doi: 10.3969/j.issn.1007-9289.2010.06.002

圆柱螺旋弹簧的正断/切断型疲劳断裂模式 与提高其疲劳断裂抗力的途径

王仁智¹,姜传海²

(1. 北京航空材料研究院 第四研究室,北京 100095; 2. 上海交通大学 材料科学与工程学院,上海 200240)

摘 要:结合承受扭转切应力和轴向正应力圆柱体的受力分析,讨论了圆柱螺旋弹簧发生的正应力断裂,纵向以及横向切应力断裂等3种疲劳断裂模式。结果指出,喷丸引入的残余正应力(即应力强化机制)只影响正应力而不影响纵/ 横向切应力断裂模式的疲劳强度(寿命)。但喷丸引起表面形变层内的组织结构改性(即组织结构强化机制)却能提高 所有3种断裂模式的疲劳断裂抗力。

关键词:圆柱螺旋弹簧;疲劳断裂模式;表面喷丸;应力强化与组织结构强化机制 中图分类号:O346.1 文献标识码:A 文章编号:1007-9289(2010)06-0007-08

Normal and Shear Fatigue Fracture Modes of Circular Coil Spring and the Approach of Improving Fatigue Fracture Resistance

WANG Ren-zhi¹, JIANG Chuan-hai²

(1. Laboratory of Number 4, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095; 2. School of Material Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240)

Abstract: On the basis of the force analysis of the torsional shear stress and axial normal stresses in the cylinder, three fatigue fracture modes of normal tensile fracture, and longitudinal, transverse shear fracture of the circular coil spring were discussed. It was shown that the normal compressive residual stresses induced by shot peening had only influences on the fatigue strength (fracture life) of normal tensile fracture mode, while they had no effect on the fatigue strength under longitudinal and transverse shear fracture mode. The fatigue fracture resistance of the three modes mentioned above, however, can be improved due to the microstructure modification in the spring surface layer introduced by the shot peening.

Key words: cylinder coil spring; fatigue fracture mode; peening the surface; stress and microstructure enhancement mechanisms

0 引 言

疲劳试验中对圆柱螺旋压缩弹簧(以下简称弹 簧)施加的载荷主要是扭转与横向剪切两种载荷, 而其中有些弹簧(如汽车悬挂簧)在实际工况中还承 受侧向载荷。

近年我国弹簧制造厂商试验室的疲劳试验中, 弹簧(特别线径为Φ9~Φ16 mm)的疲劳断裂除了正 常的正应力断裂模式(Normal tensile fracture-NTF) 之外,有时出现切应力断裂模式(Shear fracture-SF)。 凡出现切应力断裂模式,其疲劳断裂寿命明显下

收稿日期: 2010–10–22 作者简介: 王仁智(1932—),男(汉),山东烟台人,研究员。 降。对于发生短寿命SF断裂的已经过一次喷丸(Shot peening-SP)处理的同批簧,如再进行二次SP处理, 则簧的断裂便能由SF断裂模式转变为长寿命的 NTF断裂模式。由此可见,摆在弹簧制造业面前需 迫切解决的问题是:在几乎是相同的疲劳试验条件 下,为何时而出现短寿命的切应力断裂?什么因素 影响并决定圆簧的疲劳断裂模式?在材料不变的条 件下是否可以通过控制加工工艺改变其疲劳断裂 模式,由此提高圆簧的疲劳断裂寿命?显然,上述 问题的研究不仅有一定的理论意义,而且具有十分 重要的实际价值。

