

一种新型超高强钢喷丸强化的研究

李向斌 王仁智 殷源发
(北京航空材料研究所)

本文系统地研究了喷丸强化工艺参数与材料表面强化和损伤的关系, 强化工艺参数对表面粗糙度、残余应力的影响, 以及材料表面层的这些变化与疲劳强度的关系。结果表明: 只有在适宜的喷丸强化工艺参数下, 才能获得最佳的强化效果。

Investigation on the Shot Peening of a New High Strength Steel

Li Xiangbin Wang Renzhi Yin Yuanfa
(Institute of Aeronautical Materials, Beijing)

The relationship among the shot peening strengthening parameters and the strengthening and damage in the surface layer of material, the effect of peening technical parameters on the surface roughness and on the residual stress field as well as the relationship between the surface changes mentioned above and the fatigue strength of materials have been investigated in a systematic way in the present paper. It is shown that the optimum peening strengthening effect can be obtained only in the condition of appropriate peening strengthening parameters.

一、前言

表面喷丸强化处理是提高金属机械零件疲劳性能的有效工艺, 特别是对高强钢和超高强钢, 其强化效果尤为明显。因此, 美国空军军用规范明确规定: 对于拉伸强度为 1400MPa 以及更高的钢锻件, 必须采用喷丸强化处理。

本文以一种新型超高强钢 ($\sigma_b = 1950\text{MPa}$) 为靶材, 系统地研究了喷丸强化工艺参数与表面层的强化和损伤 (弱化) 的关系, 强化工艺参数对表面粗糙度的影响, 工艺参数和表面电镀对表层残余应力场的影响, 进而研究这些影响与靶材疲劳强度的关系。研究结果指出: 在考虑到各种因素之后, 只有选择适宜的强化工艺参数, 才能获得优良的强化效果, 最充分地发挥喷丸强化的潜力。

二、材料及试验方法

试验用料为双真空冶炼钢, 其化学成分、热处理规范及

力学性能分别列于表 1 和表 2。

表 1 新型钢的化学成分

元素	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Cu
含量, wt%	0.39	0.69	1.61	0.91	1.82	0.42	0.07	0.06

表 2 新型钢的热处理及力学性能

热处理规范	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_b MPa	δ_5 %	ψ %	a_k kJ/m ²	K_{IC} MPa $\sqrt{\text{m}}$	HRC
870℃ 油淬+300℃ 回火 2 次, 空冷	1643	1950	12.3	52.95	814	83.19	53~54

用 2903 型 X 射线应力仪测定残余应力 (σ_r), 用电解抛光去层法测定 σ_r 沿层深的分布; 在 MHI-11 型双管显微镜上测定各种状态下的表面粗糙度; 利用 JSM-35 型扫描电镜观察喷丸表面形貌及疲劳断口形貌。

在 HY 型疲劳试验机上作试样的旋转弯曲疲劳试验, 加载频率为 50Hz。疲劳试样及应力测定试样的几何形状示于图 1。

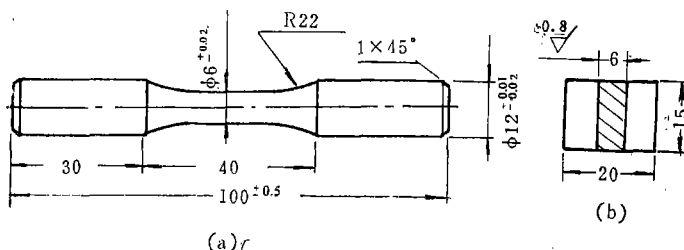


图 1 疲劳试样(a)
和应力测定试样(b)
的几何形状及尺寸

三、试验结果及讨论

图2示出各种喷丸强度下残余应力沿表层深度的变化;表3列出各种表面状态及喷丸强化处理的表面残余压应力 σ_{sr} 、最大残余压应力 σ_{rmax} 、 σ_{rmax} 距表面的深度以及残余压应力层深度 δ_c 等残余应力场特征值。分析这些特征值可以发现以下变化规律:

