

金属材料的喷丸强化原理及其强化机理综述

王仁智

(北京航空材料研究院 金属物理研究室, 北京 100095)

摘 要: 在喷丸强化机理中,除了“应力强化机制”之外,还存在另外一种“组织结构强化机制”。为了证明这一种新强化机制的存在,采用了 XRD、喷丸残余应力、显微硬度以及疲劳等各种试验方法,对喷丸靶材表层的组织结构改性后的力学行为进行了试验测定。结果表明:喷丸引入靶材的残余压应力是一种改善疲劳断裂抗力的“应力强化机制”,但是它只能改善正断型模式而不能用来改善切断型模式的疲劳断裂抗力。对改善切断型模式的疲劳断裂抗力起决定性作用的是“组织结构强化机制”。因此作者认为,喷丸强化机理中至少存在上述两种强化机制。

关键词: 喷丸强化机理; 循环塑性变形; 应力强化机制; 组织结构强化机制

中图分类号: TG668

文献标识码: A

文章编号: 1007-9289(2012)06-0001-09

Overview on the Shot Peening Principle and Its Strengthening Mechanisms for Metallic Materials

WANG Ren-zhi

(Metal Physics Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095)

Abstract: In the shot peening strengthening mechanism(SM), there exists a new “microstructure strengthening mechanism(MSM)” except the “stress strengthening mechanism(SSM)”. To prove the MSM, the mechanical behavior of microstructure modification in the target surface layer were studied by XRD, residual stresses introduced by shot peening(SP), microhardness, and fatigue tests. The results show that the compressive residual stress introduced by SP is one of the SSM, which can only improve the resistance to fatigue fracture with normal tensile fracture mode(NTFM); however, it cannot improve the resistance to fatigue fracture with shear fracture mode(SFM). The decisive role for improving the resistance to fatigue fracture with SFM is merely the microstructure strengthening mechanism(MSM). In author's opinion, there exist at least two types of SM stated above for improving the resistance to fatigue fracture.

Key words: shot peening strengthening mechanism; cyclic plastic deformation; stress strengthening mechanism; microstructure strengthening mechanism

0 引 言

喷丸强化工艺技术主要用于改变金属材料/零件由表面起裂导致发生宏观脆性断裂的断裂抗力(如疲劳、应力腐蚀、氢致断裂等)。如果把世界各国正在蓬勃发展并广泛应用于工程机械中的“喷丸强化工程”比作一个“大板块”,则构成

该大板块的 3 个“小板块”为:喷丸强化设备(机床)板块,喷丸强化介质—弹丸板块以及喷丸强化工艺技术板块(主要包括喷丸强化专业基础理论、强化机理、强化工艺方法以及强化规范与标准等)。上世纪 30 年代由美国汽车工业开创的喷丸强化工艺技术,至今已有近百年的历史。其

收稿日期: 2012-11-08; **修回日期:** 2012-11-28

作者简介: 王仁智(1932—),男(汉),山东烟台人,研究员;**研究方向:** 金属材料的组织结构与疲劳、应力腐蚀、氢脆等断裂抗力间的关系,工程金属零件的失效分析以及表面喷丸强化工艺技术

网络出版日期: 2012-11-28 16:19; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20121128.1619.009.html>

引文格式: 王仁智. 金属材料的喷丸强化原理及其强化机理综述 [J]. 中国表面工程, 2012, 25(6): 1-9.

间三个小板块的发展速度并不均衡,比较起来,第一板块的进展最快,由原创时期几乎完全依靠人工操作完成各种零件强化处理的形如喷丸清理的喷丸设备,现已研发出计算机数字控制(CNC)多轴联动的喷丸设备。这种新型设备基本上排除了以往人工操作带来的各种干扰强化质量稳定性的因素,基本上实现了零件指定部位上能够按喷丸规范的规定完成喷丸强化处理的要求。喷丸介质板块由原创时期使用的铸铁铸钢丸,逐渐研发出各种不锈钢丸、钢丝切丸、玻璃丸、陶瓷丸等新品种。近十余年超细弹丸的研发也有了新的进展,如采用镍基高温合金粉末得到的超细颗粒弹丸,已在喷气发动机高温端零件上获得了应用。与前两个板块相比,虽然喷丸工艺板块在开拓新的喷丸工艺方法上有了一定进展,如二次喷丸、应力喷丸、热喷丸、渗碳与喷丸、渗氮与喷丸等复合喷丸处理方法等的开发与应用;吸收历年来上述两个板块已获得的研究成果,用来补充、修改现行的各种喷丸规范与标准^[1-4]。但是,关于喷丸强化专业基础理论的试验研究进展比较缓慢。特别是对喷丸强化机理的研究,至今甚至没有多少新的进展。上世纪 40~60 年代一些文件对喷丸强化原理的描述,认为喷丸过程即为零件表层发生冷作硬化的过程^[1]。但是,对于循环应变软化或硬化特性的材料进行喷丸处理,表层是否一律都发生同样的加工硬化。关于喷丸强化机理的解释,认为喷丸能够改善材料/零件的疲劳、应力腐蚀等的断裂抗力,只是因为引入了残余压应力的作用^[1-3]。实际上喷丸强化对所有的疲劳断裂模式都起强化作用,除了残余应力强化机制之外,是否还存在其它的强化机制。

上世纪末与本世纪初,作者从喷丸过程与疲劳试验过程表层材料发生的塑性变形对比的角度出发,研究了二者发生塑性变形性质本质^[5]。在研究汽车悬架簧发生早期疲劳断裂时发现^[6-7],喷丸引入螺旋弹簧的残余压应力对弹簧发生纵向切断裂疲劳断裂抗力的改善失效,而喷丸只有能使表层材料的剪切屈服强度提高时,才能有效地改善切应力引发的疲劳断裂抗力。这种现象的出现,恰好说明除了应力强化机制之外,一定至少还存在另一种尚不清楚的强化机制。文中将对上述尚存在争议的课题,作进一步的试验与讨论。