首先必须借助于在试验室内已完成的有关材 料纯扭转疲劳的系统试验结果,但遗憾的是这方面 的文献报导极为有限。断裂力学问世后在疲劳断裂 领域50余年的应用中,主要是试验研究和测定张开 型(即I型)疲劳裂纹的扩展规律,确定了裂纹尖端应 力强度因子幅值△K是控制裂纹扩展速率(da/dN) 唯一力学参量,即Paris公式^[1];对张开型(I型)裂 纹提出了裂纹扩展的张开闭合模型在疲劳断口上 形成的疲劳条带花样(Fatigue striation)^[2]。然而,从 上世纪中至今,只有极为有限的几篇文献论述了滑 开型(II型)和撕开型(III型)疲劳裂纹扩展特征的试 验研究。文中只能从仅有的几篇论述中定性地讨论 有关影响出现各种疲断裂模式的因素,然后再进一 步讨论并阐述二次喷丸中的"组织结构强化机制" 在改变疲劳断裂模式中的作用。

1 圆柱体的扭转疲劳断裂模式

图1示出了圆柱体纯扭转疲劳试验产生的三种 类型的疲劳断裂模式。



(a) 正应力(螺旋)断裂(张开型-Ⅰ型)
 (b) 横向断裂(滑开型-Ⅱ型)
 (c) 纵向断裂(撕开型-Ⅲ型)

图1 圆柱体纯扭转疲劳断裂模式 Fig.1 Pure torsional fatigue fracture mode of cylinder

1.1 纯扭转疲劳试验获得的一些主要成果

圆柱体样品的材料为45Cr钢。经淬火(850 ℃油 淬)和不同温度回火处理,其力学性能与缺口样品 的条件扭转疲劳极限(应力比R=-1,疲劳寿命N= 5×10⁶周次)等一并列入表 1。各种样品在不同扭转 应力水平下的疲劳断裂类型及断裂机制示于图 2, 由试验结果得出以下疲劳断裂规律^[3]:

(1) 扭转疲劳极限随着材料静强度(HRC、 σ_b 、 τ_s)的增高而提高。

(2) 疲劳寿命随外施切应力的增高而下降,且 正断型(NTF)具有最长的疲劳寿命,而横向切断型 (Tansverse shear fracfure-TSF)具有最短的疲劳寿命。

(3) 静强度相同的条件下,随着施加于样品切应力的增高,断裂模式逐渐由正断型向纵向切断型 (Longitudinal shear fracture-LSF)最后向横向切断型 (TSF)转变,即向NTF→LSF→TSF模式转变。

表145Cr钢的力学性能

Table 1 Mechanical properties of 45Cr steel

回火温度 /	抗拉强度	屈服强度	硬度	扭转疲劳极限*
°C	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\sigma_{\rm s}$ / MPa	HRC	τ_{-1n} / MPa
240	1840	1560	51	284
360	1500	1420	46	284
460	1250	1160	39	264
550	1030	960	31	216

注:* 缺口样品



×: 扭转疲劳极限; Δ: 正断型(NTF)断裂模式; □: 纵向 切断型(LSF)断裂模式; ○: 横向切断型(TSF)断裂模式

图2 45Cr钢扭转疲劳试验获得的宏观断裂模式图 Fig.2 Macroscopic fracture mode image of 45Cr steel obtained from torsion fatigue test

(4) 在施加相同切应力条件下,随着材料强
 度(σ_b, HRC)水平的增高,其断裂模式逐渐由TSF
 向LSF,最后向NTF模式转变,即发生TSF→LSF→
 NTF模式转变。

由上述全逆转扭转疲劳试验获得的断裂模式 变化规律可以看出,扭转疲劳断裂寿命(Fracture life-FL)首先决定于外施切应力(τ_{ap})水平和材料的 强度(σ_b 、 τ_s 、HRC)水平(Material stength-MS),其 次决定于断裂模式(Fracture mode-FM),可用下式 来描述四者之间的关系:

$$FL=f (\tau_{ap}, MS, FM)$$
(1)

1.2 提高扭转疲劳断裂寿命的途径

根据式(1)的函数关系,可以通过选材(即改变 σ_b、τ_s水平)或改变弹簧的加工制造工艺等途径,来 改善和提高弹簧的疲劳断裂寿命。

(1) 改变弹簧整体材料的强度(σ_b、τ_s)水平。

图2的3条曲线划分出的3种断裂模式分别为: I 区-正应力断裂模式(NTF); II 区-横向切应力断 裂模式(TSF); III 区-纵向切应力断裂模式(LSF)。 当外施 τ_{ap} =const时,如逐渐提高钢丝整体材料的强度(σ_b 、 σ_s 、 τ_s 等)水平,则弹簧的断裂模式便会产生 TSF→LSF→NTF转变,由此其疲劳断裂寿命逐渐 获得增长。

