

# 激光喷丸强化对电化学充氢 316L 奥氏体不锈钢 振动疲劳性能的影响

黄舒<sup>1,2</sup>, 胡磊<sup>2</sup>, 盛杰<sup>1</sup>, 孟宪凯<sup>2</sup>, 宋云剑<sup>2</sup>, 鲁金忠<sup>2</sup>, 周建忠<sup>2</sup>

(1. 江苏大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013)

(2. 江苏大学 机械工程学院, 江苏 镇江 212013)

**摘要:** 研究了激光喷丸强化对电化学充氢 316L 奥氏体不锈钢振动疲劳性能的影响。测试分析了不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样的残余应力、显微硬度和微观组织结构, 并对比研究其振动疲劳寿命和断口形貌。结果显示, 激光喷丸诱导材料表层位错密度增加, 并有效细化晶粒, 抑制了氢原子的入侵, 同时复杂晶界和高密度位错增殖结构阻碍了氢原子的聚集和扩散, 降低了 316L 奥氏体不锈钢马氏体转变的程度, 有助于抑制微裂纹的萌生; 另一方面, 激光喷丸诱导产生的高幅残余压应力, 不仅抑制了氢原子的渗透, 而且还提高了疲劳裂纹扩展阈值, 减缓裂纹扩展速率。振动疲劳试验结果显示, 激光喷丸 316L 不锈钢充氢试样的疲劳寿命均获得了显著提高, 最大提升幅值可达 79.36%, 断口形貌分析进一步证明了激光喷丸可有效降低充氢试样疲劳裂纹扩展速率, 提升材料断裂韧性, 进而改善材料的振动疲劳特性。

**关键词:** 激光喷丸; 316L 不锈钢; 氢脆; 振动疲劳; 疲劳断口形貌

**中图分类号:** TG174.4; TG142.71

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)02-0579-09

目前化石燃料依旧是主要的动力能源, 但其本身存在不可再生性、严重污染性等问题, 而氢能作为一种高效无污染的可再生能源, 逐渐成为一种理想替代燃料。氢能源的开发利用需妥善解决好以下几个环节, 即氢的生产、储运和应用, 尤以氢的储运最为关键<sup>[1]</sup>。316L 奥氏体不锈钢由于具有较好的韧性、塑性、耐腐蚀性等特征, 因而成为氢能储运装备的优选材料, 在航空航天、船舶、汽车等领域有着广泛的应用。然而, 储氢装备在服役期间常处于富氢环境和交变载荷耦合的复杂工况下, 由于氢的扩散性极高, 易导致不锈钢出现氢致马氏体相变、氢致开裂等氢脆现象<sup>[2-4]</sup>, 而交变载荷特别是振动疲劳载荷的复合工况将促使不锈钢的服役寿命遭受更为严峻的挑战<sup>[5]</sup>。如何改善富氢环境下 316L 奥氏体不锈钢的氢脆敏感性和振动疲劳性能, 对提升氢能储运装备水平、有效开发利用氢能源具有极为重要的意义。

目前, 用于提高不锈钢材料抗氢脆性能的技术包括表面涂层、离子注入等<sup>[6,7]</sup>, 但表面涂层与基体的界面结合强度较差, 离子注入技术掺杂深度较小且价格昂贵。此外, 机械喷丸、空化喷丸和高压水射流喷丸

等传统表面形变强化技术也被用于降低不锈钢的氢脆敏感性<sup>[8-10]</sup>, 这些技术可避免材料界面效应, 但仍存在表层残余压应力影响层浅、处理表面粗糙度增加等缺陷, 特别是表面粗糙度增大可促进氢的吸附, 削弱了强化效果。