1 金属材料喷丸强化原理

1.1 喷丸引发靶材表层产生塑性变形的性质

喷丸过程中弹丸流对靶材表面的冲击是断续的,靶材表面每接收一次弹丸的冲击,便承受一次加载与卸载。表面承受的既不是拉-拉也不是拉-压脉动载荷,而主要是压-压脉动载荷。在压-压脉动载荷作用下迫使表层材料发生了循环塑性变形。因此,把靶材在喷丸过程中发生的塑变比作如同经受的是冷作硬化,是不确切的^[1]。喷丸处理后是否靶材表层一律发生硬化,这取决于材料固有的循环塑性应变特性,对于具有循环塑性硬化特性的材料,喷丸后表层材料则发生循环应变硬化,即显微硬度 HV 增高。因表面经受的塑变量高于内部,喷丸后的 HV 随表层深度(Z)而逐渐降低, HV-Z 曲线(剖面)的变化如图 1(a)所示;对循环应变软化特性的材料,喷丸后表层材料的硬度则发生循环应变软化,即显微硬度 HV 随 Z 而逐渐降低, HV-Z 剖面如图 1(b)所示。

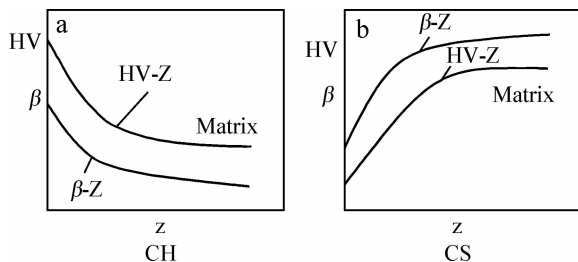


图 1 根据参考文献[6-7]试验结果绘制的具有循环应变硬化特性(a)与循环应变软化特性(b)的 HV-Z 和 β -Z 剖面变化的示意图

Fig. 1 Schematic diagram illustrating the changes of both HV-Z and β -Z profiles for cyclic hardening behavior (CH) (a) and cyclic softening behavior (CS) (b) according to reference 6 and 7

大量的试验结果已经证明^[6-7],在循环应变过程中,凡是材料的硬度发生增高,则该材料的任意晶面的 X 射线衍射谱线半高宽度(β)变宽;反之,如硬度发生降低, β 值则变窄。因此, β -Z 曲线(剖面)的变化趋势与材料的 HV-Z 剖面的变化趋势相同(见图 1)。所以为了试验上的方便,通常借助于 β -Z 剖面的变化趋势来判断喷丸后材料发生的循环应变性质。

为了进一步证实喷丸与疲劳具有完全相同

的循环塑性变形性质,采用退火处理(铁素体与珠光体组织)与淬火低温回火处理(低温回火马氏体组织)的同一种超高强度钢(30CrMnSiNi2A)材料,制成紧凑拉伸(CT)样品。疲劳试验断裂后,测定两个样品断口表面上的 β 值沿断口表面的法线方向深度(Z)的 β - Z 剖面,分别示于图2(a)(b)。疲劳裂纹尖端的循环屈服区的尺寸随着裂纹扩展长度(a)的增长而变大,在任何裂纹长度上测定断口上的 β - Z 剖面,其 β - Z 走向趋势都是一致的。

图 2 上的两个 β - Z 剖面的变化趋势表明,退火态样品具有循环应变硬化特性,而淬火低温回火态样品 ($\sigma_b = 1850\text{ MPa}$) 具有循环应变软化特性。

铁素体组织的低碳钢与低温回火马氏体组织的超高强度钢,喷丸处理后获得的 β - Z 剖面示于图 3。比较图 2 和图 3 中的 4 条曲线可知:

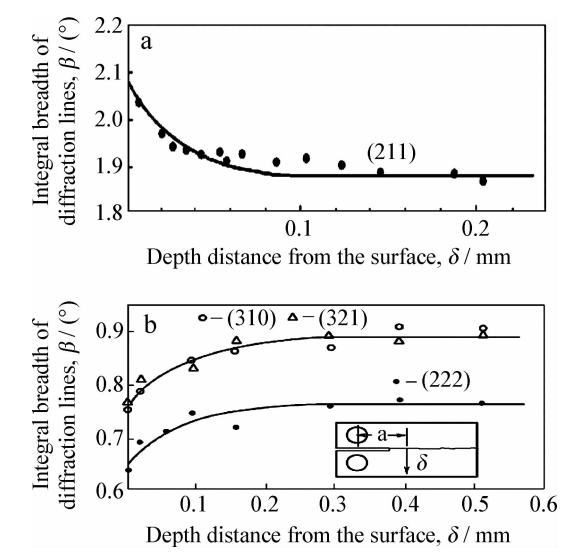


图 2 30CrMnSiNi2A 超高强度钢退火态(a)与淬火低温回火态(b)疲劳断口表层中的 β - Z 剖面

Fig. 2 β - Z profile in the fatigue fracture surface layer for annealing treatment (a) and quenching and tempering at low temperature (b) of high strength steel (30CrMnSiNi2A)

(1) 对于低强度钢,喷丸与疲劳试验二者给出的 β - Z 曲线走向趋势基本一致,即表面上的 β 值最宽,沿深度向内逐渐变宽。

(2) 对于超高强度钢,疲劳试验给出的 β - Z 曲线表面上的 β 值最窄,而向内逐渐变宽,说明外表层材料发生了循环塑性应变软化;而喷丸获得的 β - Z 曲线走向与疲劳给出的稍有区别。喷丸

