喷丸强度对 316 不锈钢表面完整性及疲劳寿命的影响

周文龙，吕成，李烨，何声馨

（郑州大学 机械与动力工程学院，郑州 450001）

摘 要：目的 阐明喷丸强度对 316 不锈钢疲劳寿命的影响机制。**方法** 不同喷丸强度处理的 316 不锈钢试样经化学腐蚀后，利用光学显微镜观察其微观结构的变化。采用白光干涉仪、维氏显微硬度测量系统、X 射线应力分析仪等，分析喷丸处理前后 316 不锈钢试样的表面轮廓、表面粗糙度、显微硬度以及残余应力等的变化。利用疲劳试验机测得喷丸处理前后 316 不锈钢试样的拉伸性能和疲劳寿命。**结果** 喷丸处理后，试样表面粗糙度明显增加，随着喷丸强度的增大，表面粗糙度 S_a 由 0.04 μm 增至 6.73 μm。此外，喷丸处理后，产生了从表层到材料基体的微结构梯度，随着喷丸强度的变化，表面变形层的厚度位于 110~290 μm 之间。喷丸过程中产生了加工硬化现象，并且引入了一定深度的残余压应力层。随着喷丸强度的增大，喷丸处理试样显微硬度的最大值由 356$HV_{0.1}$ 增至 435$HV_{0.1}$，残余压应力的最大值由−633 MPa 增至−750 MPa。与未喷丸试样相比，喷丸处理改善了材料的力学性能和疲劳特性，喷丸试样的塑性应变幅值降低，疲劳寿命明显增加。**结论** 喷丸处理能够有效地改善 316 不锈钢的综合力学性能，增加其疲劳寿命。不同强度的喷丸处理效果差异明显，在喷丸强度为 0.35 mmA 时，达到最优喷丸效果。

关键词：316 不锈钢；喷丸强度；表面完整性；拉伸性能；疲劳寿命

中图分类号：TG668 **文献标识码：**A **文章编号：**1001-3660(2020)07-0230-08

DOI：10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.07.029

Effect of Shot Peening Intensity on Surface Integrity and Fatigue Life of 316 Stainless Steel

ZHOU Wen-long, LYU Cheng, LI Ye, HO Hsinshen

(School of Mechanical and Power Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China)

ABSTRACT: The work aims to clarify the influence mechanism of shot peening intensity on fatigue life of 316 stainless steel. After chemical corrosion, the change of microstructure of 316 stainless steel subjected to shot peening with different intensity was observed by optical microscope. Then the changes in surface profile, surface roughness, microhardness and residual stress

收稿日期：2019-08-20；**修订日期：**2020-05-18

Received：2019-08-20；**Revised：**2020-05-18

基金项目：国家自然科学基金（51650110502）

Fund：Supported by the National Natural Science Foundation of China (51650110502)

作者简介：周文龙（1994—），男，硕士研究生，主要研究方向为抗疲劳制造。

Biography：ZHOU Wen-long (1994—), Male, Master, Research focus: anti-fatigue manufacturing.

通讯作者：何声馨（1982—），女，博士，副教授，主要研究方向为抗疲劳制造。邮箱：shein0807@qq.com

Corresponding author：HO Hsinshen (1982—), Female, Doctor, Associate professor, Research focus: anti-fatigue manufacturing. E-mail: shein0807@qq.com

引文格式：周文龙，吕成，李烨，等. 喷丸强度对 316 不锈钢表面完整性及疲劳寿命的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(7): 230-237.

ZHOU Wen-long, LYU Cheng, LI Ye, et al. Effect of shot peening intensity on surface integrity and fatigue life of 316 stainless steel[J]. Surface technology, 2020, 49(7): 230-237.

before and after shot peening were analyzed by white light interferometer, digital vickers microhardness tester and X-ray residual stress analyzer respectively. The tensile properties and fatigue life before and after shot peening were also measured by fatigue testing machine. After shot peening, the surface roughness of the specimens increased obviously and S_a value increased from 0.04 μm to 6.73 μm with the increase of peening intensity. In addition, shot peening produced a microstructural gradient from the near surface region to the bulk material with the total thickness of the near surface deformed layer lying between 110 μm and 290 μm, which was dependable on the peening intensity. During shot peening, work hardening occurred and a certain depth of residual compressive stress layer was introduced. By increasing the peening intensity, the maximum microhardness and compressive residual stress augmented from $356HV_{0.1}$ to $435HV_{0.1}$ and from −633 MPa to −750 MPa, respectively. Compared with the un-peened specimens, shot peening improved the behavior and properties of the peened specimens. The plastic strain amplitude was decreased, but the fatigue lifetime of peened specimens was increased. Shot peening can effectively improve the comprehensive mechanical properties of 316 stainless steel and increase its fatigue life. The effect of shot peening with different intensity is obviously different. When the shot peening intensity is 0.35 mmA, the best shot peening effect is achieved.

KEY WORDS: 316 stainless steel; almen intensity; surface integrity; tensile property; fatigue life

金属材料在交变载荷的作用下易产生损伤，造成高、低周疲劳破坏[1]。316 奥氏体不锈钢具有良好的耐蚀性及高温强度，广泛应用于化学、海水、肥料生产等环境恶劣的生产设备中。但是 316 不锈钢的硬度低、耐磨性差及疲劳强度低等一系列因素，限制了其在工业生产中的进一步发展。

