

微粒子喷丸中碳钢疲劳性能分析*

张继旺 鲁连涛 张卫华

(西南交通大学牵引动力国家重点实验室, 成都 610031)

摘要 使用旋转弯曲疲劳试验机进行了中碳钢 10^9 cyc 的疲劳实验, 分析了直径 $100\ \mu\text{m}$ 的钢球和陶瓷球喷丸处理后材料的疲劳性能及实验过程中残余应力的稳定性. 与未喷丸试样相比, 2 种微粒子喷丸试样的疲劳极限分别提高了 35% 和 23%. 根据实验过程中对残余应力的跟踪测试, 详细分析了残余应力松弛的过程及机理, 阐述了疲劳极限提高机理及其控制因素.

关键词 中碳钢, 微粒子喷丸, 应力松弛, 疲劳极限, 循环屈服强度

中图分类号 TG111, TG135 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2009)11-1378-06

ANALYSIS ON FATIGUE PROPERTY OF MICROSHOT PEENED MEDIUM CARBON STEEL

ZHANG Jiwang, LU Liantao, ZHANG Weihua

State Key Laboratory of Traction Power, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031

Correspondent: LU Liantao, professor, Tel: (028)86466025, E-mail: luliantao@hotmail.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.50671086 and 50821063) and National Basic Research Program of China (No.2007CB714705)

Manuscript received 2009-04-24, in revised form 2009-08-03

ABSTRACT In order to analyze the fatigue property and residual stress relaxation process of microshot peened medium carbon steel, the 10^9 cyc fatigue tests of the specimens unpeened and shot peened by steel balls and ceramics balls with $100\ \mu\text{m}$ in diameter were carried out by rotary bending fatigue machine in air at room temperature. The result shows that the fatigue limits of specimens peened by steel balls and ceramics balls are improved by 35% and 23% respectively, compared with that of unpeened specimen. Based on the test result of the residual stress in the fatigue process, the process and mechanism of residual stress relaxation are analyzed in detail. The cyclic yield strength of the material is the main factor controlled the improvement level of the fatigue limit.

KEY WORDS medium carbon steel, microshot peening, stress relaxation, fatigue limit, cyclic yield strength

喷丸处理一方面赋予材料表面硬化层和压缩残余应力层, 因而抑制了材料表面萌生疲劳裂纹并减缓了疲劳裂纹的扩展, 可以达到改善材料疲劳强度的效果^[1-3], 另一方面也使材料表面粗糙度增加, 不能满足对表面光洁度要求较高的构件的使用需求. 与传统喷丸相比, 最近开发的微粒子喷丸工艺(丸粒直径在 0.01—0.2 mm 之间)既能在材料表面附近形成更高的压缩残余应力, 又能降低加工引起的材料表面粗糙度, 可以满足对表面光洁度要求较高的抗疲劳构件的使用要求^[4,5].

通常, 经传统喷丸后, 材料表面的压缩残余应力在疲劳载荷作用的初期会发生快速松弛, 此后再发生较平稳的松弛^[2,3,6,7]. 传统喷丸材料具有较大程度的残余应力松弛, 影响疲劳强度的提高. 文献[8]研究了经微粒子喷丸和传统喷丸的 Cr-Mo 钢 (SCM420H) 表面压缩残余应力在疲劳过程中的松弛程度. 结果表明, 微粒子喷丸处理的试样, 经 10^4 cyc 加载后, 残余应力松弛程度低于传统喷丸处理. 作者认为, 这是由于微粒子喷丸使材料表面组织中铁素体硬度大幅上升, 从而提高了材料表面压缩屈服强度所致, 但并未详细分析压缩残余应力在疲劳加载过程中的快速松弛和缓慢松弛与加载应力幅之间的关系. 残余应力在疲劳过程中的松弛与表面硬化层屈服强度和基体材料的循环屈服强度等多种因素有关^[9,10]. 到目前为止, 微粒子喷丸工艺对不同材料疲劳性能的改善程度及改善机理, 特别是压缩残余应力在疲劳过程中的稳定性与材