(1) 表面残余压应力 σ_{sr} 值随着喷丸强度(SPI)的增高而逐渐下降。如由SPI低的 $\sigma_{sr} \approx -1000\text{MPa}$ 下降至SPI高的 $\sigma_{sr} \approx -840\text{MPa}$ 。

(2) 最高残余压应力值 σ_{rmax} ，基本上不随喷丸强度改变而变化。对各种SPI，其值约为 $\sigma_{rmax} \approx 1185\text{MPa}$ 。

(3) σ_{rmax} 值距表面距离随SPI增高而增大。如对SPI低者，其值约为0.08mm，而对SPI高者，其值约为0.20mm。

(4) 由于二次低强度喷丸改变了近表面层的残余应力分布，所以它使 σ_{rmax} 值移向表面。

(5) 二次低强度喷丸能使近表层的残余压应力分布略有增高。

(6) 残余压应力层深度随SPI的增高而逐渐加深。

(7) 电镀过程产生残余拉应力，造成电镀层的大部分厚度处于拉应力场中。电镀层使原喷丸表面的残余压应力降低，同时也使内部的 σ_{rmax} 值下降(约下降20%)。

通常，残余压应力场层内不易萌生疲劳裂纹，在有适宜的残余压应力场存在的条件下，疲劳裂纹将萌生于次表面的

残余拉应力区。换句话说，残余压应力场实质上只起到一种转移疲劳裂纹萌生位置的作用，即由外表面推向次表面。

不同的机加工和不同的强化工艺获得不同的表面粗糙度。表3列出的粗糙度数据表明，对于超高强度钢(HRC50~52)，喷丸强化工艺参数与表面粗糙度之间存在以下关系:

(1) 对于精加工表面(磨削加工)，采用中等SPI以下喷丸，基本上不影响其表面粗糙度。高的SPI，能使表面粗糙度下降一个等级。

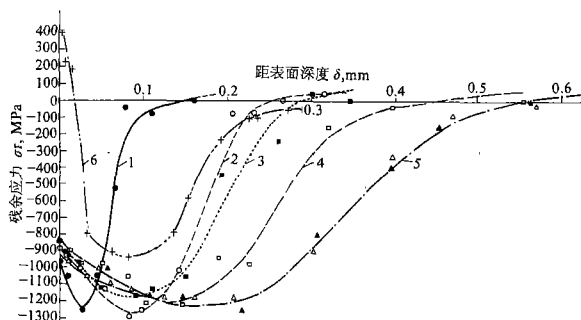


图2 各种表面处理试样的残余应力

σ_r 沿深度 δ 的分布，即 σ_r - δ 曲线

1-№5试样；2-№6试样；3-№8试样；

4-№10试样；5-№12试样；6-№4试样。

表3 试样编号及残余应力场的特征值

试样 编号	原始表面状态	表面喷丸处理*	σ_{sr} MPa	σ_{rmax} 及其位置		δ_c mm	表面粗糙度	
				σ_{rmax} MPa	距表面深 mm		R_z μm	相当旧标准
1	磨加工+电抛光	—	-40~-80	—	—	—	2.8~3.2	▽7上
		SPI低(中等钢丸)	-920	-1200	0.09	0.26	4.8~5.0	▽7中
2	粗加工	—	-400	—	—	—	10~17	▽6
		SPI中(中等钢丸)	-800	—	—	—	~6.3	▽7中
3	表面脱碳(约0.1mm)	—	-320~-400	—	—	—	3.0~3.2	▽7上
		SPI中(中等钢丸)	-700	—	—	—	5.0	▽7中
4	表面镀Cr(层深约0.05mm)	—	+580~+800	—	—	—	3.2~3.8	▽7上
		SPI低(中等钢丸)	+629~+720	-940	0.08	0.26	2.8~3.0	▽7上
5	磨加工	—	—	—	—	—	2.8~3.2	▽7上
		SPI低(玻璃丸)	-1000	-1200	0.025	0.14	2.8~3.2	▽7上
6	磨加工	SPI低(小钢丸)	-1000	-1150	0.06	0.30		▽7中
7	磨加工	SPI中(小钢丸)	-900	-1150	0.10	0.31		▽7中
8	磨加工	SPI中下(中等钢丸)	-970	-1150	0.10	0.26		▽7中
9	磨加工	SPI中(中等钢丸)	-930	-1200	0.10	0.36		▽7中
10	磨加工	SPI中上(中等钢丸)	-900	-1200	0.14	0.50		▽7下
11	磨加工	二次喷丸:SPI中上(中等钢丸) +SPI低(玻璃丸)	-1050	-1300	0.08	0.38		▽7上
12	磨加工	SPI高(大钢丸)	-840	-1200	0.20	0.50		▽6上
13	磨加工	二次喷丸:SPI高(大钢丸) +SPI低(玻璃丸)	-1080	-1200	0.09	0.50		▽7中

注: *采用4种弹丸:大、中、小铸钢丸和玻璃丸;SPI-喷丸强度,共采用低、中、中下、中上、高5种喷丸强度。

(2) 二次喷丸, 即先高 SPI 后低 SPI, 可以改善第一次喷丸的粗糙度。

(3) 中等强度的喷丸, 可以降低粗加工的表面粗糙度。

(4) 喷丸强化基本上不影响电镀后的镀层表面粗糙度。

表面粗糙度的变化将以不同程度影响试样的疲劳性能。

图 3 是在恒应力振幅 ($\sigma_a = 1000\text{MPa}$) 下的疲劳断裂寿命与喷丸强度的关系。这一结果表明, 对新型钢存在一最佳喷丸强度 (SPI_{op}), 偏离 (SPI_{op}) 值都不会得到最好的喷丸强化效果。如文献中所述, 喷丸过程实际上是靶材表层经受疲劳的过程。在高于 (SPI_{op}) 的情况下, 靶材表面会因疲劳损伤而产生微裂纹。图 4a 为 №12 喷丸试样表面出现的损伤形貌, 过度喷丸使表面上出现许多长约 0.2mm、深约 0.02mm 的微裂纹。即使采用低的 SPI, 强化时间过长也能造成表面损伤 (图 4b)。这些微裂纹实际上就是一些“先天”的疲劳源, 在随后的疲劳试验中, 微裂纹开始扩展并导致最终的疲劳断裂。由图 5 所示的 №12 喷丸试样的断口形貌可见, 疲劳源位于表面。但是, 对 №12 试样用玻璃丸进行二次低强度喷丸 (№13 试样), 二次喷丸将导致以下两方面的变化: 其一, 改善了表面粗糙度; 其二, 改变了近表面

层的残余应力分布, 使 σ_{max} 移向近表面。这两种变化的结果, 把原来萌生于表面上的疲劳源推向距表面约为 0.33mm 的次表面 (见图 6), 即恰好处在内部的残余拉应力区, 由此延长了其疲劳断裂寿命。