工业生产中通常使用表面强化技术来改善材料的疲劳性能，常见的表面强化技术有表面机械研磨处理、滚压及喷丸等[2-6]。喷丸强化处理原理简单，操作方便简洁，近些年来发展较为成熟。目前，对不锈钢的喷丸强化处理已经有了较多的研究。喷丸处理能够在材料表层引入一定厚度的变质层，并在表层产生加工硬化，形成一定厚度的硬化层，提高材料的耐磨性能。经喷丸处理后，材料表层产生的强化层与心部的基体材料形成了硬韧结合的结构，改善了材料的综合力学性能，提高了材料的疲劳极限[7]。此外，喷丸处理后，材料表层留下了一定厚度的残余压应力层。这些因素都不同程度地改善了材料的疲劳性能，提高了材料的疲劳寿命[8-10]。材料经过喷丸处理后，表面粗糙度会明显增加，当喷丸强度或者覆盖率过大时，表面会出现微裂纹或者脱层等表面损伤，严重影响材料的疲劳寿命[2,11]。不同的喷丸参数（如强度、弹丸的速度、覆盖率等）对喷丸处理后材料的表面完整性及疲劳性能的影响效果不同，存在一组最佳喷丸参数使喷丸效果最优[8,12-13]。

本文主要研究了不同喷丸强度对 316 奥氏体不锈钢表面完整性及疲劳寿命的影响。通过分析不同喷丸强度下试样表面完整性的变化，并结合其拉伸性能和循环塑性应变幅值的变化规律，揭示喷丸强度对 316 不锈钢疲劳寿命的影响机理，同时得到 316 不锈钢最佳喷丸强度，为其工业应用提供理论依据。

1　试验

试验采用材料为 316 不锈钢，其微观组织为奥氏体，面心立方结构，其化学元素种类及含量（以质量分数计）为：C 0.08%，Si 0.52%，Mn 1.14%，S 0.001%，P 0.03%，Cr 16.51%，Ni 10.16%，Cu 0.07%，N 0.05%，Mo 2.05%，Fe 余量。原始晶粒平均尺寸为 25 μm。测得材料喷丸处理前的屈服强度和抗拉强度分别为 277 MPa 和 634 MPa，伸长率为 61.1%，维氏硬度为 $197HV_{0.1}$。疲劳试样参照标准 ISO 12106: 2003 制备，具体外形尺寸如图 1 所示。

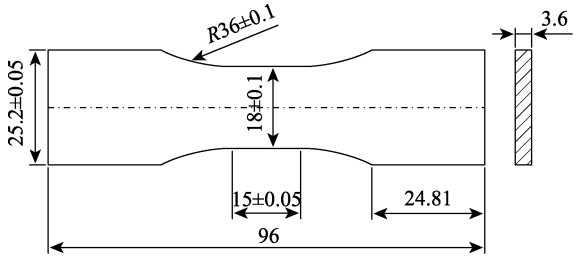


图 1　疲劳试样外形尺寸图
Fig.1 Size of fatigue specimens

喷丸处理在气动式压缩空气喷丸设备上进行，弹丸为铸钢丸，硬度为 48~52HRC，用 A 型 Almen 试片的弧高值表征喷丸强度。为了获得不同的喷丸强度，在处理过程中使用相同的覆盖率、丸粒直径和不同的气压。喷丸处理时，喷丸角度为 90°，喷丸两次以保证覆盖率为 200%。试样喷丸的具体参数如表 1 所示。

表 1　喷丸处理参数
Tab.1 Shot peening parameters

Variant	Shot diameter/mm	Almen intensity/mmA	Coverage/%
SP 0	—	—	—
SP 1	0.6	0.27	200
SP 2	0.6	0.35	200
SP 3	0.6	0.37	200

拉伸试验在 MTS 轴向疲劳试验机上于室温下进行，试验采用应变控制，应变速率为 5×10^{-4}。拉-拉疲劳试验在 MTS 拉扭疲劳试验机上于室温下进行，采用应变控制，采用的总应变为 0.7%，应变比 R=0.1，加载频率为 0.1 Hz。疲劳试验过程中，应力幅值降低到最大应力幅值的 70%时，视为疲劳失效。

采用白光干涉仪测量不同喷丸强度处理后试样的表面粗糙度，选择测量的区域为 0.8 mm×0.8 mm。微结构主要观察变质层的显微结构，进行化学腐蚀处理后，在光学显微镜下观察，化学腐蚀采用的腐蚀液为盐酸：硝酸：酒精=2：1：2，腐蚀时间为 30 s。沿深度方向的显微硬度的测量采用维氏显微硬度计，载荷 0.1 kg，保荷时间 10 s，为了减小试验误差，硬度数值采用多次测量的平均值。残余应力采用 Mn-Kr 辐射和奥氏体{311}晶面 X 射线应力分析仪（LXRD，Proto，Canada）测量，由于 X 射线在试样中的穿透能力有限，大约只有十几微米，故只能探测试样的表层应力，这种表层应力分布可视为二维应力状态。本次残余应力测量方法为 $\sin^2\psi$ 法，管电压为 30 kV，电流为 25 A，其二维平面应力 σ_φ 可用式(1)表示[14]。为了研究残余应力沿深度方向的变化特征，试样采用电化学剥层的方式进行腐蚀处理，采用的腐蚀液为饱和氯化钠溶液。

$$\sigma_\varphi=\{[-E/2(1+\upsilon)]\cot\theta_0(\pi/180)\partial(2\theta)/\partial\sin^2\psi\} \quad (1)$$

式中：E 和 υ 分别是材料的弹性模量和泊松比，θ_0 为无应力状态下的布拉格角，ψ 为衍射晶面方位角，2θ 为不同 ψ 角度下测量的方位角。

2　结果与讨论

2.1　表面完整性

2.1.1　表面轮廓及表面粗糙度

不同喷丸强度下，316 不锈钢的表面轮廓曲线如图 2a 所示。喷丸处理过程中，表面因丸粒撞击产生弹坑，发生塑性变形，表面轮廓曲线呈现上下波动的特点。表面粗糙度的变化如 2b 所示，其中 S_a 选定区域内各点高度绝对值的算术平均值[15]。由图 2a 可以看出，喷丸处理后，试样表面起伏程度明显增加。由于丸粒撞击试样表面的速度和能量随着喷丸强度的增大而增大，在总体趋势上，试样表面产生的弹坑尺寸也随之增大[16]。喷丸处理后，试样 SP 2 的表面起伏程度最小，并且弹坑底部较为平缓。试样 SP 3 相对试样 SP 1 起伏程度增加，弹坑底部变的尖锐。由图 2b 可知，随着喷丸强度的增大，试样表面粗糙度 S_a 先增加、后减小、再继续增加，存在一个最小值，即试样 SP 2 的表面粗糙度值最小，为 5.29 μm。粗糙度的增大使材料表面的应力集中效应明显增强，加快了疲劳裂纹的萌生，这在一定程度上阻碍了疲劳寿命的提高。

