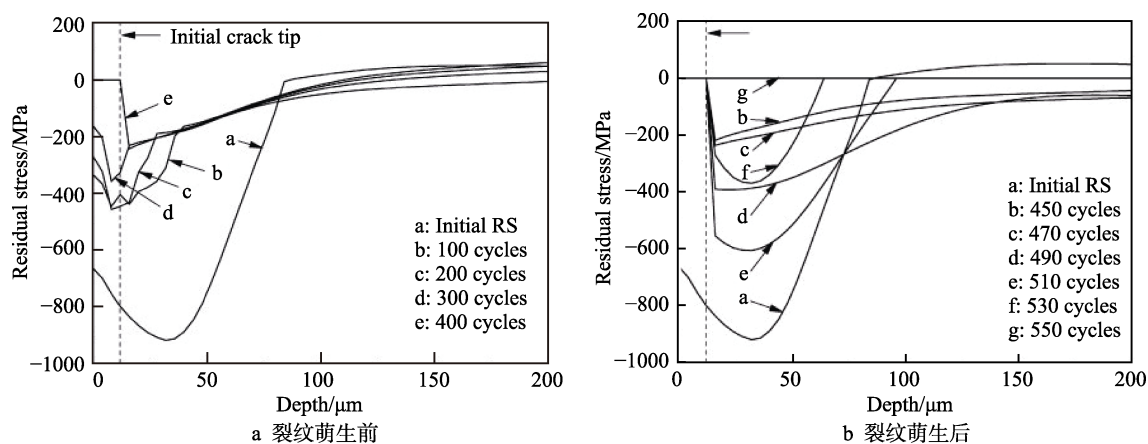


图 19 裂纹萌生前循环荷载作用下残余应力松弛曲线<sup>[52]</sup>

Fig.19 Residual stress relaxation curve under cyclic load before crack initiation<sup>[52]</sup>:

a) before crack initiation; b) after crack initiation

Bhamare 等人<sup>[53]</sup>利用三维非线性有限元模型对不同工艺参数下的激光喷丸 Ti-6242 薄试样进行了残余应力分布预测。结果表明, 在临界区需要一个最佳喷丸顺序来诱导残余压应力。Zhao 等<sup>[54]</sup>首次使用有限元法与应力强度因子 (SIF) 分析相结合的方法, 研究了激光喷丸所产生的残余应力对 CT 式样裂纹扩展速率的影响, 并对其工艺参数进行了优化。作者利用有限元模型对不同的 LSP 方式 (如图 20) 进行了仿真, 以模拟的残余应力场作为输入, 计算相应的残余 SIFs (SIF 为疲劳寿命预测的关键参数<sup>[55]</sup>, 决定了残余应力阻止裂纹扩展的能力<sup>[56]</sup>)。结果表明, 处理

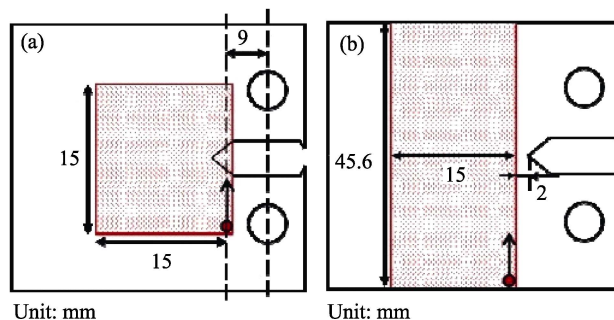


图 20 两种不同的激光喷丸处理方式<sup>[54]</sup>

Fig.20 Two different laser shock peening modes<sup>[54]</sup>

方式(b)的裂纹扩展速率要远低于方式(a),这主要是由于方式(b)有效避免了沿裂纹扩展路径上产生拉应力,结果与实验所得数据有较好的一致性。

由此可见,有限元软件在残余应力计算与裂纹扩展模拟中可以起到至关重要的作用<sup>[52]</sup>。然而,有限元软件也存在着不可忽视的问题,对于经表面热处理强化的零部件,由于其表层材料呈梯度分布,其材料特征参数的标定及网格划分上必然存在很大的困难。