激光喷丸强化(laser peening, LP)作为一种对金属材料耐腐蚀性和抗疲劳性能等有明显改善的形变强化技术, 其优势主要在于强化表面粗糙度更小、塑性变形程度更明显、残余压应力更大更深<sup>[11-14]</sup>。已有学者将激光喷丸强化技术应用到金属材料的抗氢脆研究中。Zaleski 等<sup>[15]</sup>通过分析 316L 不锈钢材料表面硬度和疲劳断口形貌说明激光喷丸能够抑制不锈钢的氢致开裂和疲劳失效。Hackel 等<sup>[16]</sup>研究发现激光喷丸能够使 TC4 材料表层组织变得致密, 减少外界氢原子的入侵, 从而提升材料的抗氢脆性。但上述研究均未关注激光喷丸诱导的 2 个重要特征-残余应力及微观结构演变对抗氢脆性能的影响。Brandal 等<sup>[17]</sup>则主要探讨激光喷丸 304 不锈钢材料引起的位错对氢致马氏体相变驱动力的作用, 结果发现激光喷丸强化是阻碍奥氏体向马氏体相转变的有效方法。在此基础上, Huang

收稿日期: 2021-05-06

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(51775252); 国家自然科学基金青年基金(52005223); 中国博士后科学基金 63 批面上-一等资助项目(2018M630526); 江苏省自然科学基金(BK20180881); 江苏省第十五批“六大人才高峰”高层次人才选拔培养资助(GDZB-050); 泰州市科技支撑计划-产业关键技术研发(TG202026)

作者简介: 黄舒, 女, 1983 年生, 博士, 研究员, 江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013, 电话: 0511-88780219, E-mail: huangshu11@sina.com

等<sup>[18-20]</sup>探索了典型 TC4 钛合金激光喷丸强化抗氢脆失效机理,认为激光喷丸能够有效抑制氢渗透进程,使得材料抗拉强度增加,氢致塑性损失及氢致裂纹的萌生几率降低,从而提升抗氢脆敏感性。特别地, Huang 等<sup>[21-23]</sup>对富氢环境下激光喷丸 316L 奥氏体不锈钢的应力和组织强化效应进行了研究,揭示了激光喷丸抗氢脆及抗氢致开裂机理。但在实际服役环境中,316L 不锈钢常遭受富氢环境和交变载荷的共同作用,特别是在振动疲劳加载下,材料内部将承受外加振动载荷、激光喷丸诱导的残余压应力和氢致压力的复合作用,且激光喷丸诱导的微观结构与氢原子之间的相互作用尚不清楚。因此,激光喷丸诱导的有益残余压应力以及微观结构将如何影响充氢 316L 不锈钢的氢脆敏感性和振动疲劳性能有待深入研究。

开展不同激光功率密度喷丸 316L 奥氏体不锈钢试样的电化学充氢试验和振动疲劳试验,对比分析相应试样的残余应力、显微硬度及微观组织结构,并结合振动疲劳寿命和疲劳断口形貌微观特征,探讨激光喷丸对电化学充氢 316L 不锈钢抗振动疲劳性能的强化机制。

### 1 实验

选用 2 mm 厚的 316L 奥氏体不锈钢板材作为试验材料,其化学成分(质量分数)为 Cr(16.02%), Ni(10.02%), Mo(2.01%), Mn(1.21%), Si(0.550%), C(0.027%), P(0.043%), S(0.001%), 其余为 Fe。通过电火花线切割加工得到方块样(20 mm×20 mm×2 mm)和振动疲劳试样(160 mm×20 mm×2 mm),其中,振动疲劳试样尺寸符合 GB/T 3075-2020 标准,随后依次选用 400#, 800#, 1000#, 1500#和 2000#砂纸对试样进行打磨抛光,直至达到镜面效果。最后,在超声波清洗机中使用无水乙醇对试样进行清洗,放于干燥箱中烘干备用。

采用 GAIA-Thales 型 Nd:YAG 脉冲激光器进行激光喷丸强化实验,相关试验参数设置为激光波长 1064 nm,重复频率 1 Hz,脉宽 10 ns,光斑直径 2.6 mm,光斑搭接率 50%。激光喷丸功率密度分别选取 4.71, 6.28 及 7.84 GW/cm<sup>2</sup>。并选用 120 μm 厚的 3M 铝带作为吸收层,1~2 mm 厚的均匀流动水层作为约束层。其中,方块样采用单面喷丸,振动疲劳试样采用双面喷丸。典型试样的激光喷丸区域及路径如图 1, 2 所示。

经激光喷丸强化处理后,将试样除喷丸处理以外的区域进行石蜡封装,以确保充氢过程中仅保留激光喷丸区域暴露于电解液中。以铂电极为阳极连接至恒电位仪正极,试样为阴极连接至恒电位仪负极,在室