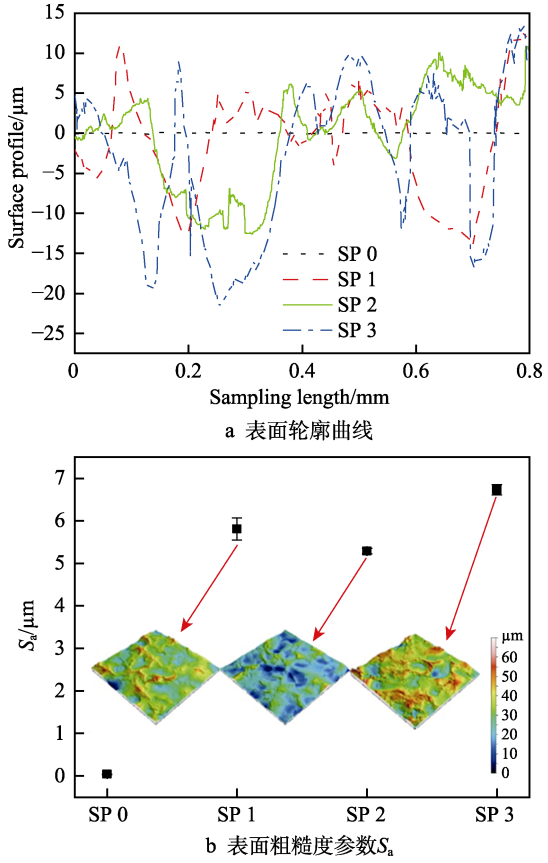


图 2　不同喷丸强度下 316 不锈钢的表面轮廓及表面粗糙度
Fig.2 Surface profile (a) and surface roughness S_a (b) of 316 stainless steel after shot peening under different Almen intensity

2.1.2　微结构

经不同强度喷丸处理后的 316 不锈钢试样的微结构如图 3 所示。在喷丸处理过程中，材料表层因丸粒的撞击，发生塑性变形，表层组织产生大量位错和滑移带，位错密度增加。位错的运动以及滑移带聚集和交织，不断切割粗大晶粒，形成新的晶界，表层晶粒得到细化[9]。因微结构观察采用的是光学显微镜，所以并不能观察到纳米级别晶粒，但是能明显观察到晶粒细化层的存在。有相关研究表明[17]，喷丸处理可以在材料表层形成一定厚度的纳米晶粒层。由图 3 可知，随着喷丸强度的增加，晶粒细化层的厚度增大。这是因为喷丸过程中，当最外层的晶粒尺寸减小到一定程度，且位错增殖和湮灭的速度相同时，晶粒尺寸将不再发生变化，趋于一个稳定值[5]。此时随着丸粒的继续撞击，材料最外层将不再发生晶粒尺寸的变化，丸粒携带的能量将向材料内层传递，致使内层材料发生塑性变形，形成梯度结构。随着喷丸强度的增加，系统的总能量增大，丸粒速度增大，丸粒动能与材料应变能的转化率提高，总的应变能增大[18]，材料塑性变形将加剧，塑性变形层的厚度增加，所以晶粒细化层的厚度将同时增加。