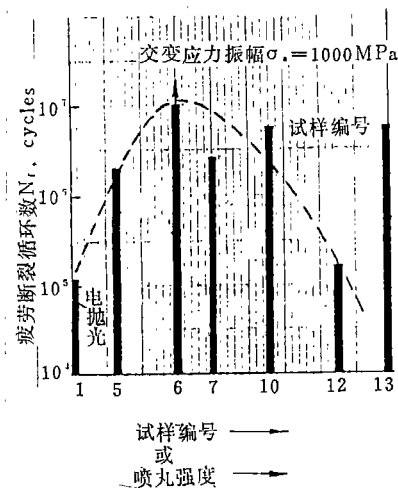
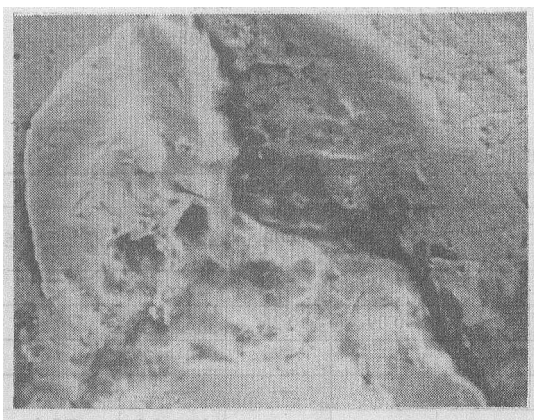
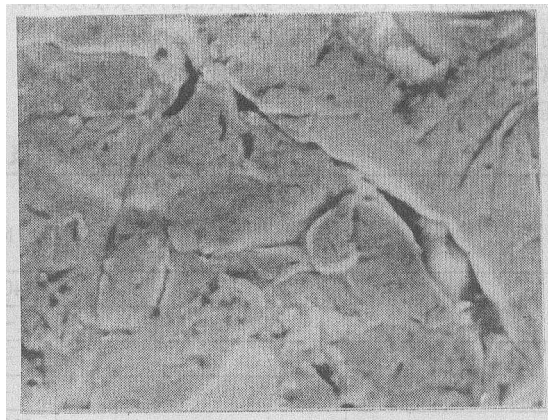


图 3 恒幅交变应力下新型钢的疲劳断裂寿命与喷丸强度的关系

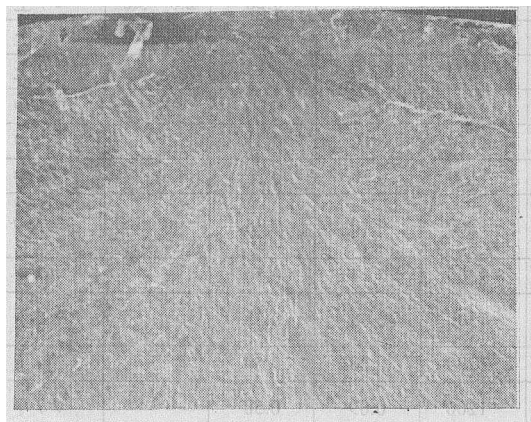


(a) №12 喷丸试样 500×

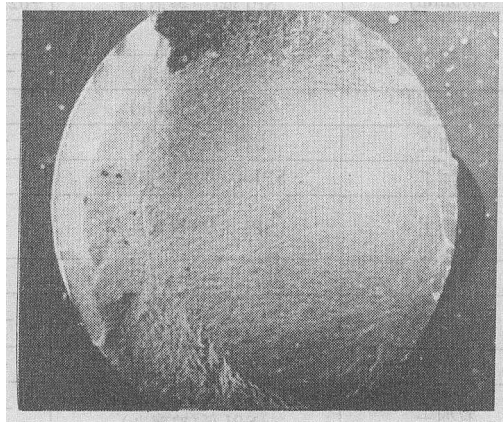


(b) 玻璃丸长时间喷丸 800×

图 4 喷丸过度引起的表面损伤(SEM)