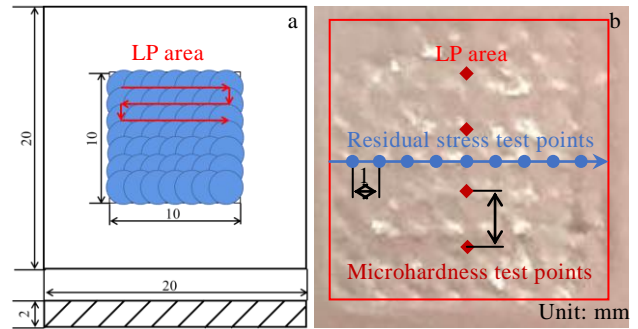


图 1 方块样激光喷丸区域和路径

Fig.1 Laser peening area and path of square specimen: (a) schematic diagram, (b) experimental diagram

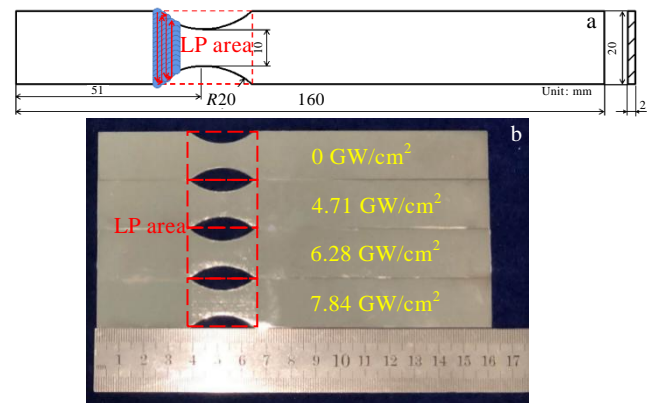


图 2 振动疲劳试样激光喷丸区域和路径

Fig.2 Laser peening area and path of vibration fatigue specimen: (a) schematic diagram, (b) experimental diagram

温下进行电化学充氢试验。本试验选用的电解液为 1 mol/L 的 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 与 0.125 g/L 的 Na<sub>4</sub>P<sub>2</sub>O<sub>7</sub>·10H<sub>2</sub>O 配制而成的混合溶液,其中,Na<sub>4</sub>P<sub>2</sub>O<sub>7</sub>·10H<sub>2</sub>O 作为毒化剂以抑制电解出的 H 复合成氢气溢出,从而提升溶液中的氢浓度;充氢电流密度为 50 mA/cm<sup>2</sup>,充氢时间为 24 h。

采用侧倾固定 φ 法在 X-350A 型 X 射线应力测定仪上对方块样的残余应力进行测量,相关检测设置参数:辐射源 Cr-Kα 射线,X 光管电压 20 kV,电流 6 mA,衍射晶面<220>,开始角 132°,终止角 125°,φ 为 0°,15°,30°,45°,扫描步距 0.1°。其中,分别取 9 个测试点的平均值作为表面残余应力的最终结果,表面方向测试点间距为 1 mm;通过电解抛光逐层去除方块表层来测得其深度方向的残余应力,电解抛光液由乙酸和高氯酸混合而成,工作电压为 10 V,工作电流为 0.3 A,去除速度为 5~10 μm/min,分别取 3 个测试点的平均值作为深度方向残余应力的最终结果,深度方向测试点间距为 100 μm。通过 HXD 型显微硬度仪进行方块样的硬度测试,加载力 300 g,保载时间 10 s,

分别取4个测试点的平均值作为最终结果,其中,表面方向测试点间距为2 mm,深度方向测量点间距为100  $\mu\text{m}$ 。

配制盐酸:硝酸:甘油体积比为2:1:2的腐蚀溶液对试样进行腐蚀,使用S-3400N型扫描电子显微镜(SEM)观察腐蚀试样喷丸区域的微观结构特征。此外,使用JEM-2100透射电子显微镜(TEM)在200 kV工作电压下获取不同激光功率密度喷丸后充氢试样的微观组织图像。