样品心部基体的半高宽 β 值最宽,次表层上的 β 值逐渐变窄,而接近外表面时 β 值又复而变宽。 β - Z 曲线出现这种马鞍形形状,是喷丸在达到规定的喷丸强度之前这一过程中外表层、次表层、基体这个区间承受的循环塑性变形的次数与塑性应变幅值不同而造成的结果。内部基体区未承受循环变形,次表层虽然经受了与外表层相同的循环次数,但是塑性应变幅低,只发生了循环应变软化。但是外表层承受的塑性应变幅值高,对于喷丸初期已发生过循环软化的组织在高塑性应变幅下又复而发生循环再硬化(详见参考文献[5]中的图 2)。对于疲劳拉-拉脉动加载方式,发生循环软化的外表层组织,在未发生循环再硬化之前就已发生断裂,所以其 β - Z 曲线不会出现马鞍形形状。但是,对于喷丸中的压-压脉动加载方式,表面出现循环软化组织中即使已经萌生微裂纹,在喷丸中的压-压脉动载荷作用下,微裂纹也不会发生扩展,更不会断裂。所以在继续承受循环塑变的情况下,外表层出现循环再硬化现象。

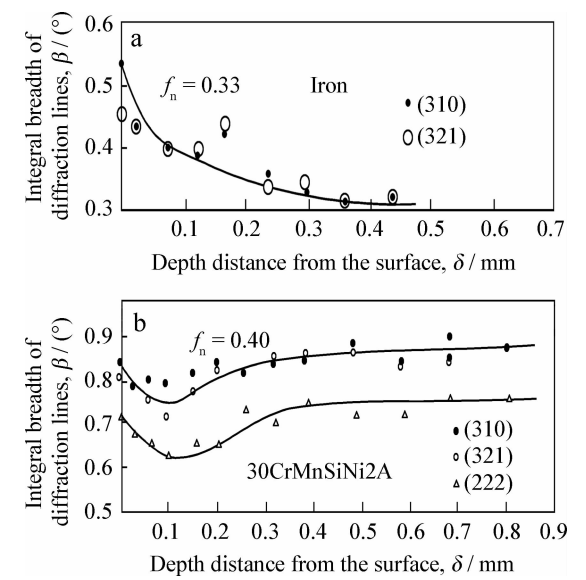


图 3 低碳钢(a)与超高强度钢(30CrMnSiNi2A)(b)喷丸表层的 β - Z 剖面

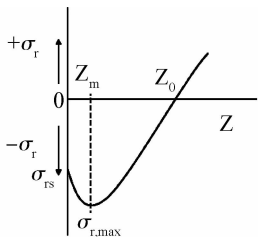
Fig. 3 β - Z profile in the shot peening surface layer for low carbon steel (a) and ultrahigh strength steel (30CrMnSiNi2A) (b)

喷丸与疲劳两种试验结果证明,二者具有相同的塑变性质,由此可以确认,喷丸引发靶材表层材料产生的塑性变形,其性质实即为循环塑性

变形(Cyclic plastic deformation-CPD),而绝非单调塑性变形(Monotonic plastic deformation-MPD)。至于喷丸引发靶材发生的是何种循环应变性质,这首先取决于材料本身固有的循环塑性应变特性,其次还取决于喷丸规范中的喷丸强度的高低。

1.2 喷丸引发靶材表层产生残余应力

如上所述,喷丸引发的非均匀的循环塑性变形,最高的循环塑性应变处于外表面,而沿深度逐渐降低。非均匀的塑性变形迫使表层截面引入非均匀分布的弹性残余应力。对于多数金属材料,喷丸引入的残余应力分布 σ_r -Z 剖面如图 4 所示。



σ_{rs} -Residual stress at surface; $\sigma_{r,max}$ -The maximum residual stress;
 Z_m -The depth from surface for $\sigma_{r,max}$; Z_0 -The depth from surface of
compressive stress (CRS); ICRSF-Intensity of CRS field.

图 4 喷丸引入材料中的残余应力 σ_r -Z 剖面示意图

Fig. 4 Schematic diagram illustrating σ_r -Z profile in the surface layer introduced by shot peening

以往的许多喷丸规范、标准文件中,都把喷丸引入零件的残余应力当做改善疲劳、应力腐蚀断裂抗力的唯一强化机制^[2-3]。所以很有必要进一步研讨喷丸强化工艺中的强化机理。

2 改变金属材料力学行为的喷丸强化机理

金属材料/零件发生的表面起裂引发的宏观脆性断裂,实际服役过程中发生的频率最高、危害性最大者为疲劳断裂模式,所以文中以疲劳断裂为主,讨论喷丸强化处理在改变疲劳断裂抗力中的强化机理。

2.1 喷丸强化机理中的残余应力强化机制

按照材料发生的疲劳断裂模式(Fatigue fracture mode-FFM),或者是由正应力(σ)或是切应力(τ)引起的疲劳断裂来区分,可分成三类:正应力(σ)引起的正断型断裂模式(Normal tensile fracture mode-NTFM);切应力(τ)引起

的纵向切断型断裂模式(Longitudinal shear fracture mode-LSFM)与横向切断型断裂模式(Transverse shear fracture mode-TSFM)。