(2)在扭转加载条件下,最大扭转切应力处于圆柱体外表面。所以改变弹簧外表面层局部材料的强度,同样也会收到与提高整体材料强度类同的效果。为此,在制造过程中,对弹簧采用表面形变(或其它方法)强化处理,使表层金属在发生循环塑性变形过程中获得改性,0.2~0.4 mm深的表层金属强度(σ_b、τ_s)获得提高,由此促使疲劳断裂模式发生TSF→LSF继而再由LSF→NTF的转变,从而使弹簧的疲劳断裂寿命得以延长。

(3)针对近年来线径为Φ9~Φ15 mm的圆柱螺 旋压缩弹簧,试验室疲劳试验中常因出现TSF或 LSF断裂模式而达不到规定疲劳寿命(3×10⁵~ 5×10⁵周次)的问题。有的生产厂家试图通过采用表 面喷丸引入表层更高的残余压应力或二次喷丸的 途径,达到了提高疲劳强度的目的。经过上述改良 喷丸工艺处理的弹簧,发生切应力断裂的几率明显 降低,断裂寿命显著延长,由此显示出改良SP工艺 的功效。于是他们认为,这种功效完全是由于引入 了更高的残余压应而产生的效果。但是,上述观点 正确与否,只有通过有关力学分析和SP形变改性层 内的组织结构分析之后,才能得出正确的结论。

2 圆柱螺旋压缩弹簧的受力分析

2.1 承受扭转载荷的圆柱体内单元体任意截面上 的受力分析

由承受扭转切应力(r)的圆柱体内取一单元体, 单元体内取一面积为MN=dF的任意截面,而其余两 个面积分别为AM=dFcosa, AN=dFsina,示于图3(a)。

取参考座标η和ξ分别与斜截面dF垂直与平行。 根据力(P)平衡方程:

 $\Sigma P_{\eta}=0$

 $\sigma_{\alpha} dF + (\tau dF \cos \alpha) \sin \alpha + (\tau \cdot dF \sin \alpha) \cos \alpha = 0$

 $\Sigma P_{\xi}=0$

 $\tau_{\alpha} dF - (\tau dF \cos \alpha) \cos \alpha + (\tau \cdot dF \sin \alpha) \sin \alpha = 0$

可计算获得任意斜截面dF的正应力 σ_{α} 和切应 力 τ_{α} 与扭转切应力 τ 的关系:

$$\sigma_{\alpha} = -\tau \sin 2\alpha$$
 $\tau_{\alpha} = \tau \cos 2\alpha$ (2)



图3 单元体任意斜截面上的受力图(n-斜截面外法线) Fig.3 Force diagram on the any diagonal section of unit cell (n-section external normal on the diagonal section)

2.2 双轴残余应力作用下圆柱体内单元体任意截 面上的受力分析

喷丸引入圆柱体表层轴向与切向残余正应力 分别为σ_{r1}和σ_{r2},而作用于任意斜截面上的只有σ_{r1}, 示于图4。

取参考座标η和ξ分别与斜截面dF垂直与平行。 根据力(P)的平衡方程:

$$\Sigma P_{\eta} = 0$$

$$\sigma_{\alpha} \cdot dF + (\sigma_{r1} dF \cos \alpha) \cos \alpha = 0$$

$$\Sigma P_{\xi} = 0$$

 $\tau_{\alpha} \cdot \mathrm{d}F + (\sigma_{\mathrm{r1}} \mathrm{d}F \cos\alpha) \sin\alpha = 0$