* 国家自然科学基金项目 50671086 和 50821063 及国家重点基础研究发展计划项目 2007CB714705 资助
收到初稿日期: 2009-04-24, 收到修改稿日期: 2009-08-03
作者简介: 张继旺, 男, 1983 年生, 博士生

料的力学性能的关系尚未阐明。

本文采用 2 种微粒子喷丸条件, 对中碳钢试样进行了表面处理, 获得了 2 种表面残余应力的分布. 比较了喷丸处理前后及 2 种残余应力分布的实验结果, 讨论了微粒子喷丸材料的表面压缩残余应力在疲劳过程中的稳定性与材料力学性能的关系, 阐明了控制材料疲劳强度的主要因素, 探讨了微粒子喷丸工艺和中碳钢之间的匹配关系.

1 实验方法

实验所用中碳钢的化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.47, Si 0.26, Mn 0.78, Cr 0.02, Ni 0.028, Cu 0.15, Al 0.021, P <0.014, S <0.007, Fe 余量. 锻坯经 860 °C 保温 2.5 h 和 800 °C 保温 2.5 h 两次正火处理及 570 °C 保温 1.5 h 回火处理. 使用光学显微镜观察热处理后材料的组织. 疲劳试样加工成如图 1 所示的形状. 为尽量减小机械加工 (车削加工及砂轮研磨) 对疲劳实验结果的影响, 实验前用 400—2000 号砂纸逐步研磨试样的最小断面, 除去 25—30 μm 的表面层, 该试样称为未经喷丸处理试样, 简称 Un-peened.

疲劳实验前按表 1 所示的条件, 使用压缩空气式喷丸设备对机械加工后的试样圆弧部分进行钢球和陶瓷球 2 种丸粒的微粒子喷丸处理. 钢球喷丸试样, 简称 S-peened; 陶瓷球喷丸试样, 简称 C-peened.

图 1 所示试样经微粒子喷丸后对最小断面表面进行电解研磨, 逐次去除试样表面硬化层, 使用 CrK α , 在管电压为 40 kV、管电流为 40 mA 和视准仪直径为 100 μm 的条件下, 利用 PSPC(position sensitive proportional counter) 型检出器的 sin² ψ 法通过 α -Fe 的 211 衍射峰测定试样残余应力.

疲劳实验使用了日本 RB4-3150-V1 旋转弯曲疲劳

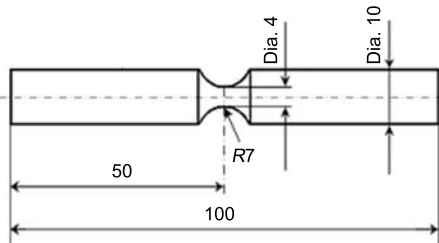


图 1 试样形状及尺寸

Fig.1 Shape and dimension of the specimen used in fatigue test (unit: mm)

表 1 微粒子喷丸条件

Table 1 Conditions of microshot peening treatment

Condition	Ball diameter μm	Air pressure MPa	Shot distance mm	Arc-height mm	Coverage %
Steel ball	100	0.2	150	0.210	200
Ceramics ball	100	0.4	100	0.159	200

试验机, 在室温空气中进行, 加载频率为 52.5 Hz. 实验过程中, 中断实验将试样取下, 用 XRD 测试了试样最小断面表面的残余应力的变化, 测试时, 间隔 90° 选取最小断面上的 4 个点, 最后取 4 个点的平均值. 试样折断后, 使用 HITACHI S-2150 型扫描电子显微镜 (SEM) 对试样断口上裂纹萌生位置进行观察.

2 实验结果

2.1 实验材料及性能

热处理后材料组织如图 2 所示. 可见, 材料的组织由白色的铁素体和黑色的珠光体组成. 材料的屈服强度 (σ_y)、循环屈服强度 (σ_{cy}) 和抗拉强度 (σ_b) 的平均值分别为 330, 303 和 628 MPa, Vickers 硬度平均值为 202 HV.