对于拉-拉(拉-压)、纯弯曲、旋转弯曲等加载方式,当沿与主应力成 45° 斜截面上完成了第 I 阶段疲劳裂纹萌生之后,过渡到第 II 阶段疲劳裂纹扩展直至发生断裂,主要是在外施的交变正应力作用下完成的。这种加载方式的宏观疲劳断口形貌只有一种,即 NTFM 断口,其表面基本上与外施正应力方向垂直。但是,承受交变扭转应力的材料/零件(如轴类、圆柱螺旋弹簧等),其宏观疲劳断裂则可能出现三种断裂模式,即除了 NTFM 之外,还可能出现 LSFM 与 TSFM 断口。下面通过正应力与切应力两种加载方式作用于下对样品的受力分析,解释喷丸引入残余应力在改变疲劳断裂抗力中的强化机理。

2.1.1 外施正应力与喷丸残余正应力作用于

圆柱体内单元体任意截面上的受力分析外施交变正应力(σ)与喷丸残余正应力(σ_r)共同作用于单元体任意斜截面 dF ,如图 5 所示。

取参考坐标系 η 与 ζ 轴分别与斜截面垂直与平行。

根据力 P 的平衡方程: $\sum P_\eta = 0$, $\sum P_\zeta = 0$

计算得:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_\alpha &= (\sigma_r - \sigma) \cos^2 \alpha \\ \tau_\alpha &= 1/2 (\sigma_r - \sigma) \sin 2\alpha \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

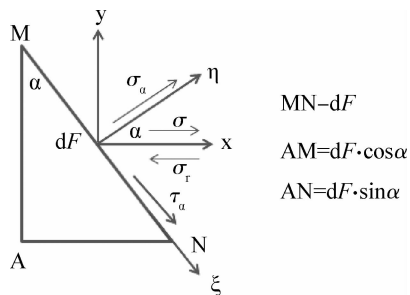


图 5 外施交变正应力 σ 与喷丸残余正应力 σ_r 作用于单元体任意斜截面上的受力图

Fig. 5 Force diagram on the any diagonal section of cylinder under the action of applied cyclic normal stress (σ) and residual stress (σ_r) introduced by shot peening

根据(1)式,表 1 中列出了作用于 4 个特定角度斜截面上的 σ_α 与 τ_α 计算值。

表 1 作用于 4 个特定角度斜截面上的 σ_α 与 τ_α 计算值

Table 1 Calculating datum of σ_α and τ_α on the four specific diagonal sections

$\alpha/(^\circ)$	σ_α	τ_α
0	$\sigma_r - \sigma$	0
45	$\frac{1}{2}(\sigma_r - \sigma)$	$\frac{1}{2}(\sigma_r - \sigma)$
90	0	0
135	$\frac{1}{2}(\sigma - \sigma_r)$	$\frac{1}{2}(\sigma - \sigma_r)$

表 1 中的计算结果表明：

(1) 残余应力与外施交变正应力发生交互作用后,导致外施交变应力的最大值降低,材料/零件实际承受的最大交变应力值下降,由此提高了其疲劳断裂抗力。

(2) 最大交变正应力 σ_α 只作用在 $\alpha=0$ 的截面上,其值为 $(\sigma_r - \sigma)$ 。所以这种加载条件的疲劳断裂模式基本上都是 NTFM,其宏观断口与 σ_α 的作用方向垂直。

综上所述可知:在上述规定的加载条件下,喷丸引入的残余压应力只是通过削减外施交变正应力中的最大值,以此达到提高其疲劳断裂抗力的宗旨,这就是“应力强化机制”的强化原理。

但是这里还必须指出,喷丸引入残余压应力的同时,还引发材料显微组织发生改性(Micro-structure modification-MM),由此必然导致材料的力学行为(Mechanical behavior-MB)的变化。MM 后材料的 MB 是提高还是降低,这取决于材料的循环应变特性。对此这里不作赘述。

2.1.2 外施扭转切应力与喷丸残余正应力作用于

圆柱体内单元体任意截面上的受力分析外施交变切应力(τ)与喷丸残余正应力(σ_r)共同作用于单元体任意斜截面 dF,如图 6 所示。

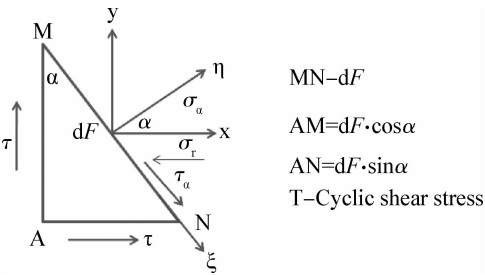


图 6 外施交变切应力 τ 与喷丸残余正应力 σ_r 作用于单元体任意斜截面上的受力图

Fig. 6 Force diagram on the any diagonal section of cylinder under the action of applied cyclic shear stress (τ) and residual stress (σ_r) introduced by shot peening

取参考坐标系 η 与 ζ 轴分别与斜截面垂直与平行。根据力 P 的平衡方程： $\Sigma P_\eta=0$ ， $\Sigma P_\zeta=0$ 计算得：

$$\left. \begin{aligned} \sigma_\alpha &= \sigma_r \cos^2 \alpha - \tau \sin 2\alpha \\ \tau_\alpha &= 1/2 \sigma_r \sin 2\alpha + \tau \cos 2\alpha \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

根据(2)式,表 2 中列出了作用于 4 个特定角度斜截面上的 σ_α 与 τ_α 的计算值。

表 2 作用于 4 个特定角度斜截面上的 σ_α 与 τ_α 计算值

Table 2 Calculating datum of σ_α and τ_α on the four specific diagonal sections

$\alpha/(^\circ)$	σ_α	τ_α
0	σ_r	τ
45	$\frac{1}{2} \sigma_r - \tau$	$\frac{1}{2} \sigma_r$
90	0	$-\tau$
135	$\frac{1}{2} \sigma_r + \tau$	$-\frac{1}{2} \sigma_r$