计算得到任意截面dF上的 σ_{α} 和 τ_{α} : $\sigma_{\alpha} = -\sigma_{r1} \cos^{2} \alpha \quad \tau_{\alpha} = -\frac{1}{2} \sigma_{r1} \sin 2 \alpha$



图4 喷丸引入的残余正应力作用下圆柱体任意截面的受 力图

Fig.4 Force diagram on the any diagonal section of cylinder under the action of residual stress introducted by shot peening

2.3 扭转与双轴残余应力共同作用下圆柱任意截 面上的受力分析

扭转与双轴残余应力共同作用下,圆柱体任意

截面上的正应力与切应力分别为(2)式与(3)式之 和,即:

$$\sigma_{\alpha} = -\tau \sin 2\alpha - \sigma_{rl} \cos^2 \alpha$$

$$\tau_{\alpha} = \tau \cos 2\alpha - \frac{1}{2} \sigma_{rl} \sin 2\alpha$$
(4)

表2中列出了任意斜截面外法线n与x轴(即圆 柱体轴心)成 α 角斜截面上作用的 σ_a 与 τ_a 值。

表2 任意n法线与x轴成 α 角斜截面上作用的正应力(σ_a) 与切应力(τ_a)

Table 2 Normal stress (σ_{α}) and shear stress (τ_{α}) acting on the any diagonal section at different angles (α) between both of normal and axis *x*

<i>α</i> /(°)	σ_{lpha}	$ au_{lpha}$
0	$-\sigma_{r1}$	τ
45	$-\tau - \frac{1}{2} \sigma_{r1}$	$\frac{1}{2} \sigma_{r1}$
90	$-\sigma_{r1}$	$-\tau$
135	$\tau - \frac{1}{2} \sigma_{r1}$	$\frac{1}{2} \sigma_{r1}$

分析表2中的σα和τα数据可以得出:

(1)对于正应力σ_α而言,圆柱体(或弹簧钢丝)的横截面(即α=0°)和纵截面(即α=90°)上始终作用的 是恒定应力(-σ_{r1}),所以引入的残余正应力不会在该 截面上引起疲劳断裂。而45°和135°截面上作用的却 有交变应力成份τ (因τ是加在圆柱体或钢丝上的交 变扭转切应力)。45°截面上作用的为最小交变正应 力,其值为:

$$\sigma_{\alpha\min} = -(\tau + \frac{1}{2} \sigma_{r1})$$
 (5)

因为σ_{amin}是交变压应力,所以该截面不会发生 疲劳断裂。

在135°截面上作用的为最大交变正应力,值为:

$$\sigma_{\alpha \max} = \tau - \frac{1}{2} \sigma_{r1} \tag{6}$$

根据 σ_{rl} 值的大小, σ_{cmax} 有可能引起135°截面发生正应力疲劳断裂。

(2)由于残余压应力σ_{r1}的引入,降低了σ_{αmax}值 的水平,由此使引发正应力疲劳断裂寿命得以提高。

(3)对于切应力τ_α而言,圆柱体(或弹簧钢丝)的45°和135°截面上作用的是恒定应力¹/₂σ_{rl},所以该截面不会发生切应力疲劳断裂。而对于横截面和纵截面,作用的确是交变应力,其绝对值等于外施于圆柱体上的交变扭转切应力τ,而引入的残余压

应力对该截面的ra值毫无影响。这表明喷丸引入弹 簧表层的残余压应力,无助于改变外施扭转切应力 在横截面和纵截面上产生的交变切应力水平,所以 对弹簧发生横向或纵向切应力疲劳断裂寿命不应 产生影响。此分析结果对文中第1.2节末尾提出的通 过喷丸引入残余压应力的途径来提高横/纵向切应 力疲劳断裂寿命的观点,作出了明确的否定回答。