从图 3 可以看出，由于强烈塑性变形，在光学显微镜下很难观察到表层组织晶界。喷丸处理后，试样

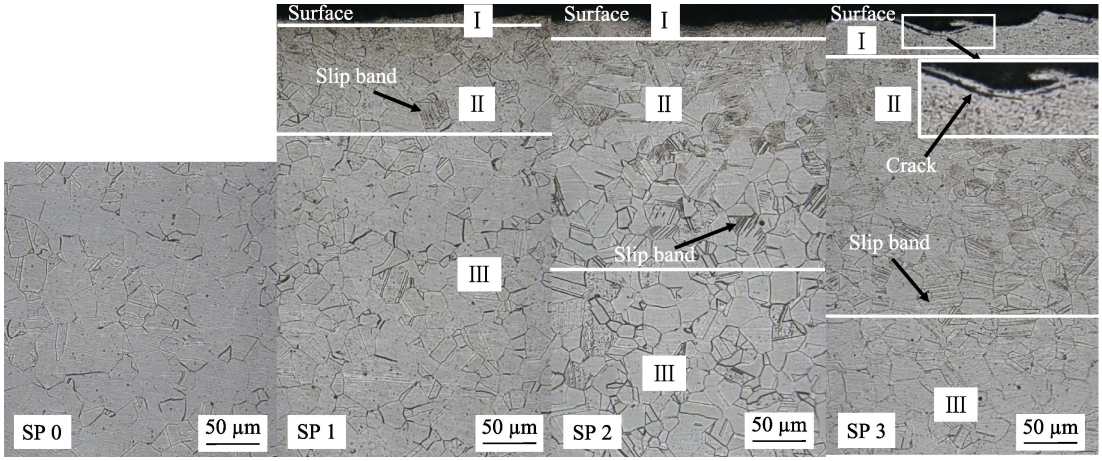


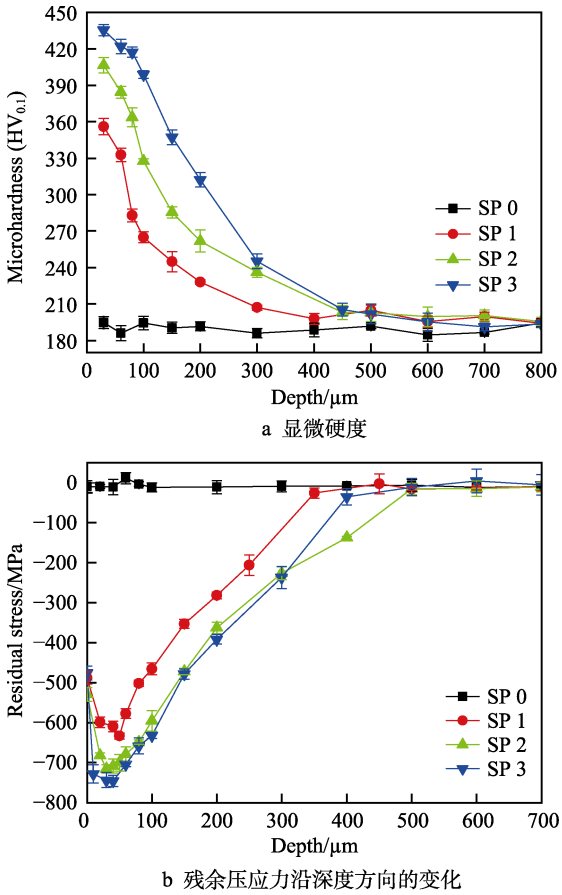
图 3　不同喷丸强度下 316 不锈钢微结构

Fig.3 Microstructure of 316 stainless steel after shot peening under different Almen intensity

的微结构大致可分为 3 个区：晶粒细化区Ⅰ、过渡区Ⅱ、未影响区Ⅲ。由图 3 可知，随着喷丸强度的增大，晶粒细化层和过渡层的厚度均增加，即塑性变形层的厚度随喷丸强度的增大而增加。其中试样 SP 3 的塑性变形层厚度最大，约为 290 μm；试样 SP 1 的塑性变形层厚度最小，约为 110 μm。此外，喷丸处理后，表层的部分晶粒中产生了大量的滑移带，随着喷丸强度的增大，滑移带的数量增加，并且变得更加明显，部分晶粒中出现交叉滑移。喷丸处理引起变质层内的位错密度增加，滑移带的数量增多，增加了可动位错在晶粒内移动的阻力，阻碍了位错在交变载荷下的往复滑移，延缓了裂纹在变质层内的萌生和扩展，这在一定程度上延长了疲劳寿命。

2.1.3　显微硬度

喷丸强度对 316 不锈钢试样显微硬度的影响如图 4a 所示。由图可知，喷丸试样相对于未喷丸试样的显微硬度都有明显的增加，尤其在试样的表层。喷丸试样的硬度值从表层到心部逐渐减小，最终稳定在 200$HV_{0.1}$ 附近。由图 4a 可以观察到，在同一深度下，试样的显微硬度随着喷丸强度的增加而增大，试样 SP 3 的显微硬度最大，为 435$HV_{0.1}$，达到基体显微硬度的 2 倍以上。硬化层的厚度也随着喷丸强度的增加而增大，试样 SP 1 的硬化层厚度约为 300 μm，试样 SP 2 和 SP 3 的硬化层厚度增大到约 450 μm。单相材料经喷丸处理后显微硬度增加，除组织结构强化的原因外，与残余压应力绝对值也存在正相关关系[14]。由图 3、图 4b 可知，喷丸过程中，材料最外层组织结构强化程度和残余应力最大值均随着喷丸强度的增加而增大，所以显微硬度也将随着喷丸强度的增加而增大。图 4a 显示出试样 SP 2 和试样 SP 3 的硬化层厚度相差不大，这种现象产生的原因是喷丸处理后，试样 SP 2 的残余应力在深度为 350 μm 之后明显高于试样 SP 3，所以试样 SP 2 的硬化层厚度受残余应力的影响将会有所增加。此外有研究表明[19]，材料的疲劳强度与维氏硬度成正相关关系，所以试样表层硬度的增加有益于延长疲劳寿命。



a 显微硬度

b 残余压应力沿深度方向的变化

图 4　不同喷丸强度下试样的显微硬度和残余压应力沿深度方向的变化

Fig.4 Microhardness (a) and residual stress distributions as a function of depth from the surface to the bulk (b) under different shot peening strength

2.1.4　残余应力

不同喷丸强度下残余应力随深度的变化如图 4b 所示。喷丸试样的残余应力随着深度的变化，都呈现

先增大、后减小的特点。喷丸过程中，由于丸粒的撞击，试样表层材料产生塑性变形，心部材料发生弹性变形，当喷丸处理结束后，心部材料有恢复到原状态的趋势，继而对表层材料产生约束，产生残余压应力[20]。表层残余应力可由表面残余应力值、应力影响深度、残余应力峰值和应力峰值深度四个特征值表示。

由图 4b 可知，喷丸处理后，试样 SP 1 表面的残余压应力值为−487 MPa，而 SP 3 的表面残余压应力值为−475 MPa，表面的残余压应力值并不随着喷丸强度的增加而进一步增大。产生这种现象的原因是，随着喷丸强度的增加，材料表层的塑性变形加剧，材料表面将会产生损伤。由图 2b 可知，试样 SP 3 的表面粗糙度明显高于试样 SP 1 和 SP 2，并且从图 3 试样 SP 3 的微结构中可以观察到，试样表层有微裂纹的产生。这些裂纹会使其周围残余应力得到释放，导致表面残余应力降低[13]，并且有研究表明，材料表面的残余应力会随着喷丸强度的增加而降低[21]。在残余应力的影响深度方面，试样 SP 1（约 350 μm）和试样 SP 3（约 400 μm）的影响深度均小于试样 SP 2（约 450 μm）。在残余应力峰值方面，试样 SP 3 的残余应力峰值可达−750 MPa，而试样 SP 2 的残余应力峰值为−720 MPa，试样 SP 1 的残余应力峰值为−650 MPa，残余应力峰值随喷丸强度的增大而增大。从残余应力峰值存在的位置来看，每种喷丸强度的试样峰值产生的位置均在 30~50 μm 之间。