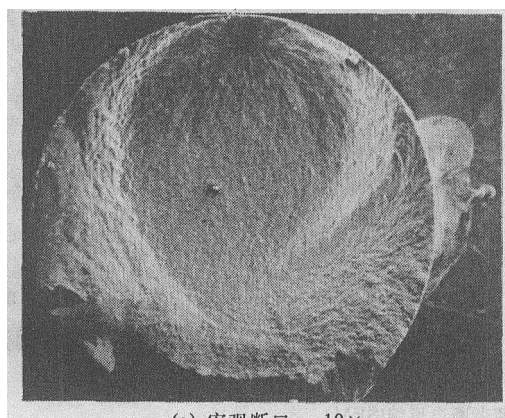


(a) 宏观断口形貌 60×

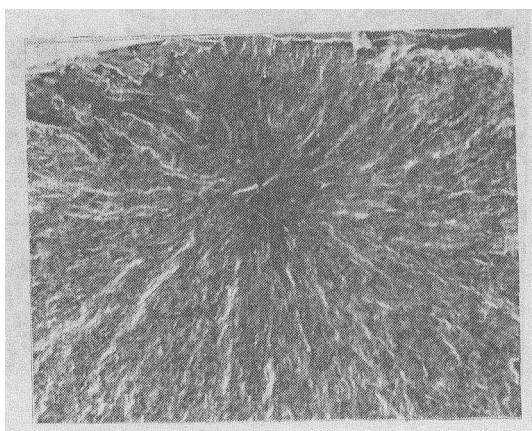


(b) 疲劳源处的断口形貌 10×

图 5 №12 试样的疲劳断口形貌(SEM)



(a) 宏观断口 10×



(b) 疲劳源处的形貌 60×

图6 №13试样的疲劳断口形貌(SEM)

图7为不同表面处理试样的旋转弯曲疲劳S-N曲线；表4列出各种试样的疲劳强度极限(10⁷周)。电抛光，粗

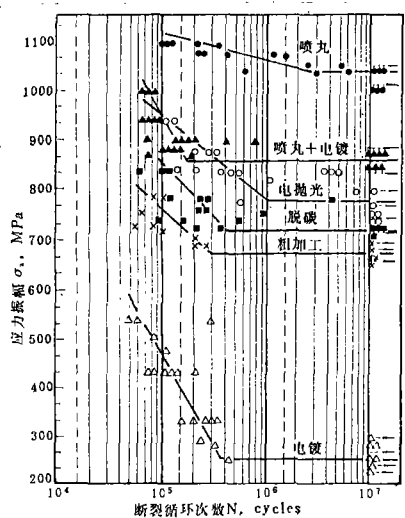
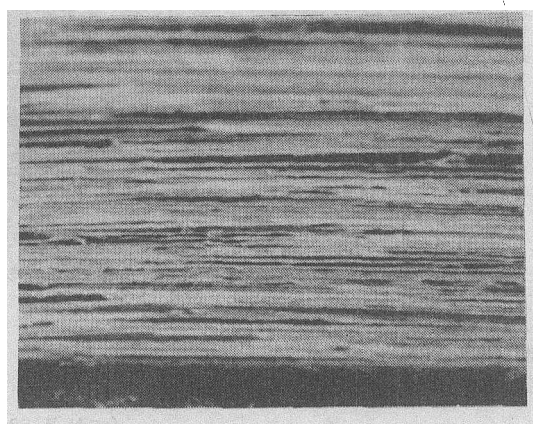


图7 各种试样的旋转弯曲疲劳S-N曲线

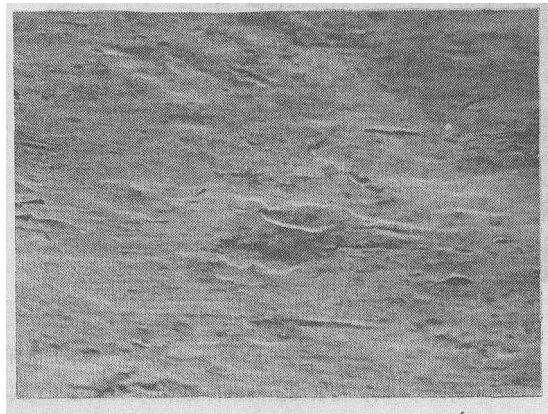
加工和电镀试样的疲劳源均位于表面。图8示出粗加工表面呈现出的有规则排列的加工纹路形貌，喷丸后则消除了这些规则纹路，而留下的为一些排列方向大体一致但呈断续状的条纹，其深度远浅于加工纹路。表面粗糙度的改善和表层残余压应力场的存在，其作用使疲劳源移向次表面。图9为№1试样的疲劳断口形貌，裂纹起源于钛化物夹杂，其位置距表面约0.25mm，该距离基本上是残余压应力趋近于零的位置。