(4) 表2中的计算结果指出,引入残余压应力 只影响作用于45°/135°截面上的脉动正应力水平, 而不影响作用于0°/90°截面上的脉动切应力水平。

但是大量的悬挂簧的疲劳试验结果指出,凡经 过喷丸(包括应力喷丸)处理的簧,三种疲劳断裂模 式的寿命都能分别获得相应的提高,这说明喷丸除 了具有应力强化机制之外,还有可能存在另一种改 善和提高纵/横向切应力断裂寿命的第二种强化机 制,这就是下面将要讨论的"组织结构强化机制"。 大量试验结果已经证明,该强化机制在改善高温合 金的高温(450~650℃)疲劳强度起着主要作用^[4]。

3 提高圆簧纵/横切应力疲劳断裂寿命的喷丸 组织结构强化机制

圆簧在弹丸流的连续冲击下,表层材料发生循 环塑性变形,由此导致:表层不均匀的塑性变形引 入残余应力(σ_r);表层材料发生循环应变硬/软化。 第2节的受力分析已知,SP诱发的残余应力虽然不 影响0°/90°截面上的脉动切应力水平,但SP引发的 循环硬/软化却能明显地影响材料表层的力学性能 (σ_b, σ_{0.2}, τ_{0.3}, HRC,等)。超高强度钢的高周疲劳性能 (正应力/切应力断裂强度)与其静强度之间具有正 比关系(见图2)。为了解SP循环塑性变形对超高强度 钢(如55CrSi钢)表层材料力学性能的影响,首先需 要试验测定材料的循环应变特征。

3.1 判别喷丸表层材料循环应变特性的方法

弹簧在弹丸流连续冲击下表层材料将发生循 环应变硬/软化。

对于判别如此薄层(约0.2~0.5 mm)内发生的 循环应变特性,常规的力学试验方法实属难以胜 任。但是采用X射线结构分析判别薄层内发生的循 环应变特性却是一种简单易行的方法。试验已经证 明,通过测定喷丸表层显微硬度(HV)随深度(Z) 的变化获得的HV-Z曲线(即剖面),以及通过测 定该层内晶体任意一个原子面的X射线衍射谱线半 高宽(β)随Z的变化获得的另一种β-Z曲线(即剖 面),二者具有完全相同的走向和相同的变化趋势^[5]。 由此表明,完全可以依据β-Z剖面的形状来判别喷 丸SP表层材料发生的循环应变硬/软化特性。

3.2 弹簧的喷丸塑变层内的组织结构改性与其疲劳断裂模式间的关系

3.2.1 弹簧喷丸塑变层内 σ_r 、HV与 β 的试验测定结果

弹簧样品采集自两个弹簧制造厂家,其主要制造工艺流程见表 3。厂内疲劳试验中各种弹簧发生的断裂模式与断裂寿命等情况说明见表 4。弹簧样品内圆表层HV-Z剖面测定结果分别示于图5和 图6,内圆表层 β -Z剖面测定结果分别示于图7和图8,内圆表层 σ -Z剖面测定结果分别示于图9和图10。

表 5 中列出了以下三种试验数据:根据HV-Z 剖面得到的外表面HV_s、心部基体HV_m、硬度的相 对变化 \triangle HV/HV_m以及HV的变化深度Z_{HV};外表面 β_s 、心部基体 β_m 、相对变化 $\triangle \beta / \beta_m$ 以及 β 值变化深度 z_β ;根据 σ_r -Z剖面获得的表征残余压应力场的4个特 征参量(σ_r , σ_{rmax} , Z_c , Z_o ,符号代表意义见表5)以及 由特征参量计算得到的残余压应力场强度 (Intensity of residual stress field—IRSF),即:

$$\operatorname{IRSF} = \int_{0}^{z_{\circ}} \sigma r(Z) d$$

根据表5中获得的二种样品的外表层的HVs数 值,利用以下三种关系:

(1) HV-σ_b的对应关系(查表);

(2) $\sigma_{0.2}/\sigma_b=0.9\sim0.92$ (这里取0.9);