表 2 中的计算结果表明：

(1) 在外施载荷只是交变切应力的受力条件下,材料/零件有可能发生正断型模式的断裂,也可能发生纵/横向切断型模式的断裂,这取决于外施交变切应力的水平。

(2) 若发生正断型模式(NTFM)断裂,则断口表面法线与 x 轴间的夹角或 45° ,或 135° 。在这种受力条件下,“应力强化机制”对疲劳断裂抗力的改善起主导的强化作用。

(3) 若发生 LSFM 或 TSFM 断裂,疲劳断口表面法线与 x 轴间的夹角 α ,或 0° 或 90° 。但是,喷丸残余正应力 σ_r 在这两个角度上上的切应力分量为零(见表 2 中第 3 列),这说明喷丸引入的残余压应力 σ_r 与外施的交变切应力 τ 之间无交互作用。换句话讲,“应力强化机制”对改变切应力作用下发生 LSFM 或 TSFM 断裂抗力完全失效。然而,实际上喷丸处理仍能改善发生 LSFM 和 TSFM 断裂的断裂抗力机制。这说明除了“应力强化机制”之外,喷丸强化机理中还存在另外一种能改善由交变切应力引发产生疲劳断了抗力的新机制。为了探索这种新的强化机制,首先必须较全面地了解金属材料的“扭转疲劳断裂机制图”^[8]。

2.2 “扭转疲劳断裂机制图”揭示的若干断裂规律

疲劳断裂模式的试验研究虽然经历了一个

多世纪,但是对于圆柱体扭转疲劳断裂机制的系统研究,至今公开发表的论文只有一篇参考文献[8]。图7示出了由合金结构钢的剪切屈服强度(τ_s)、外施切应力振幅(τ_a)、疲劳断裂寿命(N_f)以及疲劳断裂模式(FFM)等4个参量构成的圆柱体“扭转疲劳断裂机制图”(Torsional fatigue fracture mechanism map-TFFMM)的原理图。

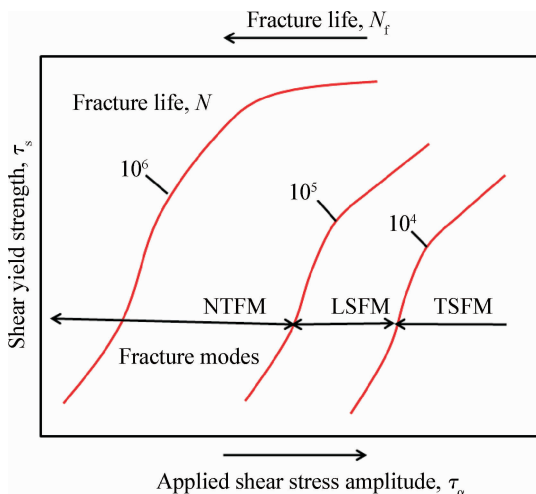
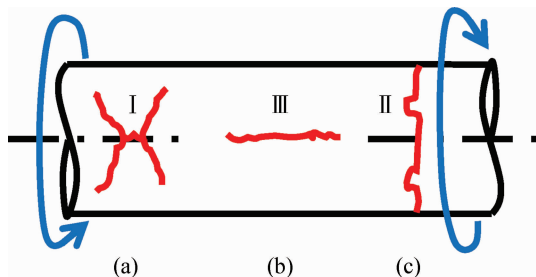


图7 合金结构钢的扭转疲劳断裂机制原理图

Fig.7 Schematic illustration for fatigue fracture mechanism of TFFMM

2.2.1 扭转疲劳的3种基本断裂模式

(1) 正断型断裂模式(NTFM)。发生在外施交变切应力幅值处于较低的范围(见图7)。称Ⅰ型—张开型断裂。宏观断口表面切割圆柱体样品后,在样品外表面遗留的切割痕迹如图8(a)所示。



(a) NTF-mode(Ⅰ-open type) (b) LSF-mode(Ⅲ-tear type) (c) TSF-mode(Ⅱ-slip type)

图8 扭转疲劳的3种断裂模式在圆柱体样品外表面上出现的宏观裂纹走向示意图

Fig.8 Schematic illustration of macro-crack propagation trace of three fracture modes for torsional fatigue fracture of cylinder

(2) 纵向切断型模式(LSFM)。发生在外施交变切应力幅值处于中等水平的范围(见图7)。称Ⅲ型—撕开型断裂。宏观断口表面切割样品后,在样品外表面遗留的切割痕迹如图8(b)所示。

(3) 横向切断型模式(TSFM)。发生在外施交变切应力幅值处于最高水平的范围(见图7)。称Ⅱ型—滑开型断裂。宏观断口表面切割样品后,在样品外表面遗留的切割痕迹如图8(c)所示。

2.2.2 疲劳断裂模式(FFM)与材料屈服强度(τ_s)

和应力振幅(τ_a)间的函数关系

$$(FFM)=f(\tau_s, \tau_a)$$

当 $\tau_s = \text{const.}$, FFM 的变化只取决于 τ_a 。

当 $\tau_a = \text{const.}$, FFM 的变化只取决于 τ_s 。

2.2.3 三种断裂模式变化中的“替代转换规律”

随着 τ_a (或 τ_s) 的连续变化,3种断裂模式将遵循“替代转换规律”依次发生以下顺序的转换:

$$NTFM \rightarrow LSFM \rightarrow TSFM$$

2.2.4 任何一种模式的断裂寿命随其屈服强度的提高而增长

$\tau_a = \text{const.}$ 的条件下,任何模式的断裂寿命(N_f)与其 τ_s 之间的变化均为正比关系。由图7可见,任何一种断裂模式范围内,在 τ_a 恒定的条件下,通过对循环应变硬化特性的材料进行喷丸,迫使表层显微组织结构发生循环应变硬化而获得材料剪切屈服强度的提高,由此便可达到改善NTFM,特别是LSFM与TSFM疲劳断裂抗力的目的。