表4 各种试样的疲劳强度极限(10⁷周)

编号	表面处理	疲劳极限 σ_{-1} MPa	$\Delta\sigma_{-1} / \sigma_{-1}$ 提高或降低值
1	磨加工+电抛光	780	—
	磨加工+喷丸:SPI中(中等钢丸)	1040	与电抛光相比增高32%
2	粗加工	680	与电抛光相比下降10%
	粗加工+喷丸:SPI中(中等钢丸)	930	与粗加工相比增高36%
3	表面脱碳(约0.1mm)	720	与电抛光相比下降8%
	脱碳+喷丸:SPI中(中等钢丸)	880	与脱碳相比增高22% 与电抛光相比增高13%
4	镀Cr	270	与电抛光相比下降65%
	镀Cr+喷丸:SPI中(中等钢丸)	840	与电镀相比增高211%

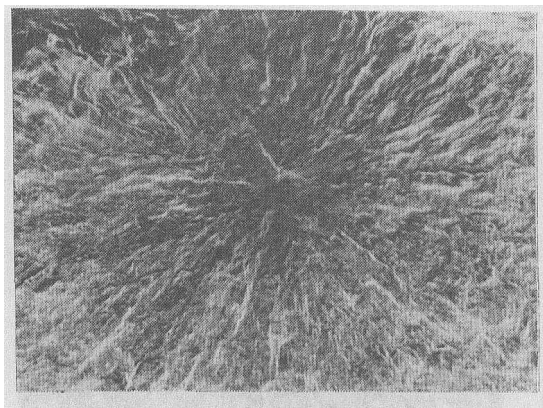


(a) 500×

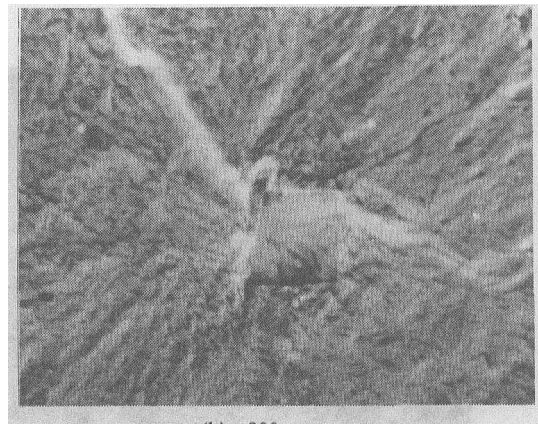


(b) 500×

图8 粗加工表面(a)和粗加工后喷丸表面(b)的形貌(SEM)



(a) 100×



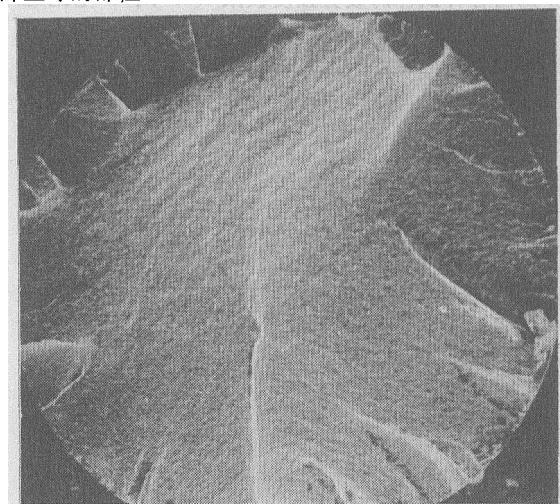
(b) 800×

图9 适度喷丸试样(№1)的疲劳断口形貌(SEM)