2.2 表面粗糙度

表 2 所示为以 0.8 mm 为基准长度, 经过 6 次测量得到砂轮研磨、砂纸研磨、陶瓷球喷丸和钢球喷丸试样的表面的粗糙度平均值. 表中 R_{max} , R_a 和 R_z 分别表示轮廓最大高度、轮廓算术平均偏差和微观不平度十点高度. 可见, 与喷丸前砂轮研磨试样相比, 微粒子喷丸处理后试样表面的粗糙度下降, 且比常规喷丸处理后的粗糙度明显偏小 [4].

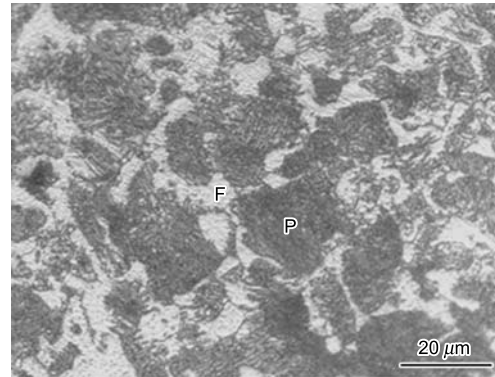


图 2 热处理后材料显微组织

Fig.2 Microstructure of medium carbon steel sample normalized for 2.5 h at 860 and 800 °C respectively, and tempered for 1.5 h at 570 °C (F—ferrite, P—pearlite)

表 2 试样的表面粗糙度

Table 2 Surface roughnesses of the samples milled by different methods

Method	(μm)		
	R_{max}	R_a	R_z
Emery wheel	6.332	1.339	4.780
Emery cloth	1.968	0.192	1.002
C-peened	4.879	0.852	3.281
S-peened	5.502	1.297	4.572

Note: R_{max} —maximum peak, R_a —arithmetical mean roughness, R_z —ten-point mean roughness

2.3 残余应力分布

由于逐次电解研磨释放了试样内部的残余应力, 不能获得真实的残余应力分布. 因此, 基于逐次电解研磨后测得的试样表面的残余应力值, 通过力的平衡关系可求出电解研磨前试样的真实残余应力分布. 图 3 为微粒子喷丸试样的残余应力沿试样深度的分布结果. 图中为通过力的平衡关系求出的真实残余应力的分布. 由图可知, 最大残余应力值位于亚表层, 这是由于亚表层的在喷丸过程中的塑性应变受到约束, 而表层则不受约束. 钢球和陶瓷球喷丸处理试样的表面压缩残余应力分别为 470 和 430 MPa, 表面附近的最大压缩残余应力分别为 743 和 502 MPa; 压缩残余应力的分布深度分别约为 90 和 70 μm ; 试样内部的平均拉伸残余应力分别为 27 和 17 MPa. 可见, 与陶瓷球喷丸相比, 钢球喷丸可以在材料表面附近获得更高的压缩残余应力值和较深的压缩残余应力分布.

2.4 表面层的硬度分布

图 4 为微粒子喷丸试样的 Vickers 硬度沿试样深度的分布. 由图可知, 钢球和陶瓷球喷丸处理后, 分别在距试样表面 50 和 30 μm 的范围内, 材料表面层的硬度上升

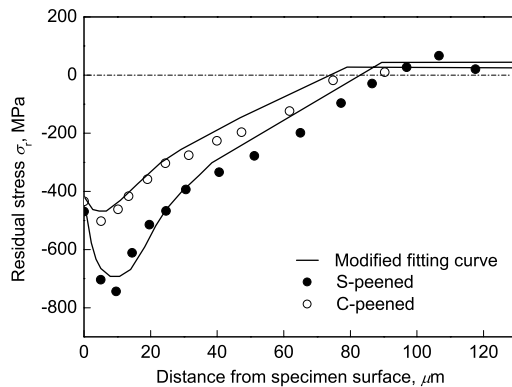


图 3 微粒子喷丸试样残余应力分布

Fig.3 Residual compressed stress distributions along depth of the specimens peened by steel balls (S-peened) and ceramics balls (C-peened)