2.3 喷丸强化机理中的“显微组织结构强化机制”

美国军标[2-3]在第1章“应用范围”中指出,喷丸是在金属零件规定的表面内引入残余压应力,以达到改善疲劳、应力腐蚀断裂抗力,以及表面出现的擦伤。在第6.1节中讲述了可应用喷丸处理的各种零件的种类中包括轮轴(Axles)、弹簧(螺旋弹簧、扭簧与板簧)等。本节就以圆柱螺旋弹簧的疲劳断裂为例,试验研究与讨论喷丸对改善螺旋弹簧疲劳断裂抗力的强化机制。

2.3.1 螺旋弹簧的承载方式、断裂模式与断裂寿命

汽车悬架簧是圆柱螺旋弹簧(以下简称弹簧),服役中除了承受侧向和轴向载荷以外,主要

承受的是交变扭转载荷。弹簧的断裂模式与寿命完全符合 2.2 节中所讲述的各种变化规律。

采用规定的喷丸工艺规范对 55CrSi 钢制成的汽车悬架簧进行喷丸处理后,在规定疲劳试验条件下进行疲劳试验,凡达到规定的疲劳断裂寿命($N \geq 5 \times 10^5$ cycles)的弹簧,其断裂模式均为 NTFM。但是,由于生产中有时喷丸工艺参数出现不稳定或其他因素的影响,批量生产中的在线抽检试验时,一批弹簧发生早期疲劳断裂,其断裂模式为 LSFM,宏观断口形貌如图 9 所示。同一种材料的弹簧经受了相同条件的疲劳试验,但却具有不同的断裂寿命与不同的断裂模式。

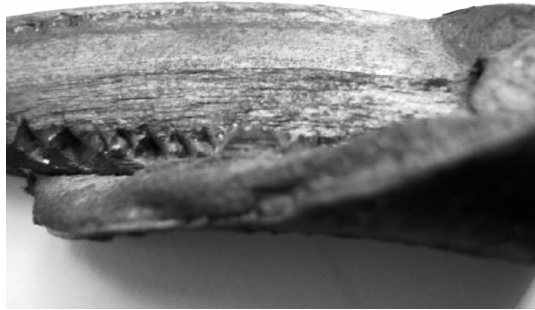


图 9 汽车悬架簧(55CrSi 调质处理钢)发生早期 LSFM 断裂的宏观断口形貌(光学照片)
Fig.9 Macro fractograph of early stage fatigue fracture for automobile suspension spring(55CrSi steel)

一般来讲,疲劳试验设备在试验过程中发生不稳定性波动的可能性较小,而在线生产中喷丸强化工艺参数发生波动的可能性较大。喷丸工艺参数发生的波动(不稳定性),首先影响引入残余压应力值及其分布,其次影响组织结构改性后表层新材料的剪切屈服强度值 τ_s 。根据 2.2.2 节中阐述的规律可知,能够由 LSFM 逆转为 NTFM 的,只有“显微组织结构强化机制”。上述的受力分析已经证明,残余压应力作用在最大在交变切应力截面上的分量等于零。由此可见,只有组织结构改性才能提高表层材料的 τ_s 值,迫使其发生 LSFM→NTFM 的逆向转换,在出现 NTFM 的断裂条件下获得更长的断裂寿命。

为了提高断裂寿命不合格弹簧的疲劳断裂抗力,对这批弹簧(样品编号为 A1)采用原喷丸工艺规范进行二次喷丸处理(样品编号为 A2),二次喷丸的主要目的是为了获得更高的表面残余压应力,由此使弹簧达到规定的疲劳断裂寿

命。为了验证上述的预想,进行了各种试验,并对这些试验结果进行研讨。

2.3.2 弹簧的各项试验结果及其分析

在 X 射线应力测定仪上测定弹簧的残余应力(σ_r)、(211)晶面衍射谱线半高宽(β)以及显微硬度(HV)等沿表层深度(Z)的分布曲线(剖面),结果分别示于图 10、11 和 12^[6]。比较一次(A1)和二次(A2)喷丸的 σ_r -Z 剖面,二次喷丸除了表面上的 σ_r 值稍提高了约 -50 MPa 之外,二者的 σ_r -Z 剖面基本上没有获得明显的变化(图 10)。

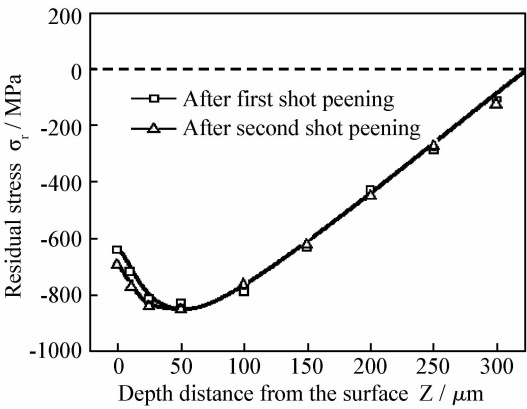


图 10 一次和二次喷丸处理后的 σ_r -Z 剖面
Fig.10 σ_r -Z profiles of specimens after first and second shot peening