最后,在DC-300-3型电磁振动系统上进行振动疲劳试验。其中,振动台的加速度设定值为5g(约 $49 \text{ m/s}^2$ ),为使试样在试验期间一直处于共振状态,每间隔20万次加载后测量固有频率,并将其设置为下一阶段的振动频率。试样振动断裂后,使用电火花线切割机切取断口,通过JSM-7800F扫描电子显微镜(SEM)对其振动疲劳断口微观形貌进行表征。

## 2 结果与讨论

### 2.1 残余应力分析

不同激光功率密度喷丸后充氢316L不锈钢试样的残余应力变化曲线如图3所示。从图3a中可以看出,未喷丸充氢试样表面存在着51.1 MPa的残余拉应力,当激光功率密度为4.71, 6.28及7.84  $\text{GW/cm}^2$ 时,对应充氢试样的表面残余压应力数值分别达到-187.1, -238.6和-260.7 MPa,同时,图3b表明对应充氢试样深度方向的残余压应力影响层分别达到500, 600和700  $\mu\text{m}$ 。由此可知,激光喷丸处理可在充氢试样表层引入较高的残余压应力,表面残余压应力幅值及其影响深度随激光功率密度的增大而增大且逐渐趋于饱和,同一深度方向上的残余压应力与激光功率密度呈正相关关系。

Yuan等<sup>[22]</sup>研究表明,激光喷丸诱导的高幅残余压应力使得材料表层致密化,致使原有的空位消失、微裂纹闭合,可有效抑制氢原子渗入材料表层。Niwa等<sup>[24]</sup>认为,残余压应力对充氢试样表面氢致裂纹的萌生具有明显的抑制作用。对于电化学充氢过程中的316L不锈钢试样,虽然少量渗透进其表层的氢原子将产生一定的氢压而发生膨胀,但是表层较高幅值的残余压应力可减小晶格间距以阻碍上述膨胀行为,有效抑制氢原子进一步渗入316L不锈钢试样表层,同时阻碍氢原子在材料内部扩散,从而降低氢聚集区域的氢致压力。另外,残余压应力可阻碍316L不锈钢试样内部氢致裂纹的扩展,已有研究表明,裂纹扩展速率与裂纹尖端的有效应力强度因子密切相关,激光喷丸诱导的残余压应力能够抵消裂纹尖端的拉应力,从而减

小裂尖的有效应力强度因子,提高裂纹扩展的阈值<sup>[25]</sup>,进而在振动疲劳加载过程中减缓氢致裂纹的萌生和扩展速率<sup>[26]</sup>。

### 2.2 显微硬度分析

图4对比了不同激光功率密度喷丸316L不锈钢试样充氢前后的表面显微硬度。由图4可知,电化学充氢前,当激光功率密度为0, 4.71, 6.28及7.84  $\text{GW/cm}^2$ 时,316L不锈钢试样表面维氏硬度分别为1778, 2484, 2656和2760 MPa,显然,表面显微硬度随激光喷丸功率密度的增加而增加,相比于未喷丸试样,激光喷丸后试样表面的显微硬度提升幅度分别为39.71%, 49.38%, 55.23%。众所周知,裂纹萌生通常发生在材料表层,而激光喷丸诱导的表面硬化在一定程度上对裂纹的产生具有阻碍作用,从而改善材料的疲劳性能<sup>[27]</sup>。

从图4还可以看出,当激光功率密度为0, 4.71, 6.28及7.84  $\text{GW/cm}^2$ 时,充氢后316L不锈钢试样表面的维氏硬度分别为1986, 2542, 2690和2784 MPa,较未充氢样分别提高了11.70%, 2.33%, 1.28%和0.87%。一方面,充氢后试样表面显微硬度增大可能是