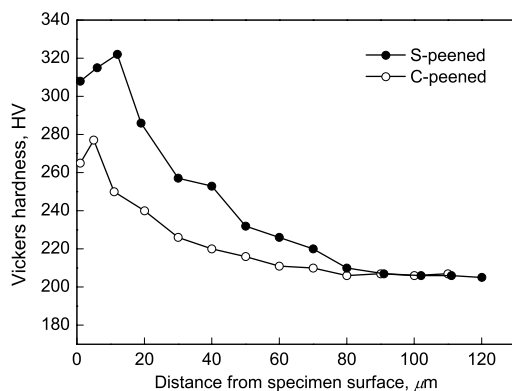


图 4 微粒子喷丸试样 Vickers 硬度分布

Fig.4 Vickers hardness distributions along depth of the specimens peened by steel balls and ceramics balls

较快. 同样, 由于喷丸处理后试样亚表层的塑性变形受到约束, 因而有最大硬度值. 钢球喷丸试样的表面层最大硬度为 325 HV, 位于距试样表面 10 μm 附近; 陶瓷球喷丸试样的表面层最大硬度为 277 HV, 位于距试样表面 5 μm 附近. 2 种微粒子喷丸试样的表面硬化层的深度和残余应力的分布深度基本上一致.

2.5 S-N 曲线

实验获得的 S-N 曲线如图 5 所示. 可见, 未经微粒子喷丸处理材料和 2 种微粒子喷丸处理材料的 S-N 曲线均由倾斜段和水平段组成, 其转折点出现在 10^5 — 10^6 cyc. 试样在 10^9 cyc 范围内具有疲劳极限. 与未经表面处理试样相比, 钢球和陶瓷球微粒子喷丸试样的疲劳极限分别提高到 350 和 320 MPa, 分别提高 35% 和 23%, 表明微粒子喷丸具有一定的抑制疲劳裂纹萌生的效果. 另一方面, 微粒子喷丸处理未能大幅度提高 S-N 曲线倾斜部疲劳寿命, 说明微粒子喷丸对减缓疲劳裂纹扩展的作用不大.

2.6 断口观察

断口观察结果如图 6 所示. 可见, 表面处理前后疲劳裂纹均萌生于试样表面, 微粒子喷丸处理并未引起疲劳裂纹萌生机制的改变. 即微粒子喷丸处理后, 疲劳裂纹的萌生并不向材料次表面转移.

2.7 疲劳过程中残余应力 (σ_r) 的变化

陶瓷球和钢球喷丸处理试样在应力幅为 260 MPa (小于 $\sigma_{cy}=303$ MPa) 作用条件下的疲劳实验过程中, 中止实验, 将试样取下进行表面压缩残余应力的跟踪测试可知, 2 试样的表面压缩残余应力均在加载的初期快速松弛, 剩余的残余应力在 5 cyc 后基本保持稳定, 如图 7 所示. 其中, 陶瓷球喷丸处理试样剩余 270 MPa 的压缩残余应力, 钢球喷丸为 290 MPa.

图 8 为陶瓷球和钢球喷丸处理的折断试样分别在应力幅为 360, 320 MPa 和 380, 360 MPa (大于 $\sigma_{cy} =$

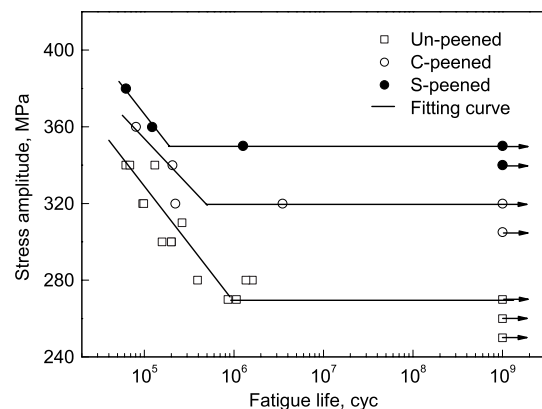


图 5 S-N 曲线

Fig.5 S-N curves of specimens unpeened and peened by steel balls and ceramics balls