(3) $\tau_{0.3}/\sigma_{0.2}=0.59$ °

经过查表和计算最后获得的经一、二次SP处理 后材料表层的t_{0.3}值一并列入表6。

表 3 各种弹簧(55CrSi钢)试验样品的主要制备工艺

Table 3 Major	preparation	process of a vari	ety of spring t	test samples	(55CrSi steel)
					· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·

			一次喷丸工艺参数				二次喷丸工艺参数			
样品 弹簧线径 编号 /mm		弹簧的主要制造工艺	弾丸 尺寸 d/ mm	弾丸硬 度 HRC	喷丸强 度 A/ mm	表面覆 盖率/ %	弾丸尺 寸 d/ mm	弹丸硬度 HRC	喷丸强 度 A/ mm	表面 覆盖 率/%
A ₁	由15剥皮 到 14.2	 ①中频加热、热卷、淬火(60HRC) ②回火(450 ℃, 52HRC) ③出炉压 并 ④隧道机一次喷丸 	0.8	640	0.42	>95				
A_2	由15剥皮 到 14.2	 ①中频加热、热卷、淬火(60HRC) ②回火(450 ℃, 52HRC) ③出炉压 并 ④隧道机二次喷丸 	0.8	640	0.42	>95	0.8	640	0.42	>95
C_1	13.5	①冷拉钢丝冷卷②油淬(61HRC) ③回火(51HRC)④隧道机一次喷丸	1.0	55~60	0.50	100				
C ₂	13.5	 ①冷拉钢丝冷卷 ②油淬(61HRC) ③回火(51HRC) ④隧道机一次 ⑤履带机二次喷丸 	1.0	55~60	0.50	100	0.6	55~60	0.35	100

表 4 各种弹簧样品于疲劳试验中的断裂寿命与疲劳断裂模式等的说明

Table 4 Explanation about rupture life and the fatigue fracture mode of a variety of spring test samples during the fatigue test

样品编号	弹簧名称	疲劳试验中发生断裂的寿命与模式
A_1	悬挂簧	疲劳试验中发生 NTF 模式断裂时基本均可达到规定寿命要求,如一旦发生 TSF 或 LSF 模式断裂,则达不到规定寿命的要求。
A_2	悬挂簧	二次 SP 处理后,发生 TSF/LSF 模式断裂的几率大为降低,绝大部分簧均可达到规定寿命要求。
C ₁	储能簧	疲劳试验中在规定寿命(N=2×10 ⁵ 周次)前发生的绝大部分 TSF/LSF 模式断裂,疲劳源均萌生 在靠近外圆的横向切应力断口表面上。
C_2	储能簧	超过规定寿命发生的断裂,主要是 NTF 模式的断裂。



Та	Table 5 Measured data of residual stress, microhardness and half full of width at half maximum of various samples												
样品 编号	残余应力场强度及共四个特征参量				表	表层显微硬度(25g)				(211) 衍射谱线半高宽			
	σ _{rs} / MPa	$\sigma_{ m rmax}$ /MPa	Z _c /mm	Z _o /mm	IRSF/ (MPa·mm)	HVs	HV_m	$\bigtriangleup_{\rm HV/HV_m}_{/\%}$	Z _{HV} / mm	$\beta_{\rm s}/$ deg	$eta_{ m m}/$ deg	$ riangle eta / eta_{ m m} / \%$	Z _β /mm
A_1	-638.2	-828.1	0.05	0.33	152.6	750	527	42	0.23	4.70	3.87	21	0.25
A_1	-686.7	-846.5	0.05	0.33	156.8	797	527	51	0.23	5.08	3.87	31	0.25
C_1	-453.6	-630.7	0.04	0.27	94.2	661	476	39	0.20	4.15	3.77	10	0.15
C_2	-512.1	-651.3	0.04	0.27	98.2	692	476	45	0.20	4.37	3.77	16	0.15

表 5 各种样品的残余应力、显微硬度与半高宽的测定数据

注: σ_{rs} —表面残余应力; $\sigma_{r,max}$ —最大残余应力; Z_c — $\sigma_{r,max}$ 所处深度; Z_o —残余压应力场深度