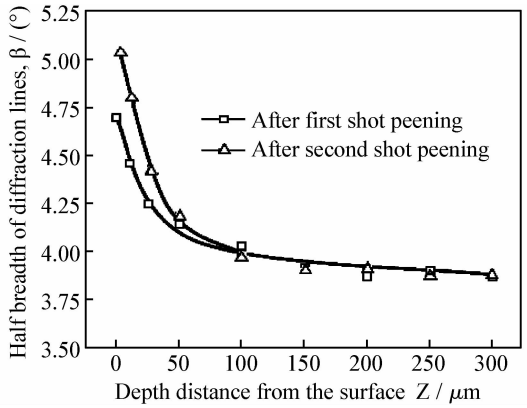


图 11 一次和二次喷丸处理后的 β -Z 剖面
Fig.11 β -Z profiles of specimens after first and second shot peening

但是,与 A1 相比,A2 号样品在深度为 50 μm 范围内的 β 与 HV 值都发生了明显地提高。如上所述,两种剖面的走向变化一致,表明超高强度钢($\sigma_b=1\,900\text{ MPa}$)的弹簧表层材料发生了强烈的循环应变硬化倾向。

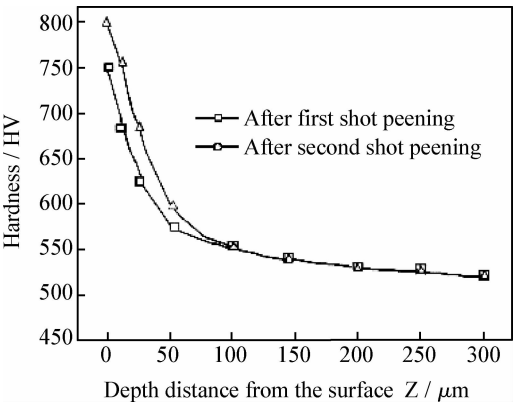


图 12 喷丸处理后 A1、A2 二样品的 HV-Z 剖面
Fig. 12 HV-Z profiles of both A1 and A2 specimens after shot peening

表征喷丸残余压应力场的 4 个特征参量,外表面上的 β , HV 测定值一并列入表 3。根据 A1 与 A2 样品表面与基体上的 HV 数据,利用以下 3 种关系:

- (1) HV- σ_b 换算表;
- (2) 对于 55CrSi 钢取 $\sigma_{0.2}/\sigma_b=0.9$;

表 3 两种弹簧样品的残余应力、显微硬度与半高宽的测定数据
Table 3 Testing datum σ_r , HV and β of specimens

NO.	IRSF and four characteristic parameters					Microhardness at surface(25g)				(211) Half breadth of diffraction lines, $\beta(^{\circ})$			
	$\sigma_{rs}/$	$\sigma_{rmax}/$	$Z_m/$	$Z_o/$	IRSF/ (MPa·mm)	HV _s	HV _m	$\Delta HV/HV_m$ (%)	Z _{HV} / mm	$\beta_s/(^{\circ})$	$\beta_m/(^{\circ})$	$\Delta\beta/\beta_m$ (%)	Z β / mm
	MPa	MPa	mm	mm									
A1	-638.2	-828.1	0.05	0.33	152.6	750	527	42	0.23	4.70	3.87	21	0.25
A2	-686.7	-846.5	0.05	0.33	156.8	797	527	51	0.23	5.08	3.87	31	0.25

表 4 两种样品外表面上的 $\tau_{0.3}$ 值及其与基体值的相对变化

Table 4 Testing datum of $\tau_{0.3}$ at surface and its relative changes with matrix

NO.	HV	σ_b^*/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\sigma_{0.3}/\text{MPa}$	$\Delta\tau_{0.3}/\tau_{0.3}/(\%)$
A1	750	3 000	2 700	1 620	67
A2	797	3 400	3 060	1 836	89
Martix	527	1 800	1 620	972	

* σ_b : obtained from HV- σ_b table

上述以往公布的喷丸规范、标准,至今还认为改善材料/零件的疲劳断裂抗力只有一种“残余应力强化机制”,各种喷丸文件都忽视了还有另外一种“组织结构强化机制”的存在,显然这是对喷丸强化机理认识上的片面性而导致的结果。下面借助于图 13 来解释喷丸处理前后在残

(3) $\tau_{0.3}/\sigma_{0.2}=0.6$, 或 $\tau_{0.3}/\sigma_b=0.54^{[9]}$ 。

经过查表后计算获得的表面与基体的剪切屈服强度 $\tau_{0.3}$ 等一并列入表 4。表中的数据表明,二次喷丸由一次喷丸的 $\tau_{0.3}=1620\text{ MPa}$ 大幅度增至 $\tau_{0.3}=1836\text{ MPa}$,与基体比较,相对增高 89%。此外,一、二次喷丸之间的差异并不只限于外表面上的 $\tau_{0.3}$ 值的不同,同时还表现在 $\tau_{0.3}$ 随表层的分布深度上的不同。在深度达到 25 μm 时,一次喷丸样品的 $\tau_{0.3}$ 值下降到 1 177 MPa,该值与疲劳加载的最大交变切应力值($\sigma_{max}=1\ 100\text{ MPa}$)十分接近,因此导致发生 LSFM 的早期疲劳断裂。而在 25 μm 深度上,二次喷丸的 $\tau_{0.3}$ 值仍高达 $\tau_{0.3}=1\ 339\text{ MPa}$ (见图 12)。深度 25 μm 似接近于高 $\tau_{0.3}$ 值的优化深度,由此起到了改变 LSFM→NT-FM 逆向断裂模式转换作用。凡是在线生产疲劳抽检发现断裂寿命不合格的悬架簧,其断裂形貌大多是 LSFM,而采用二次喷丸处理后均可达到规定的断裂寿命。这就是喷丸强化机理中的“组织结构强化机制”在改善 LSFM 断裂抗力所起到的决定性的强化作用。