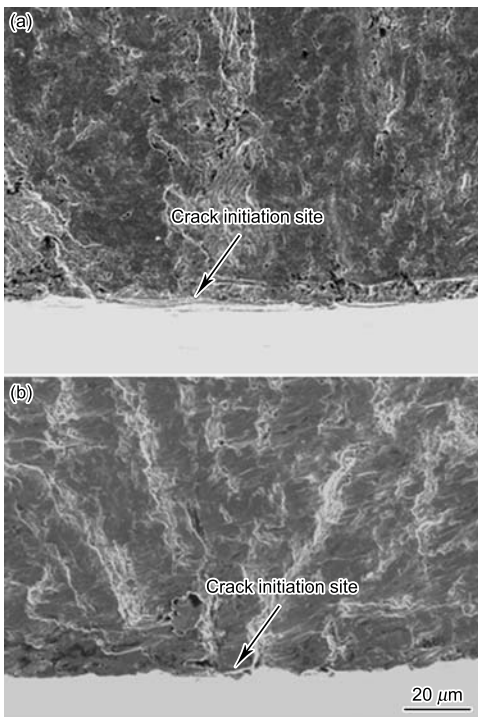


图 6 断面裂纹源观察

Fig.6 Fractographs of the fatigued specimens, cracks initiated at surface layers

- (a) un-peened specimen (stress amplitude $\sigma_a=260$ MPa, cycle number $N_f=2.77 \times 10^5$ cyc)
- (b) C-peened specimen ($\sigma_a=320$ MPa, $N_f=3.21 \times 10^5$ cyc)

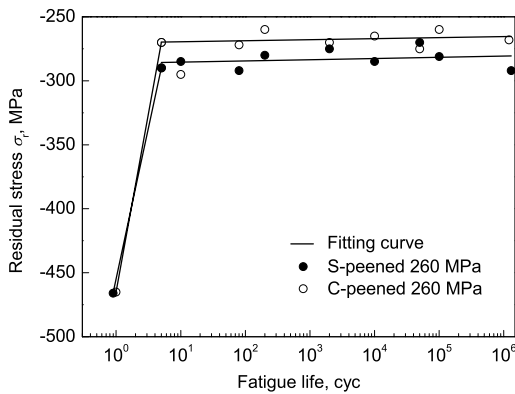


图 7 低应力幅作用下残余应力松弛过程

Fig.7 Relaxation processes of residual compressed stress at low stress amplitude of 260 MPa

303 MPa) 作用条件下表面压缩残余应力在疲劳过程中的跟踪测试结果. 由图可见, 陶瓷球喷丸处理 2 试样的表面压缩残余应力均在疲劳过程的初期迅速松弛为 230 和 250 MPa, 随后残余应力发生平稳松弛. 其中, 在 360 MPa 加载至 7×10^3 cyc(10% 寿命比) 时, 试样表面压缩残余应力完全被松弛; 而在 320 MPa 下加载至 3.38×10^4 cyc(15% 寿命比) 时, 试样表面的压缩残余应力剩余 92 MPa 并保留直至折断. 对于钢球喷丸处理, 2 试样的

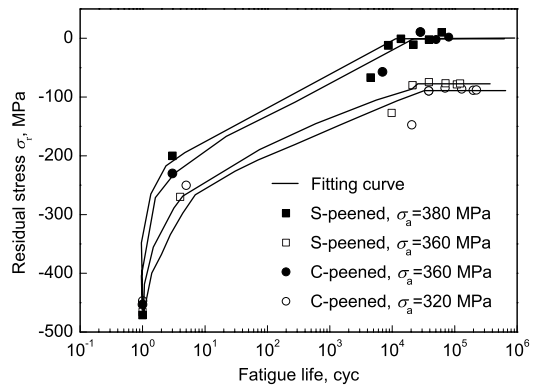


图 8 高应力幅作用下残余应力松弛过程

Fig.8 Relaxation processes of residual compressed stress at high stress amplitudes