表 6 两种样品喷丸组织改性后外表面上的_{70.3}及其在交变应力场中的变化 Table 6 Surface yield strength ($\tau_{0,3}$) and its change in the alternating stress field after the structure modification due to shot

	-								
样品编号	由 HV 查表得 o _b		σ _{0.2} / MPa	τ _{0.3} / MPa	$\Delta \tau_{0.3} / \tau_{0.3} / \%$	假定经 2×10 ⁵ 次疲劳试验导致下列百分数 下降后的 τ _{0.3} 值/ MPa			
_	HV	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$				10 %	20 %	30 %	
A_1	750	3000	2700	1593	67	1434	1274	1115	
A_2	797	3400	3060	1805	89	1625	1444	1264	
A _{基体}	527	1800	1620	956		956	956	956	
C_1	661	2400	2160	1274	53	1147	1019	892	
C_2	692	2600	2340	1381	66	1243	1105	967	
C _{基体}	472	1570	1413	834		834	834	834	

注: *这里的то.3为基体的值

peening of two specimens

3.2.2 试验结果的分析讨论

比较图5、图6与图7、图8的HV-Z和β-Z剖面, 所有曲线的走向和变化趋势几乎完全相同,即表面 上的HV_s和β_s值最高,向内逐渐降低直至达到心部基 体组织的HV_m和β_m稳定值为止。众所周知,材料的 力学性能取决于组织结构状态。表层材料(211)晶面 X射线衍射谱线半高宽发生的上述变化,说明材料 的组织结构在循环塑性变形中发生了诸如晶粒变 形,亚晶粒细化,晶体点阵畸变,位错密度激增等 变化,其结果必然导致材料强度(硬度)的增高。 这已由HV-Z剖面相对应的变化得到了试验证实。 由此可以确认:① 可依据β-Z剖面来判别SP表面塑 变层发生的循环应变硬化或软化特性;② 由于β-Z 剖面与HV-Z剖面的变化具有一致性,所以55CrSi 钢的SP表面塑变层系属循环应变硬化层。比较表5 中经一、二次SP(A₁、A₂、C₁、C₂样品)引入弹簧 表层内的残余压应力场强度及其四个特征参量可 以发现,一、二次SP样品之间的残余应力数据并无 明显差别。当然, 残余压应力对提高弹簧正应力疲 劳断裂强度(寿命)做出的贡献已无可争议,况且 关于引入正应力不影响切应力疲劳断裂强度(寿 命)这一论点已作过充分的分析和论证。因此,下 面将只根据表5中关于表征材料组织结构因素β值 的变化,以及由于这种变化而导致表层材料屈服切 应力(t_{0.3})的改变(表6),来进一步讨论SP的"组织 结构强化机制"在改变弹簧的横/纵向切应力疲劳断 裂强度(寿命)中的作用。

比较一、二次SP处理后A、C两种样品的 $\triangle \beta/\beta m$ 和 Δ HV/HV_m值上的变化。二次SP使 Δ β / β m值发生增 大,说明二次SP能够在一次SP的基础上使表层材料 继续发生更高的循环应变硬化。这种变化的结果, 必然导致该层材料的屈服切应力水平(10.3)再度发 生提高。表6中列出的A、C样品的10.3数据变化表明: A样品经一、二次SP处理后,表层的r0.3值由基体组 织的956 MPa, 分别增高到1593 MPa和1805 MPa, 即一次SP后增高到67%,二次SP后增到89%;C样 品经一、二次SP后,表层的70.3值由基体组织的834 MPa分别增高1 274 MPa和1381 MPa,即一次SP后增