## 4 总结

零件经表面强化后,表面产生的梯度结构与残余压应力对零件疲劳性能均有增益。然而,如何定量表征二者的影响还有待进一步研究。其中,梯度结构以其特有的应变硬化行为而得到广泛关注。残余应力及其松弛在疲劳寿命评价及预测中起着至关重要的作用,然而,目前还不能从机理层面对其进行揭示。此外,目前所得的残余应力松弛的数学模型仅适用于特定工艺在实验室条件下的恒幅加载,与零部件实际残余应力状态相差较大。未来,对于残余应力及其松弛的研究,更需要关注的是其对疲劳寿命影响的微观机制以及实际零件服役过程中的变化规律。对于残余应力与梯度结构对疲劳的影响,可能更多地需要借助有限元来完成。

## 参考文献:

- [1] YE C, TELANG A, GILL A S, et al. Gradient nanostructure and residual stresses induced by ultrasonic nanocrystal surface modification in 304 austenitic stainless steel for high strength and high ductility[J]. *Materials science and engineering: A*, 2014, 613: 274-288.
- [2] SALVATI E, ZHANG H, FONG K S, et al. Separating plasticity-induced closure and residual stress contributions to fatigue crack retardation following an overload[J]. *Journal of the mechanics and physics of solids*, 2017, 98: 222-235.
- [3] ZHANG S, XIE J, JIANG Q, et al. Fatigue crack growth behavior in gradient microstructure of hardened surface layer for an axle steel[J]. *Materials science and engineering: A*, 2017, 700: 66-74.
- [4] 张伟, 田龙. ZK60 高强度镁合金喷丸强化疲劳性能实验研究[J]. *热加工工艺*, 2014, 43(6): 153-155.  
ZHANG Wei, TIAN Long. Experimental study on fatigue property of ZK60 high-strength Mg alloy treated by shot peening[J]. *Hot working technology*, 2014, 43(6): 153-155.
- [5] SHAW L L, TIAN J W, 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[J]. *Materials science and engineering: A*, 2010, 527: 986-994.
- [6] 张诗佳. 具有表层梯度微结构 S38C 车轴钢的疲劳行为研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2017: 3-5.  
ZHANG Shi-jia. Investigations on fatigue behavior of the material with its surface layer of gradient microstructure [D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2017: 3-5.
- [7] SHIMAMURA Y, NARITA K, ISHII H, et al. Fatigue properties of carburized alloy steel in very high cycle regime under torsional loading[J]. *International journal of fatigue*, 2014, 60: 57-62.
- [8] 李卫, 严世榕, 张乐. 表面喷丸强化处理对 TC11 钛合金疲劳性能的影响[J]. *表面技术*, 2017, 46(3): 184-188.  
LI Wei, YAN Shi-rong, ZHANG Le. Effects of surface shot peening strengthening on fatigue property of TC11 titanium alloy[J]. *Surface technology*, 2017, 46(3): 184-188.
- [9] ZHAO X, XUE G, LIU Y. Gradient crystalline structure induced by ultrasonic impacting and rolling and its effect on fatigue behavior of TC11 titanium alloy[J]. *Results in physics*, 2017, 7: 1845-1851.
- [10] WANG Q, XIN C, SUN Q, et al. Biaxial tension-torsion fatigue behavior of gradient nano-grained pure titanium fabricated by surface nanocrystallization[J]. *Materials science and engineering: A*, 2017, 702: 125-132.
- [11] 罗庆洪, 赵振业, 贺自强, 等. 表层超硬化 M50NiL 钢接触疲劳失效机理[J]. *航空材料学报*, 2017, 37(6): 34-40.  
LUO Qing-hong, ZHAO Zhen-ye, HE Zi-qiang, et al. Failure mechanism of contact fatigue of surface super-hardened M50NiL steel[J]. *Journal of aeronautical materials*, 2017, 37(6): 34-40.
- [12] WANG Y, YUAN L C, ZHANG S J, et al. The influence of combined gradient structure with residual stress on crack-growth behavior in medium carbon steel[J]. *Engineering fracture mechanics*, 2019, 209: 369-381.
- [13] ROLAND T, RETRAINT D, LU K, et al. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment [J]. *Scripta mater*, 2006, 54(11): 1949-1954.
- [14] YIN D, LIU H, CHEN Y, et al. Effect of grain size on fatigue-crack growth in 2524 aluminium alloy[J]. *International journal of fatigue*, 2016, 84: 9-16.
- [15] WU X L, JIANG P, CHEN L, et al. Extraordinary strain hardening by gradient structure[J]. *Proceedings of the national academy of sciences*, 2014, 111(20): 7197-7201.
- [16] YIN F, FATEMI A. Monotonic and cyclic deformations of case-hardened steels including residual stress effects [J]. *Strain*, 2011, 47(s1): 74-83.
- [17] YIN F. Fatigue behaviour and life predictions of case-hardened steels[J]. *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, 2010, 32(3): 197-213.
- [18] DAI K, SHAW L. Analysis of fatigue resistance improvements via surface severe plastic deformation[J]. *Inter-*