表面压缩残余应力同样在疲劳过程的初期迅速松弛为 200 和 270 MPa, 随后残余应力发生平稳松弛, 其中, 在 380 MPa 下加载至 8.6×10^3 cyc (11% 寿命比) 时, 试样表面压缩残余应力完全松弛; 而在 360 MPa 下加载至 2.1×10^4 cyc (17% 寿命比) 时, 试样表面的压缩残余应力剩余 80 MPa 并保留直至折断. 对 320 MPa 作用的陶瓷微粒子喷丸处理未折断试样的跟踪测试显示, 压缩残余应力在 10^4 cyc 之前发生部分松弛后, 剩余的 110 MPa 的残余应力在 10^9 cyc 的超长寿命区域保持稳定.

3 讨论

由疲劳实验过程中对残余应力的跟踪测试结果可知, 对于残余应力的松弛过程可以分为快速松弛 (简称 stage I) 和平稳松弛 (简称 stage II) 2 个阶段. 在低于基体材料循环屈服强度的应力加载下, 只发生快速松弛. 在高于基体材料循环屈服强度的应力加载下, 则先后发生 2 个阶段的松弛.

3.1 快速松弛

在低于基体材料的循环屈服强度的 260 MPa 应力加载条件下, 在加载的初期, 材料表面的压缩残余应力仍然发生松弛, 这是由于材料表面压缩应力的合应力 (压缩残余应力与弯曲压缩应力之和) 超过材料表面硬化层压缩屈服强度的结果. 喷丸处理提高了材料表面层的硬度从而使表面层的屈服强度随着表面硬度的增加而增加. 由 260 MPa 加载下的残余应力松弛结果和图 3 的疲劳实验前表面残余应力的测试值推测可知, 陶瓷球喷丸处理后, 材料表面的压缩屈服应力平均值约为 530 MPa(加载应力 260 MPa 与残余应力的剩余值 270 MPa 之和), 而钢球喷丸处理后的该值略高于此值. 结合图 3 和 7 的结果, 图 9 给出了微粒子喷丸试样表面层残余应力快速松弛的示意图. 结合图 3 数据可知, 若使快速松弛释放陶瓷球和钢球喷丸试样的全部表面残余应力, 需要加载应力高于表面硬化层的压缩屈服强度. 快速松弛的结果使材料表面层的压

缩残余应力和材料内部的拉伸残余应力下降,但残余应力的分布深度保持不变.同时,快速松弛之后,在相同加载应力下钢球喷丸试样表面剩余的残余应力要大于陶瓷球喷丸试样.

3.2 平稳松弛

图 8 的测试结果表明,在高应力幅加载下直到 10^4 cyc 之后,剩余的残余应力才不再发生松弛,保持稳定.这是在初期发生快速松弛之后,由于基体材料所承受的拉伸应力的合应力超过其循环屈服强度而发生平稳松弛的结果.结合图 3 和 8 的结果,图 10 给出了微粒子喷丸试样表面层的循环拉伸屈服强度的分布趋势及平稳松弛后剩余残余应力的分布示意图.可见,考虑 10 MPa 的应力梯度的下降和试样内部拉伸残余应力大体抵消后,若使平稳松弛释放陶瓷球和钢球喷丸试样的表面层残余应力,需要加载应力至少高于基体材料的循环屈服强度.平稳松弛的结果使材料表面层的残余应力降低,且残余应力的分布深度向材料表面转移,逐渐变小.同样,在平稳松弛之后,在相同加载应力下钢球喷丸试样表面剩余的残余应力要大于陶瓷球喷丸试样.