高53%,二次SP后增高66%。

下面以A弹簧为例,讨论二次SP的强化机制。 A弹簧工作承受的最大切应力为*t*max=1100 MPa,在 △τ一定的条件下要求其疲劳断裂寿命达到 N_f≥5×10⁵次。C弹簧工作承受的最大切应力为 *τ*_{max}=1400 MPa, 在△τ (593 MPa) 一定的条件下要 求其疲劳断裂寿命应达到N_f≥2×10⁵次。这里假定 在服役过程中弹簧表层组织有可能发生循环软化, 由此导致材料的70.3值下降10%~30%。经20万次疲 劳τ0.3可能下降的数值也同时列入表6。假如弹簧表 层的τ_{0.3}下降30%时,一、二次SP处理的弹簧将会 发生下列的断裂模式:一次SP后,在服役过程中弹 簧外层材料下降到10.3=1115MPa,其值已十分接近A 簧服役Tmax=1100 MPa 水平,所以发生TSF或LSF模 式的几率增高,难以达到规定寿命(5×10⁵次)的 要求;但是,经二次SP下降30%后的屈服切应力为 τ_{0.3}=1264 MPa, 仍然远高于其服役的τ_{max}=1100 MPa 水平,所以能促使疲劳断裂模式发生TSF→ LSF→NTF的转变,亦即获得高寿命的NTF模式。 以上分析了受控喷丸强化中的"组织结构强化机 制"在改善和提高弹簧切应力疲劳断裂强度(寿命) 的强化作用。

喷丸循环塑性变形导致靶材表层形成由改性 的组织结构与残余正(压)应力二者构成的"孪生"。 该"孪生"的难以区分性,给为单独研究组织结构因 素对疲劳强度的影响,因残余应力存在的干扰而 带来极大的困难。但是本文对扭转疲劳所作的受 力分析指出,如采用扭转疲劳试验研究切断模式 的疲劳强度时,便可完全避开残余应力因素干扰, 而单独研究组织结构因素对切断模式的疲劳断裂 抗力的影响。

综上所述可知,一个良好的弹簧SP工艺应能充 分发辉和利用以下3种强化效应:① 引入优化的残 余正(压)应力,以提高NTF的疲劳强度(应力强 化机制);② SP循环应变引发的表层材料改性(组 织结构强化机制),既能提高NTF又能提高LSF与 TSF模式的疲劳强度;③ 二(或多)次SP通过降低 表面粗糟度而降低表面应力集中效应,最大限度削 弱表面应力集中对疲劳强度的负面影响。诸效应 (因素)之间的关系一并诠释于方块图11,该方块图 概括地说明了喷丸处理工艺中的综合强化效应。



图11 喷丸工艺的综合强化效应图

Fig.11 Interpretation figure of the comprehensive strengthening effect of shot peening technology

4 结 论

根据几家弹簧生产厂商对制造过程中长期发 生各种疲劳断裂模式的观察与统计、本试验获得的 各种试验数据、疲劳断口形貌以及所作的分析,可 得出如下结论:

(1) 喷丸工艺具有两种基本强化机制: 残余 应力强化机制;组织结构强化机制。

(2)残余应力强化机制仅对正应力断裂模式的疲劳强度具有强化作用,而基本上不影响切应力疲劳断裂抗力。

(3)组织结构强化机制对循环应变硬化材料的正应力、尤其是切应力断裂模式的疲劳强度具有良好的强化作用。

参考文献:

- Paris P C. The boeing company [P]. Document No 17867, Addendum N, September 12, 1957.
- [2] Laird C, G. C. Smith (1962) crack propagation in high stress fatigue [J]. Phil. Mag. 7, 847-863.
- [3] Hu Z, Ma L, Cao S. A study of shear fatigue crack mechanisms [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Stract, 1992, 15(6): 563-57.
- [4] Wang Renzhi, et al. Shot peening of superalloys and its fatigue properties at elevated temperature [C]. Paris: Proceedings of ICSP-1, 14-17 September 1981.
- [5] Wang Renzhi, et al. Investigation on the microstructure in shot-peening surface straining layer of materials [C]. Paris: Proceedings of ICSP-1, 14-17 September 1981.

作者地址:北京 81 信箱	67 分箱	100095
Tel: (010) 6245 3469	E-mail: rz_wang@yaho	o.com.cn