(a)位于次表面上的疲劳源; (b)疲劳源处的夹杂物

镀 Cr 试样 (№4) 的粗糙度虽然与电抛光者相同, 但镀层中存在较高的残余拉应力 (见表 3), 并且一直延伸到基体金属 (图 2)。残余拉应力使电镀试样的疲劳极限下降约 2/3 (表 4)。由于镀 Cr 层既硬又脆, 其断口呈现出多疲劳源 (图 10a), 源的数目至少在 20 个以上。断口附近的侧面同时出现为数众多的扩展深度较浅的疲劳微裂纹。喷丸后镀 Cr 试样, 在其本身的疲劳极限附近 ($\sigma_{-1}=840\text{MPa}$), 近镀层表面层中的残余拉应力 (见图 2) 显然会促进疲劳裂纹的萌生, 致使试样在工作区内的表面上出现一些疲劳微裂纹 (但其数目远低于镀 Cr 试样), 但当它们扩展到残余压应力区时 (其深度约为 0.03mm), 便会停止, 就是说, 残余压应力对裂纹起到止裂的作用。另外, 只有在超出残余压应力区或处在残余拉应力区内所萌生的疲劳裂纹, 才有可能向内部扩展。由图 10b、c 上可以清楚地看到, 喷丸后镀 Cr 试样在距表面约 0.25mm 处萌生的单一

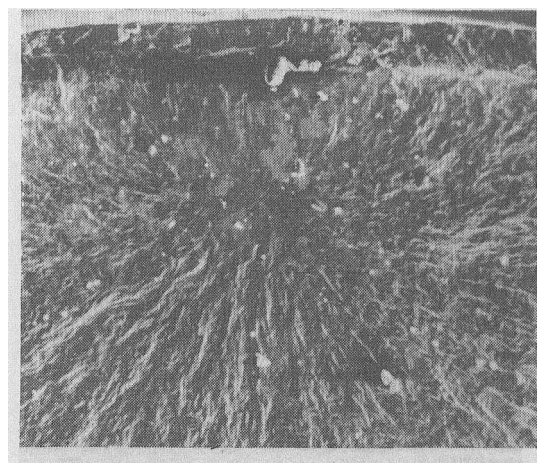
疲劳源, 并由此导致疲劳断裂。疲劳源的深度恰是残余压应力降至零的部位。



(a) 10×



(b) 10×



(c) 100×

图10 镀 Cr 试样(№4)的疲劳断口形貌(SEM)

(a)镀 Cr 试样在表面上的疲劳源;(b)喷丸后镀 Cr 试样断口上单一疲劳源; (c)(b)的放大, 位于次表面上的疲劳源。

(下转第 53 页)

用 MA 钢制造解放牌汽车的节能效果:

采用调质钢 (40 钢) 的工艺流程:

下料→加热→模锻→切边→淬火→
回火→酸洗→测硬度(100%)→表面
尺寸检查(100%)→荧光探伤→
冷校直→压印→机加工。

采用 MA 钢(35VS)的工艺:

下料→感应加热→制坯→
预锻、终锻→切边→热校→
□→□→□→测硬度。

MA 钢在制造机床花键轴 (以 X62W6181 零件为例), 可省去粗车、调质、钳修、车修坡口 4 道工序, 可节省工时 15%, 缩短生产周期 24%, 而且由于 MA 钢沿该零件截面 ($\phi 38\text{mm}$) 的力学性能均匀, 解决了 QT 钢 (45 钢) 淬透性差、性能达不到要求的问题, 增加了市场竞争力。

三、结 论

1. 由于 MA 钢的基本力学性能、疲劳性能和切削加工性能比相应的普通碳素钢好, 因而可代替 QT 钢用以制造汽车、机床和拖拉机上一些对韧性要求不高的零部件, 如连杆、花键轴等。