3.3 材料疲劳极限上升的因素分析

从图 5 的 S-N 曲线可以看出,钢球和陶瓷球微粒子

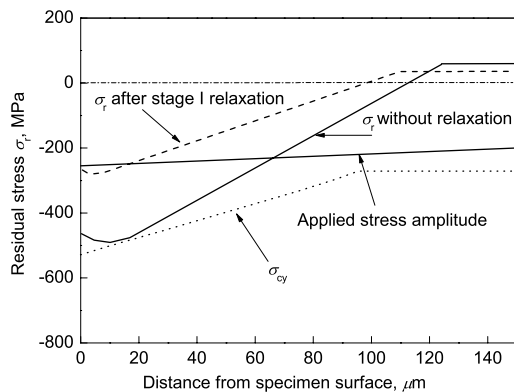


图 9 残余应力快速松弛示意图

Fig.9 Schematic diagram of quick relaxation of residual compressed stress (σ_{cy} —cyclic yield strength)

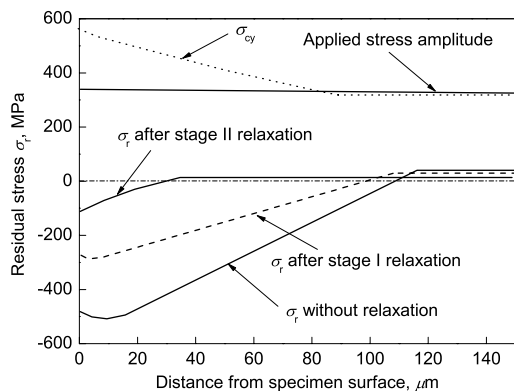


图 10 残余应力平稳松弛示意图

Fig.10 Schematic diagram of slow relaxation of residual compressed stress

喷丸试样的疲劳极限分别提高到 350 和 320 MPa,均超过了基体材料的循环屈服强度 303 MPa,且 2 种喷丸处理对疲劳极限提高的程度不同.结合以上分析,图 11 给出了在加载应力达到平稳松弛条件后,作用于材料的拉伸合应力与材料表面硬化层的应力响应的示意图.可见,随着加载应力的增加,当材料表面硬化层与基体材料相交界面处所施加的应力大于材料的循环拉伸屈服强度后,材料发生屈服,其所承受的应力仅为材料的循环拉伸屈服应力,多余的外载(应力)将由材料表面硬化层承受.当残余应力发生平稳松弛后,若加载应力保持恒定,则外载与材料抵抗达到平衡,材料出现疲劳极限.此时的材料响应的应力分布如图中粗实线所示.若加载应力继续增加,外载与材料抵抗的平衡关系被打破,残余应力继续被释放.若残余应力绝大部分被松弛掉,则材料在循环应力的作用下发生破坏.钢球微粒子喷丸试样的疲劳极限大于陶瓷球微粒子喷丸试样是由于钢球喷丸处理材料表面层残余应力分布的峰值和硬度分布的峰值(与循环屈服强度值对应)较大的缘故.

以上分析了表面处理赋予材料的压缩残余应力和硬化层在弯曲载荷条件下的作用.可以看出,残余应力发生平稳松弛的条件是控制材料疲劳极限上升的主要因素.残余应力和表面硬化层的分布深度及其峰值对弯曲疲劳极限的提高具有一定的影响.一方面,残余应力和表面硬化层越深,则应力梯度效果越大.这样,能够引起残余应力发生平稳松弛的名义应力越高,材料的疲劳极限也越高.另一方面,残余应力和表面硬化层峰值越高,材料表面层抵抗平稳松弛的能力越强.

文献 [11] 报道了经高频感应淬火处理的中碳钢 S45C 调质材料的疲劳强度.调质后,材料的屈服强度为 750 MPa,接近 878 MPa 的抗拉强度,疲劳破坏的裂纹源向表面硬化层以下部分转移^[13],形成“鱼眼”特征的内部破坏.但是在本实验中经过表面微粒子喷丸处理后,疲劳破坏仍然发自材料表面.这主要是由于该中碳钢轴钢的循环屈服强度较低,在加载过程中压缩残余应力大部分发