- national journal of fatigue, 2008, 30: 1398-1408.
- [19] TORRES M A S, VOORWALD H J C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel[J]. International journal of fatigue, 2002, 24(8): 877-886.
- [20] SCHIJVE J. 结构与材料的疲劳(第二版)[M]. 吴学仁译. 北京: 航空工业出版社, 2014.  
SCHIJVE J. Fatigue of structures and materials (Second Edition)[M]. WU Xue-ren translated. Beijing: Aviation Industry Press, 2014: 71-82.
- [21] 胡奈赛, 张定铨, 何家文. 残余应力对材料疲劳性能影响的某些进展[J]. 机械强度, 1990, 12(1): 19-26.  
HU Nai-sai, ZHANG Ding-shuan, HE Jia-wen. Some contribution on the effect of residual stress on fatigue behavior[J]. Journal of mechanical strength, 1990, 12(1): 19-26.
- [22] OCHI Y, MASAKI K, MATSUMURA T, et al. Effect of shot-peening treatment on high cycle fatigue property of ductile cast iron[J]. Int J fatigue 2001; 23: 441-448
- [23] WANG S, LI Y, YAO M, et al. Fatigue limits of shot-peened metals[J]. Journal of materials processing technology, 1998, 73: 57-63.
- [24] CAO Y J, SUN J Q, MA F, et al. Effect of the microstructure and residual stress on tribological behavior of induction hardened GCr15 steel[J]. Tribology international, 2017, 115: 108-115.
- [25] SAVARIA V, BRIDIER F, BOCHER P. Predicting the effects of material properties gradient and residual stresses on the bending fatigue strength of induction hardened aeronautical gears[J]. International journal of fatigue, 2016, 85: 70-84.
- [26] 严振, 梁益龙, 张泽军, 等. 喷丸强化对 TC11 钛合金高周疲劳性能的影响[J]. 稀有金属, 2014, 38(4): 554-560.  
YAN Zhen, LIANG Yi-long, ZHANG Ze-jun, et al. High cycle fatigue behavior of TC11 titanium alloy by shot peening strengthening[J]. Chinese journal of rare metals, 2014, 38(4): 554-560.
- [27] 尹瀛月, 张建杰, 孙文磊, 等. 感应加热淬火对 45 钢销轴残余应力分布和疲劳性能的影响[J]. 金属热处理, 2018, 43(3): 230-232.  
YIN Ying-yue, ZHANG Jian-jie, SUN Wen-lei, et al. Effect of induction hardening on residual stress distribution and fatigue performance of 45 steel pin[J]. Heat treatment of metals, 2018, 43(3): 230-232.
- [28] KOMOTORI J, SHIMIZU M, MISAKA Y, et al. Fatigue strength and fracture mechanism of steel modified by super-rapid induction heating and quenching[J]. International journal of fatigue, 2001, 23(1): 225-230.
- [29] FARFAN S, GONZALEZ C R, HERNANDEZ T C, et al. High cycle fatigue, low cycle fatigue and failure modes of a carburized steel[J]. International journal of fatigue, 2004, 26(6): 673-678.
- [30] 何少杰, 杨文玉, 郭步鹏, 等. 机加工表面残余应力及其疲劳寿命评价的研究进展[J]. 表面技术, 2015, 44(6): 120-126.  
HE Shao-jie, YANG Wen-yu, GUO Bu-peng, et al. Research progress on evaluation of surface residual stress and fatigue life of machined products[J]. Surface technology, 2015, 44(6): 120-126.
- [31] CHEN M, LIU H, WANG L, et al. Investigation on the thermostability of residual stress and microstructure in shot peened SAF 2507 duplex stainless steel[J]. Vacuum, 2018, 153: 145-153.
- [32] PAQUET D, JACQUES L, MARIE B, et al. Characterizing the effect of residual stresses on high cycle fatigue (HCF) with induction heating treated stainless steel specimens[J]. International journal of fatigue, 2014, 59: 90-101.
- [33] HANAGARTH H, VOHRINGER O, MACHERAUCH E, et al. Relaxation of shot peening residual stresses of the steel 42CrMo4 by tensile or compressive deformation[J]. The Japan society of precision engineering, 1990, 4: 337-345.
- [34] VOHRINGER O. Relaxation of residual stresses by annealing or mechanical treatment[J]. Residual stresses, 1987, 4: 367-396.
- [35] KODAMA S. Proceedings of international conference on mechanical behaviours of metals[J]. Society of material science, 1972, 2: 111-118.
- [36] MCLUNG R C. A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue[J]. Fatigue and fracture of engineering material and structures, 2007, 30(3): 173-205.
- [37] PAQUET D, LANTEIGE J, BERNARD M, et al. Characterizing the effect of residual stresses on high cycle fatigue (HCF) with induction heating treated stainless steel specimens[J]. International journal of fatigue, 2014, 59: 90-101.
- [38] ZHUANG W Z, HALFORD G R. Investigation of residual stress relaxation under cyclic load[J]. International journal of fatigue, 2001, 23(1): 31-37.
- [39] MENG X K, ZHOU J Z, SU C, et al. Residual stress relaxation and its effects on the fatigue properties of Ti6Al4V alloy strengthened by warm laser peening[J]. Materials science and engineering: A, 2017, 680: 297-304.
- [40] LU J, FLAVENOT J F, TURBAT A. Prediction of residual stress relaxation during fatigue loading and taking residual stresses in a multiaxial fatigue criteria into account[C]// International conference on residual stresses. France: Springer, 1989.
- [41] KODAMA S. The behaviour of residual stress during fatigue stress cycles[C]// International conference on mechanical behavior of materials. Kyoto: Elsevier Ltd, 1971.