2. 采用 MA 钢, 可省掉耗能多、劳动强度大、生产周期长的调质工艺。

3. MA 钢在加工时断屑流畅、切削轻快, 不仅提高了生产效率、降低了刀具消耗, 而且零部件粗糙度低, 精度易得到保证。

4. 采用 MA 钢, 避免在调质处理时遇到脱碳问题, 因而有利于设备的维修保养。

5. 采用 MA 钢, 消除零部件热处理后遇到的变形, 从而简化管理。

参考文献(略)

* * * * *

(上接第 18 页)

各种试样的疲劳试验结果表明, 在适宜的喷丸强化工艺参数下, 表层的残余压应力场能够起到使疲劳源由表面处移到次表面的转移作用。当表层的残余应力场由拉+压+拉应力构成时 (见图 2 的 №4 试样), 由表面上萌生的疲劳源向内扩展至一定深度的残余压应力区便停止扩展, 但是在次表面上的残余拉应力区萌生的疲劳源, 则会继续向内扩展并导致断裂。三种不同原始表面状态试样其疲劳源分别萌生于表面 (未喷) 和次表面 (喷丸) 的疲劳强度极限之比为 (见表 4):

磨加工+电抛光 (№1 试样): $1040 / 780 = 1.33$

粗加工 (№2 试样): $930 / 680 = 1.36$

表面脱碳 (№3 试样): $880 / 720 = 1.22$

四、结 论

1. 对于超高强钢, 存在一最佳喷丸强度, 偏离该值均不能获得最佳的表面强化效果。

2. 喷丸引入的表层残余压应力场, 其主要作用是转移疲劳源的成核位置。

3. 疲劳源于表面上成核的疲劳强度与于次表面上成核的疲劳强度之比接近于 1.35。

参考文献(略)

* * * * *

NEOPHOT 大型金相显微镜摄影成像系统改进成功

NEOPHOT 大型金相显微镜具有设计合理、装置完善、制造精细、成像质量高、功能多、用途广等许多优点, 因此是材料、工艺研究不可缺少的重要工具, 仅航空航天系统就有数百台。但它也有一个突出的缺点, 就是其摄影成像系统是单页底片 ($90 \times 120\text{mm}$), 不能使用 120 或 135 胶卷进行摄影, 更无法开展彩色金相技术的研究。而在当代, 彩色金相已发展成为一项专门技术, 由于它具有高的鉴别力, 光的薄膜干涉对于显微区域的成分偏析、晶粒位向和应力状态等很敏感, 因此, 彩色金相照片能提供更加丰富的显微组织和其他有意义的信息, 特别是可有效地显示难于浸蚀的合金或复合材料的显微组织, 所以, 彩色金相技术具有广阔的发展前景, 在国外发展也很快。

为了适应彩色金相技术研究在我国的开展, 以我所为主, 529 厂同志参加, 把 NEOPHOT 大型金相显微镜摄影成像系统的改进列为课题, 专门进行了研究, 并已获得成

功。即在不改动原显微镜任何零件、不影响其正常使用的条件下, 增加了一个 nr 全波片和 120、135 胶卷摄影成像系统。经反复试验表明, 经改进后, 既保持了原显微镜的精度与性能, 又扩大了使用范围, 特别是适用于彩色金相的研究。所摄的彩色图象不仅比黑白图象清晰, 而且可以区分不同颜色的相和不同位相的晶粒。还可节省底片, 方便冲洗, 既经济又省时。

120 和 135 两套摄影成像系统各有优点: 用 120 胶卷照相, 图象大, 易对焦, 照片可直接洗印, 不需二次放大, 所以底片清晰度高; 而 135 摄影成像系统一次可拍 36 张, 并备有电子测光装置, 可自动调整曝光时间, 不需测光表, 因此适用于大量的金相试样的照相。

改装所需的费用不多, 两套摄影成像系统只需 4000 元左右。621 所可成套供应, 并负责培训。欢迎来人、来函联系, 本刊编辑部负责转达。