残余压应力的提高，可以明显地增加试样的疲劳寿命。在交变载荷的作用下，试样变质层内的残余压应力可以抵消一部分拉应力，显著降低有效拉应力水平，提高材料的疲劳极限。即使试样表层萌生出疲劳裂纹，只要裂纹还处于应力影响深度范围内，喷丸引入的残余压应力与外部载荷在裂纹尖端处产生的拉伸应力叠加后，将延缓疲劳裂纹的扩展[9]，从而增加试样的疲劳寿命。

2.1.5 拉伸性能

不同喷丸强度下，316 不锈钢试样应力-应变曲线和屈服强度的变化如图 5 所示。由图 5b 可知，随着喷丸强度的增加，材料的屈服强度和抗拉强度均增加，伸长率减小。相比于未喷丸的试样，试样 SP 1、SP 2、SP 3 的屈服强度分别增加了 6.6%、12.8%、14.5%，抗拉强度分别增加了 0.5%、7.6%、8.6%。可知喷丸处理提高材料的屈服强度的效果更加显著。试样经过喷丸处理后，材料的晶粒细化层很薄，相对试样的厚度而言，所占的比例很小，并不改变试样心部材料的微结构形态。当材料在屈服段之后继续拉伸时，心部材料的应变硬化将起主导作用，故而喷丸处理对提高材料的屈服强度的效果较为明显。喷丸处理后的试样表层位错密度增加，发生加工硬化，在之后的拉伸过程中，会因预先的加工硬化，导致试样的伸长率降低。喷丸处理在试样表层引入了强化层，提高了试样的屈服强度，试样心部保留了原始材料良好的塑性，使得试样表层与心部形成硬韧结合，提高了试样的综合力学性能。同时，大量的研究结果[22]指出，屈服强度低的材料容易在疲劳过程中过早地出现滑移带，并在驻留滑移带或滑移带挤出/挤入处萌生疲劳裂纹，提高材料的屈服强度，有利于改善材料的抗疲劳性能。

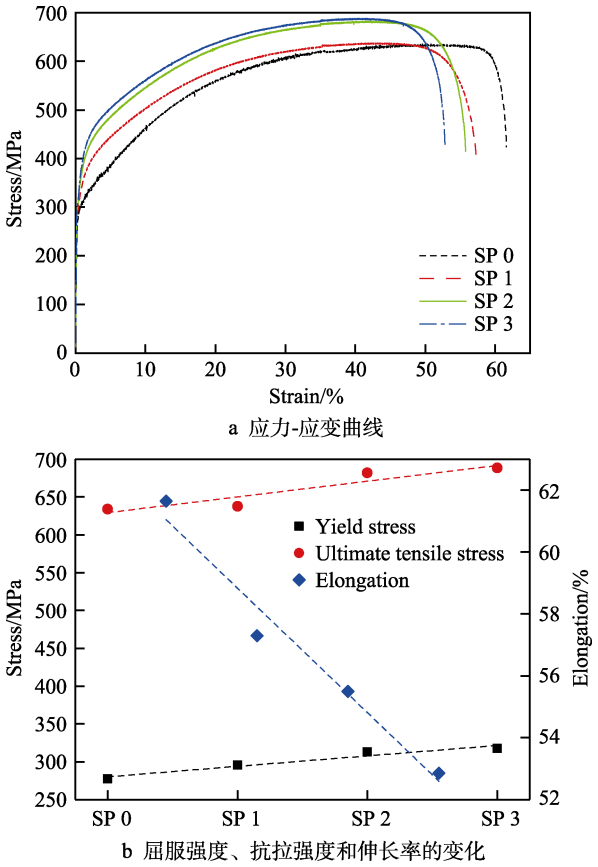


图 5 不同喷丸强度下 316 不锈钢的应力-应变曲线和屈服强度、抗拉强度以及伸长率的变化

Fig.5 Stress-strain curve (a) and variation of yield stress, ultimate tensile stress and elongation of 316 stainless steel (b) under different shot peening intensity

2.2 疲劳分析

2.2.1 疲劳寿命

经过不同喷丸强度处理的试样疲劳寿命如图 6 所示。研究表明[23]，低周疲劳寿命的散布范围较小，其分散率约为 0.7~1.4，所以每种喷丸处理参数下做了一组疲劳试验。由图 6 可以得出，试样 SP 1 的疲劳寿命为 13 200 周期，相对于未喷丸试样 SP 0 的疲劳寿命增加了 13.79%；试样 SP 2 的疲劳寿命为 18 800 周期，相对于未喷丸试样 SP 0 的疲劳寿命增加了 62.07%；试样 SP 3 的疲劳寿命为 16 500 周期，相对于未喷丸试样 SP 0 的疲劳寿命增加了 42.24%。随着喷丸强度的增加，试样的疲劳寿命呈现先增加、后减小的趋势，所以喷丸处理过程中并不是喷丸强度越大