- Kestutis, et al. Giant negative piezoresistive effect in diamond-like carbon and diamond-like carbon-based nickel nanocomposite films deposited by reactive magnetron sputtering of Ni target[J]. ACS applied materials & interfaces, 2018, 10(18): 15778-15785.
- [61] BOBZIN K, BROGELMANN T, KRUPPE N C, et al. Advanced deposition of hard a-C:Me coatings by HPPMS using, Ne as process gas[J]. Surface & coatings technology, 2017, 332: 242-252.
- [62] CHANG Chi-lung, YANG Fu-chi, CHANG Te-man, et al. Effect of insert mid-frequency pulses on *I-V* characterisation, deposition rates and properties of nc-WC/a-C:H films prepared by superimposed HiPIMS process[J]. Surface & coatings technology, 2018, 350: 977-984.
- [63] WANG Lei, LI Liuhe, KUANG Xiaocong. Effect of substrate bias on microstructure and mechanical properties of WC-DLC coatings deposited by HiPIMS[J]. Surface & coatings technology, 2018, 352: 33-41.
- [64] DING Ji Cheng, DAI Wei, ZHANG Teng Fei, et al. Microstructure and properties of Nb-doped diamond-like carbon films deposited by high power impulse magnetron sputtering[J]. Thin solid films, 2018, 663: 159-167.
- [65] DAI Wei, GAO Xiang, LIU Jingmao, et al. Compositionally modulated multilayer diamond-like carbon coatings with AlTiSi multi-doping by reactive high power impulse magnetron sputtering[J]. Applied surface science, 2017, 425: 855-861.
- [66] DAI Wei, KWON Se-Hun, WANG Qimin, et al. Influence of frequency and C<sub>2</sub>H<sub>2</sub> flow on growth properties of diamond-like carbon coatings with AlCrSi co-doping deposited using a reactive high power impulse magnetron sputtering[J]. Thin solid films, 2018, 647: 26-32.
- [67] GUO Peng, CHEN Rende, SUN Lili, et al. Bulk-limited electrical behaviors in metal/hydrogenated diamond-like carbon/metal devices[J]. Applied physics letters, 2018, 112(3): 033502.
- [68] LIU Zhichao, ZHEN Congmian, WANG Peiyu, et al. Metal-insulator transition and novel magnetoresistance effects in amorphous carbon films[J]. Carbon, 2019, 148: 512-517.