余正应力与外施交变正/切应力共同作用下,弹簧表层材料的 $\tau_{0.3}$ 、疲劳断裂模式、断裂寿命等的变化过程。

(1) 未喷丸弹簧的剪切屈服强度为 τ_{s1} ,在外施切应力幅 τ_{a1} 下发生 LSFM 模式的断裂,断裂寿命为 $(\text{FFL})_a$ 。

- (2) 如果继续提高外施应力幅至 τ_{a2} , 则发生 LSFM 断裂的寿命又缩短到 $(FFL)_b$ 。
- (3) 在 τ_{a2} 不变的条件下, 对弹簧采用喷丸处理, 表层材料剪切屈服强度由 τ_{s1} 增高到 τ_{s2} , 则 LSFM 模式的断裂寿命则由 b 点升至 c 点, 即断裂寿命增长到 $(FFL)_c$, 但弹簧的断裂模式仍为 LSFM。
- (4) 为迫使弹簧的断裂模式通过发生 LSFM $\rightarrow$ NTFM 逆向转换而增长断裂寿命, 采用更优化、更稳定的喷丸工艺规范, 使弹簧的屈服强度再由 τ_{s2} 增高到 τ_{s3} 。优化工艺实现了 LSFM $\rightarrow$ NTFM 逆向转换, 断裂寿命也随之增至 $(FFL)_d$ 。
- (5) 2.1.1 节中的应力分析结果指出(见表 1), 发生于圆柱体 45° 或 135° 斜截面上的 NTFM, 喷丸引入的残余压应力(σ_r)能消弱外施最大交变正应力水平[即 $1/2(\sigma_r - \sigma)$]。因此, 发生 NTFM 的断裂寿命则再由 $(FFL)_d$ 移到更高的 $(FFL)_e$ 寿命。

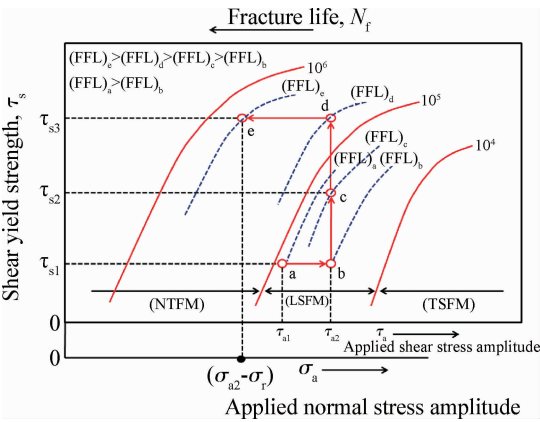


图 13 解释喷丸前后的螺旋弹簧在喷丸残余压应力、外施交变正/切应力作用下, 弹簧表层材料的 $\tau_{0.3}$ 、断裂模式、断裂寿命等变化的示意图

Fig. 13 Schematic diagram illustrating the change of $\tau_{0.3}$, fracture mode and fracture life under the action of applied cyclic normal/shear stress and compressive residual stress for the coil spring before and after shot peening

综上所述, 图 13 形象地解释了喷丸非均匀塑变引入的残余压应力与循环塑性形变引发了显微组织结构“改性”二者赋予喷丸强化机理具备了“应力强化机制”与“组织结构强化机制”两种强化效应。

上述讨论已经验证了工程材料/零件(靶材)于喷丸过程中发生的是循环塑性变形的性质、喷丸强化机理中至少有两种强化机制, 在此认识的基础上, 可对喷丸强化原理作如下更全面的论

释: 喷丸强化是利用高速运动弹丸冲击靶材表面使其表层材料发生循环塑性变形(Cyclic plastic deformation-CPD)的过程, 由此首先引发“显微组织结构发生力学行为改性”(Modification of mechanical behavior-MMB), 其次非均匀塑性变形导致残余压缩正应力在表层中的引入。“应力强化机制”与“组织结构强化机制”二者都是改善疲劳、应力腐蚀氢脆等断裂抗力以及改善表面擦伤的两种强化机制。

3 结 论

- (1) 喷丸强化处理引发靶材表层发生的塑性变形实属循环塑性变形、而并非单调塑性变形的性质。
- (2) 应力强化与组织结构强化两种强化机制, 都是改善疲劳、应力腐蚀、氢脆等的断裂抗力的强化机制。
- (3) 应力强化机制只能改善正断型模式的疲劳断裂抗力。而组织结构强化机主要用于改善切断型模式的疲劳断裂抗力, 此外它也有助于改善正断型模式的疲劳断裂抗力。

参考文献

[1] SAE J 808a. 1952. Sae manual on shotpeening [S].

[2] MIL-S-13165C. 1966. Military specification shot peening of metal parts [S].

[3] SAE-AMS-S-13165. 1997. Shot pening of metal parts [S].

[4] HB/Z26-92. 1992. 航空零件喷丸强化工艺通用说明书 [S].

[5] Wang Renzhi. Investigation on the microstructure in shot-peening surface straining layer of materials [C]. A. Niku Lari. Proceedings of 1st International Conference on Shot Peening, Paris: Pergamon Press, 1981: 185-192.

[6] 王仁智, 姜传海. 圆柱螺旋弹簧的正断/切断型疲劳模式与提高其疲劳断裂抗力的途径 [J]. 中国表面工程, 2010, 23 (6): 7-14.

[7] 王仁智, 姜传海. 汽车悬架簧早期疲劳断裂原因的试验研究 [J]. 材料热处理学报. 2012, 33(6): 127-135.

[8] Hu Z, Ma L, Cao S. A study of shear fatigue crack mechanisms [J]. Fatigue Fract Engng Mater Struct, 1992, 15 (6): 563-570.

[9] Yamada Y. Materials for springs [M]. Berlin: Springer, 2007.