越好，而是存在一个最适宜的喷丸强度值。

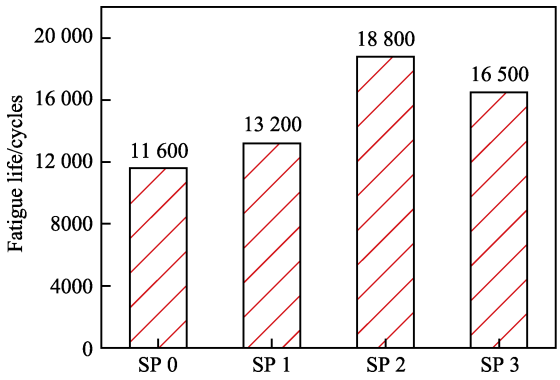


图 6　不同喷丸强度下 316 不锈钢试样的疲劳寿命

Fig.6 Fatigue life of 316 stainless steel under different shot peening intensity

试样的疲劳寿命是表面粗糙度、微结构、显微硬度以及残余应力等综合作用的结果，其中最主要的影响因素是微结构和残余应力。由图 6 可知，试样 SP 2 的寿命明显高于试样 SP 3。从图 2a 可以看出，试样 SP 2 表面的起伏程度明显小于试样 SP 3，且表面弹坑底部更加平坦，这在一定程度上减小了应力集中，延缓了裂纹萌生，延长了试样的裂纹萌生寿命。从微结构方面来讲，试样 SP 2 与试样 SP 3 的变质层厚度相差不大，但是由图 3 可知，试样 SP 3 的表面有微裂纹产生，应力集中效应增强，导致疲劳裂纹极易在此处提前萌生，使疲劳寿命降低。此外，疲劳寿命还和试样的延性以及疲劳损伤过程中的延性耗竭有关。疲劳过程中总应变幅值由弹性应变幅值和塑性应变幅值两部分组成，较高的屈服强度意味着弹性应变幅值较大，同时代表着较高的延性水平，与此相反，塑性应变幅值变小。由图 5b、图 7 可知，喷丸处理后，试样的屈服强度有增大的趋势，而试样的循环塑性应变幅值明显降低。事实上，喷丸试样的延性变化与变质层厚度有关。喷丸处理后，喷丸试样的表层引入了明显的变质层，试样的屈服强度增加，延性同时提高，试样的疲劳寿命更长。

2.2.2　循环塑性应变幅值

不同喷丸强度下，316 不锈钢试样循环塑性应变幅值随疲劳寿命的变化如图 7 所示。由图 7 可知，所有试样的循环塑性应变幅值随寿命的变化，都呈现着先减小、后增大的趋势。相比于未喷丸的试样，喷丸处理后的试样循环塑性应变幅值明显降低。随着喷丸强度的增加，每类试样的循环塑性应变幅值整体上呈现着先增大、后减小的趋势。循环塑性应变幅值的变化与疲劳过程中位错密度的变化有直接的联系。循环变形初期，位错增殖加剧，位错密度增加，出现位错堆积现象。随着位错密度的增加，可动位错移动的阻力变大、距离减小，塑性应变随之下降。随着循环变形的进行，当位错湮灭的速度高于位错增殖的速度时，位错密度降低，可动位错移动的阻力减小、距离增加，塑性应变随之增加[24-25]。由图 7 还可知，喷丸处理后，试样的循环塑性应变幅值明显低于未喷丸试样。这是因为喷丸处理后，试样变质层内产生了大量的位错，致使位错密度高于未喷丸试样，可动位错移动的阻力增加，喷丸试样的塑性变形能力降低。试样 SP 3 的循环塑性应变幅值整体上高于试样 SP 2，出现这种现象的原因与材料表面存在的初期损伤有关。图 3 中可以明显地看到，试样 SP 3 表面因过度喷丸而产生了微裂纹，致使试样 SP 3 应力集中效应增强。在循环变形初期，裂纹附近的残余应力将迅速释放，致使可动位错移动的阻力降低，塑性变形能力增强。通过分析图 4b 可知，试样 SP 2 的残余应力影响层深度大于试样 SP 3，并且深度在 350 μm 之后，试样 SP 2 的残余应力值明显高于试样 SP 3，这使得试样 SP 2 总体的位错移动阻力变大，塑性变形能力降低。此外，通过分析循环塑性应变幅值的变化发现，试样存在循环硬化/软化现象。

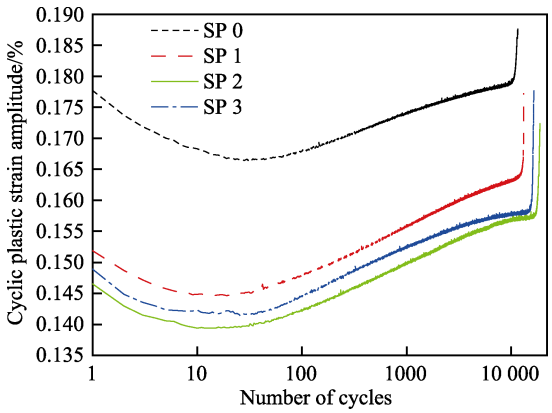


图 7　不同喷丸强度下循环塑性应变幅值随疲劳寿命的变化

Fig.7 Variation of cyclic plastic strain amplitude with fatigue life under different shot peening intensity

2.2.3　断口分析

不同喷丸强度下，316 不锈钢试样的疲劳断口如图 8 所示。在低周疲劳过程中，随着循环周期的增加，材料出现损伤，当损伤累积到一定程度后，通常以疲劳裂纹的形式显现出来，当裂纹扩展到一定程度，就会发生快速断裂，最终失效。从图 8a 中可以看出，喷丸与未喷丸试样的疲劳断口均大致可以分为 3 个区：裂纹源区Ⅰ、裂纹扩展区Ⅱ、瞬断区Ⅲ。每个试样均具有多个疲劳源点，且存在明显的疲劳一次台阶，显现出典型的低周疲劳断裂特征[26]。由图 8b 可知，疲劳源区因疲劳过程中反复张开和闭合的磨损，变得更加平整。试样喷丸后，因表层引入了梯度结构，疲劳裂纹萌生于次表层，并且疲劳过程中，试样受不均匀应力的影响，致使疲劳源区平整程度稍差于未喷丸试样。在裂纹扩展区，未喷丸试样因疲劳过程中受力较为均匀，形成了垂直于裂纹扩展方向的波浪形纹