(上接第 10 页)

- [42] KIM J C, CHEONG S K, NOGUCHI H. Residual stress relaxation and low- and high-cycle fatigue behavior of shot-peened medium-carbon steel[J]. International journal of fatigue, 2013, 56: 114-122.
- [43] ZHOU Z, GILL A S, TELANG A, et al. Experimental and finite element simulation study of thermal relaxation of residual stresses in laser shock peened IN718 SPF superalloy[J]. Experimental mechanics, 2014, 54(9): 1597-1611.
- [44] KULA E, WEISS V. Residual stress and stress relaxation [M]. America: Springer, 1982: 1-17.
- [45] KRUG T, LANG K H, FETT T, et al. Influence of residual stresses and mean load on the fatigue strength of case-hardened notched specimens[J]. Materials science and engineering: A, 2007, 468: 158-163.
- [46] ABDULLAH N N, CORREIA J F, DE JESUS A M, et al. Assessment of fatigue crack growth data available for materials from portuguese bridges based on unigrow model[J]. Procedia engineering, 2011, 10: 971-976.
- [47] PEEKER E, NIEMI E. Fatigue crack propagation model based on a local strain approach[J]. Journal of constructional steel research, 1999, 49(2): 139-155.
- [48] SHEN W, YAN R, LIU E, et al. Fatigue growth behavior for surface crack in welding joints under combined compressive and bending stresses[J]. International journal of fatigue, 2015, 77: 50-63.
- [49] ZHU L, JIA M P. A new approach for the influence of residual stress on fatigue crack propagation[J]. Results in physics, 2017, 7: 2204-2212.
- [50] ZAROOG O S, ALI A, SAHARI B B, et al. Modelling of residual stress relaxation: A review[J]. Pertanika journal of science & technology, 2009, 17(2): 325-336.
- [51] YOU C, ACHINTHA M, SOADY K A, et al. Low cycle fatigue life prediction in shot-peened components of different geometries—part I: Residual stress relaxation[J]. Fatigue & fracture of engineering materials & structures, 2017, 40(5): 761-775.
- [52] LIU J, YUAN H, LIAO R. Prediction of fatigue crack growth and residual stress relaxations in shot-peened material[J]. Materials science & engineering: A, 2010, 527 (21/22): 5962-5968.
- [53] BHAMARE S, RAMAKRISHNAN G, MANNAYA S R, et al. Simulation-based optimization of laser shock peening process for improved bending fatigue life of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy[J]. Surface & coatings technology, 2013, 232: 464-474.
- [54] ZHAO J, DONG Y, YE C. Laser shock peening induced residual stresses and the effect on crack propagation behavior[J]. International journal of fatigue, 2017, 100: 407-417.
- [55] POUGET G, REYNOLDS A P. Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds[J]. International journal of fatigue, 2008, 30: 463-472.
- [56] CHAHARDEHI A, BRENNAN F P, STEUWER A. The effect of residual stresses arising from laser shock peening on fatigue crack growth[J]. Engineering fracture mechanics, 2010, 77: 2033-2039.