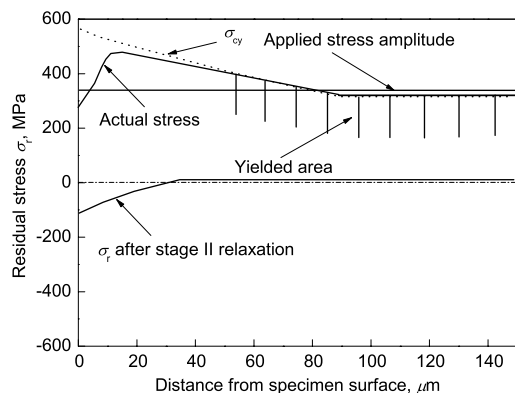


图 11 应力平衡状态示意图

Fig.11 Schematic diagram of stress stability

生平稳松弛的缘故。虽然表面处理可以获得明显高于材料循环屈服强度的弯曲疲劳极限，但以上分析表明，表面处理不能获得高于材料循环屈服强度的轴向加载下的疲劳极限。这是由于轴向加载不存在应力梯度，当表面硬化层以下的基体材料发生整体屈服后，材料表面硬化层不足以承担超出循环屈服强度部分的载荷作用。也就是说，材料的循环屈服强度是表面改性处理提高材料轴向加载疲劳极限的上限。在工业上，对循环屈服强度较低的材料进行表面处理时，这一点值得注意。

4 结论

(1) 经钢球和陶瓷球 2 种微粒子喷丸处理后，中碳车轴钢疲劳强度明显提高。与未经处理材料相比，其疲劳极限分别提高 35% 和 23%。

(2) 微粒子喷丸赋予材料表面层的压缩残余应力在疲劳加载过程的松弛过程可以分为快速和平稳松弛 2 个阶段，平稳松弛受材料的循环屈服强度控制，是提高材料疲劳极限的主要因素。

(3) 由于较大程度残余应力松弛的存在，表面处理后的疲劳裂纹萌生位置未由表面向内部的转移。

参考文献

- [1] Nakonieczny A. In: Niku-Lali A ed., *Proc ICSP-1*, Paris: Pergamon Press, 1981: 45
- [2] Ochi Y, Masaki K, Matsumura T, Sekino T. *Int J Fatigue*, 2001; 23: 441
- [3] Iwamuro S, Konaga T, Saruki K. *J Soc Mater Sci Jpn*, 1986; 35: 731
(岩室 茂, 小长 哲郎, 猿木 勝司. 材料, 1986; 35: 731)
- [4] Harada Y, Fukaura K, Haga S. *J Mater Process Technol*, 2007; 191: 297
- [5] Ko H N, Itoga H, Hasegawa T, Kagaya C, Tokaji K, Nakajima M. *Trans JSME*, 2002; 68: 484
(高 行男, 井藤贺 久岳, 长谷川 达也, 加贺谷 忠治, 戸梶 惠郎, 中岛 正贵. 日本机械学会论文集, 2002; 68: 484)
- [6] Ohya S, Kojima R, Hagimara Y. *J Soc Mater Sci Jpn*, 2000; 49: 754
(大谷 真一, 小岛 玲子, 萩原 芳彦. 材料, 2000; 49: 754)
- [7] Fujimura K, Nisitani H, Fukuda S. *Trans JSME*, 1993; 59: 198
(藤村 颯世, 西谷 弘信, 福田 幸雄. 日本机械学会论文集, 1993; 59: 198)
- [8] Yonekura D, Noda J, Komotori J, Shimizu M, Shimizu H. *Trans JSME*, 2001; 67: 1155
(米倉 大介, 野田 淳二, 小重 鳥潤, 清水 真佐男, 清水 博美. 日本机械学会论文集, 2001; 67: 1155)
- [9] Kodama S. *Int Conf Mechanical Behaviour of Materials*, Kyoto: Society of Material Science, 1971: 111
- [10] Torres M AS, Voorwald H JC. *Int J Fatigue*, 2002; 24: 877
- [11] Horikawa T, Nakamura H, Kawamura M, Kawasaki K, Misaka Y. *J Soc Mater Sci Jpn*, 1996; 45: 437
(堀川 武, 中村 宏, 河村 昌彦, 川崎 一博, 三阪 佳孝. 材料, 1996; 45: 437)