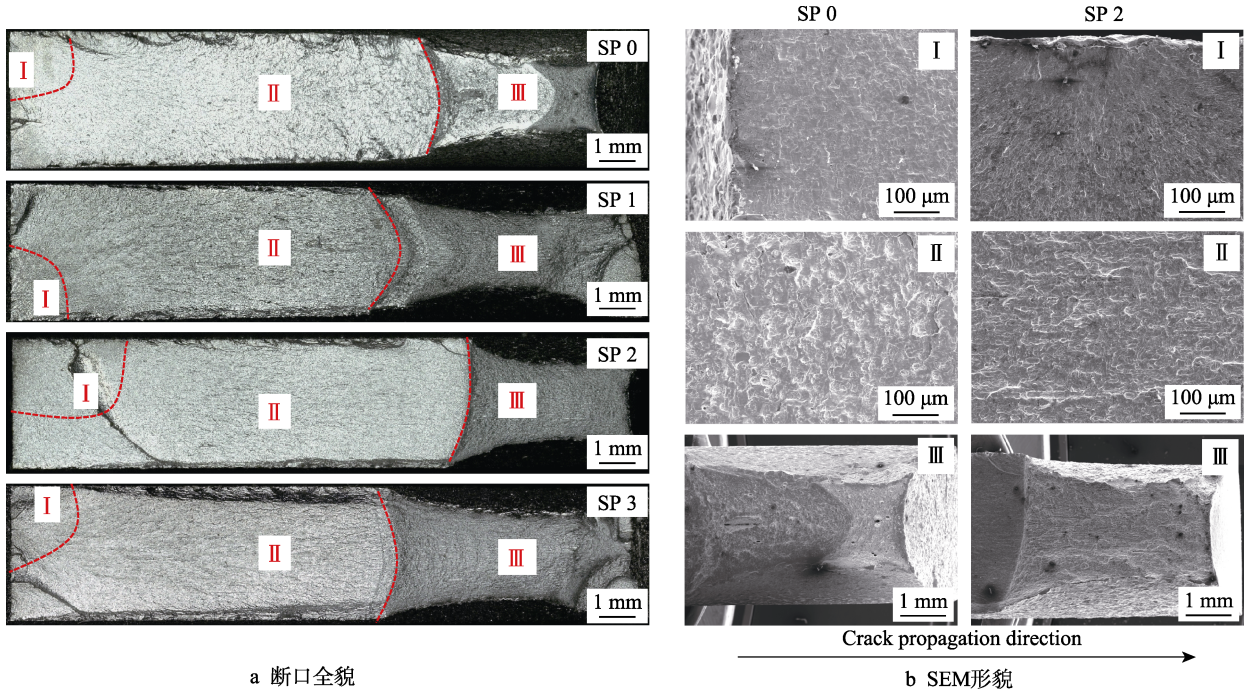


图 8　不同喷丸强度下的疲劳断口

Fig.8 Fatigue fracture under different shot peening intensity: a) full view of fracture; b) SEM morphology

路。喷丸后，试样因受梯度结构的影响，形成了平行于疲劳裂纹扩展方向的条状波浪纹路。此外，喷丸试样还因受力不均的影响，形成了细小的弯曲疲劳辉纹，这延长了裂纹扩展的途径，延缓了疲劳裂纹的扩展。在疲劳瞬断区可以明显地观察到，未喷丸试样的瞬断区收缩率高于喷丸试样，这是喷丸后材料的韧性提高引起的。

3　结论

1）316 不锈钢试样喷丸处理后的表面粗糙度增至 5~7 μm，在喷丸强度为 0.35 mmA 时，粗糙度 S_a 值最小，为 5.29 μm。表层晶粒发生变形、细化，表面塑性变形层的厚度随着喷丸强度的增大而增加，在喷丸强度为 0.37 mmA 时最厚，约为 290 μm。表层发生加工硬化，显微硬度值随着喷丸强度的增加而增大，最大的显微硬度为 $435HV_{0.1}$，约为基体材料的 2.2 倍。同时在表层引入了厚度为 300~450 μm 不等的残余压应力层，最大的残余应力为−750 MPa。

2）喷丸处理改善了 316 不锈钢试样的综合力学性能。试样的屈服强度和抗拉强度均随着喷丸强度的增大而增加，伸长率随着喷丸强度的增大而略有降低。

3）相比于未喷丸试样，喷丸处理后试样的疲劳寿命均有明显的提高。喷丸试样的疲劳寿命随着喷丸强度的增加，先增大后减小，在喷丸强度为 0.35 mmA 时，疲劳寿命最高，为 18 800 周期，相比于未喷丸试样提高了 62.07%。

4）相比于未喷丸试样，喷丸处理后，试样的循环塑性应变幅值明显降低，并且随着喷丸强度的增大，呈现先增加、后减小的趋势。在循环加载过程中，喷丸试样和未喷丸试样都存在明显的循环硬化与循环软化现象。

5）喷丸强度通过改变表面完整性的有益因素（变质层、残余应力和表层硬化）及有害因素（表面粗糙、表面损伤），影响试样的疲劳寿命。通过综合分析不同喷丸强度下的表面完整性以及疲劳寿命的变化发现，在喷丸强度为 0.35 mmA 时，得到最优的喷丸强化效果。

参考文献：

[1] 张哲峰, 刘睿, 张振军, 等. 金属材料疲劳性能预测统一模型探索[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1693-1704.
ZHANG Zhe-feng, LIU Rui, ZHANG Zhen-jun, et al. Exploration on the unified model for fatigue properties prediction of metallic materials[J]. Acta metallurgica sinica, 2018, 54(11): 1693-1704.

[2] ZHOU J, RETRAINT D, SUN Z, et al. Comparative study of the effects of surface mechanical attrition treatment and conventional shot peening on low cycle fatigue of a 316L stainless steel[J]. Surface and coatings technology, 2018, 349: 556-566.

[3] 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 materialia, 2006, 54(11): 1949-1954.

[4] MUÑOZ-CUBILLOS J, CORONADO J J, RODRÍGUEZ S A. Deep rolling effect on fatigue behavior of austenitic stainless steels[J]. International journal of fatigue, 2017, 95: 120-131.

[5] 宋云云. 表面纳米梯度结构 316L 不锈钢组织性能研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2016.
SONG Yun-yun. Microstucture and properties of 316L stainless steel with a gradient nanostructured surface layer[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2016.

[6] 钟轶宁, 王惠敏, 刘德贵, 等. 湿法喷丸工艺有限元分析[J]. 精密成形工程, 2018, 10(4): 79-84.
ZHONG Yi-ning, WANG Hui-min, LIU De-gui, et al. Finite element simulation of wet peening process[J]. Journal of netshape forming engineering, 2018, 10(4): 79-84.

[7] 郑阳, 周建忠, 孟宪凯, 等. 激光喷丸强化316L不锈钢的拉伸性能[J]. 应用激光, 2016, 36(3): 276-280.
ZHENG Yang, ZHOU Jian-zhong, MENG Xian-kai, et al. Strengthening the tensile properties of 316L stainless steel by laser shock peening[J]. Applied laser, 2016, 36(3): 276-280.

[8] LLANEZA V, BELZUNCE F J. Study of the effects produced by shot peening on the surface of quenched and tempered steels: Roughness, residual stresses and work hardening[J]. Applied surface science, 2015, 356: 475-485.

[9] 阴晓宁, 付雪松, 陈国清, 等. 湿喷丸强化对 TC4 钛合金表面状态及疲劳性能的影响[J]. 金属热处理, 2016, 41(3): 48-53.
YIN Xiao-ning, FU Xue-song, CHEN Guo-qing, et al. Effects of wet shot peening on surface morphology and fatigue property of Ti-6Al-4V alloy[J]. Heat treatment of metals, 2016, 41(3): 48-53.

[10] BAGHERIFARD S, SLAWIK S, FERNÁNDEZ-PARIENTE I, et al. Nanoscale surface modification of AISI 316L stainless steel by severe shot peening[J]. Materials and design, 2016, 102: 68-77.

[11] MALEKI E, UNAL O, AMANOV A. Novel experimental methods for the determination of the boundaries between conventional, severe and over shot peening processes[J]. Surfaces and interfaces, 2018, 13: 233-254.

[12] 赵韩, 朱仁胜, 张月, 等. 304不锈钢板材喷丸强化处理最佳工艺参数研究[J]. 合肥工业大学学报(自然科学版), 2016(3): 320-323.
ZHAO Han, ZHU Ren-sheng, ZHANG Yue, et al. Numerical investigation on the poptimization of shot peening process parameter of 304 stainless steel sheet[J]. Journal of Hefei University of Technology (natural science), 2016(3): 320-323.

[13] VIELMA A T, LLANEZA V, BELZUNCE F J. Shot peening intensity optimization to increase the fatigue life of a quenched and tempered structural steel[J]. Procedia engineering, 2014, 74: 273-278.

[14] 付鹏. 高强双相钢喷丸强化及其 XRD 表征[D]. 上海: 上海交通大学, 2015.
FU Peng. Study on shot peening and XRD characterization of high-strength dual phase steel[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015.

[15] ISO 25178-2:2012, Geometrical product specifications (GPS)-surface texture: Areal-part 2: Terms, definitions and surface texture parameters[S].

[16] 李世平, 刘道新, 李瑞鸿, 等. 喷丸强化与表面完整性对 TC21 钛合金疲劳性能的影响[J]. 机械科学与技术, 2012, 31(12): 1921-1926.
LI Shi-ping, LIU Dao-xin, LI Rui-hong, et al. Influence of shot peening and surface integrity on fatigue properties of TC21 titanium alloy[J]. Mechanical science and technology for aerospace engineering, 2012, 31(12): 1921-1926.

[17] BAGHERIFARD S, SLAWIK S, FERNÁNDEZ-PARIENTE I, et al. Nanoscale surface modification of AISI 316L stainless steel by severe shot peening[J]. Materials and design, 2016, 102: 68-77.

[18] 闫五柱, 刘军, 温世峰, 等. 喷丸过程中的能量转化及残余应力分布研究[J]. 振动与冲击, 2011, 30(6): 139-142.
YAN Wu-zhu, LIU Jun, WEN Shi-feng, et al. Energy conversion and residual stress distribution in shot peening process[J]. Journal of vibration and shock, 2011, 30(6): 139-142.

[19] CASAGRANDE A, CAMMAROTA G P, MICELE L. Relationship between fatigue limit and vickers hardness in steels[J]. Materials science and engineering A, 2011, 528(9): 3468-3473.

[20] 吴政协, 马泳涛, 龚军振, 等. 后混合水射流喷丸工艺对 18CrNiMo7-6 渗碳钢表面性能的影响[J]. 表面技术, 2017(9): 147-152.
WU Zheng-xie, MA Yong-tao, GONG Jun-zhen, et al. Effects of post-mixed water jet shot peening process on surface properties of 18CrNiMo7-6 carburizing steel[J]. Surface technology, 2017(9): 147-152.

[21] 高玉魁. 高强度钢喷丸强化残余压应力场特征[J]. 金属热处理, 2003, 28(4): 42-44.
GAO Yu-kui. Characteristics of compressive residual stress fields in high-strength steel caused by shot peening[J]. Heat treatment of metals, 2003, 28(4): 42-44.

[22] 辛素敏. 316L 不锈钢表面纳米化后疲劳机理分析[D]. 贵州: 贵州大学, 2009.
XIN Su-min. Analysis of fatigue mechanism of 316L stainless steel after surface nano-crystallization[D]. Guizhou: Guizhou University, 2009.

[23] HASUNUMA S, OKI S, MOTOMATSU K, et al. Fatigue life prediction of carbon steel with machined surface layer underlow-cycle fatigue[J]. International journal of fatigue, 2019, 123: 255-267.

[24] 张忠明, 服部修次, 田川纪英, 等. 铜合金疲劳过程中塑性应变幅的变化[J]. 材料热处理学报, 2004, 25(4): 41-44.
ZHANG Zhong-ming, SHUJI Hattori, HIDENORI Maekawa, et al. Variation of plastic strain range of copper alloys in fatigue process[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2004, 25(4): 41-44.

[25] HATTORI Shuji, TANAKA Tsuneshichi. Variation of dislocation density during faigue process of low carben steel[J]. Journal of the Society of Materials Science Japan, 1982, 31(350): 1061-1067.

[26] 张栋, 钟培道, 陶春虎, 等. 失效分析[M]. 北京: 国防工业出版社, 2004.
ZHANG Dong, ZHONG Pei-dao, TAO Chun-hu, et al. Failure analysis[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2004.