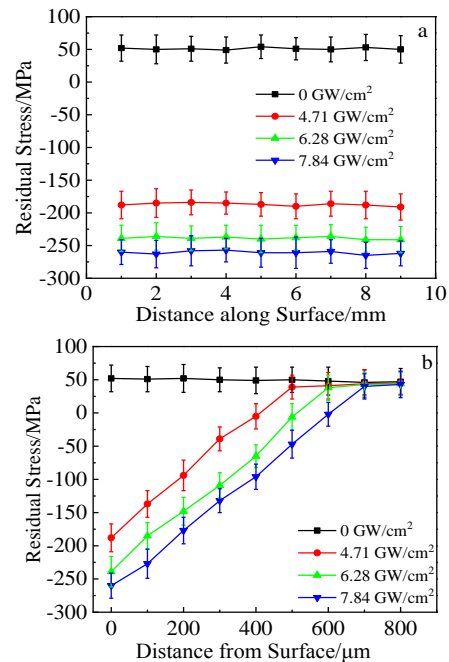


图3 不同激光功率密度喷丸316L不锈钢充氢试样的残余应力变化曲线

Fig.3 Residual stress curves of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities followed by hydrogen charging: (a) on the surface and (b) along the depth direction

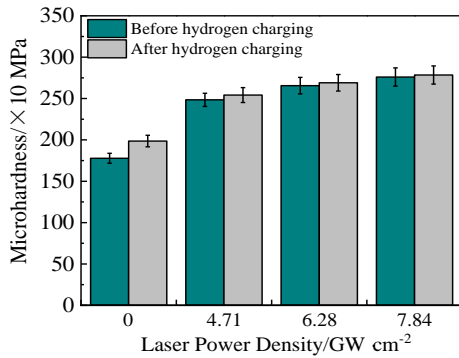


图 4 不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢试样充氢前后的表面显微硬度

Fig.4 Surface microhardness of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities before and after hydrogen charging

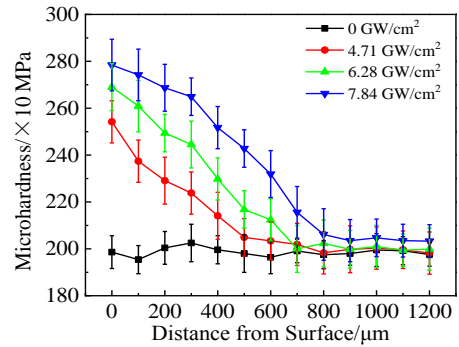


图 5 不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样沿深度方向的显微硬度

Fig.5 Microhardness of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities followed by hydrogen charging along the depth direction

由于氢的固溶强化作用，类似于对材料进行渗碳或渗氮处理<sup>[28]</sup>。试样表层氢含量越高，其造成的晶格畸变程度越大，固溶强化效果越显著。另一方面，随着激光功率密度的增加，氢致硬化率降低，说明激光喷丸具有一定的抗氢致硬化效果，且激光功率密度越大，抗氢致硬化效应越明显，这也间接表明了激光喷丸对 316L 不锈钢试样表层氢原子的渗透具有阻碍作用，且激光功率密度越高，试样表层对氢原子渗透的抑制效应越明显。

图 5 给出了不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样沿深度方向的显微硬度分布曲线。由图可知，试样的表层显微硬度值均为最高，随着深度的增加，其显微硬度值均在下降，说明激光喷丸的作用沿深度方向在不断衰减。当硬度值降低到一定程度后趋于稳定，此时的深度为激光喷丸强化影响层深度，分别为 500, 700 和 800  $\mu\text{m}$ 。在同一影响层深度，激光功率密度越大，试样中对应的显微硬度值越高。一方面，较高的激光功率密度会产生较高的峰值冲击压力，从而使激光喷丸后的 316L 不锈钢试样产生较大的塑性变形，最终形成较深的硬化层和较高的硬度值。另一方面，Furukawa 等<sup>[29]</sup>依据 Hall-Petch 关系，发现金属材料显微硬度与其平均晶粒直径呈负相关关系，随着激光功率密度的增加，316L 不锈钢充氢试样显微硬度提高，这表明激光喷丸可诱导晶粒细化，形成复杂晶界，从而阻碍氢原子的扩散和聚集，进而改善材料的氢脆敏感性。

### 2.3 表层微观组织分析

图 6 为不同激光功率密度喷丸处理后充氢试样表层的微观结构特征。从图 6a 可以看出，未喷丸试样的

晶粒尺寸较大，并伴有一定数量的板条状组织，前期研究结果表明，该条状组织为马氏体相<sup>[30,31]</sup>。氢的渗入将降低奥氏体不锈钢的层错能和  $\gamma$  相的稳定性，从而促使 316L 不锈钢发生马氏体相变。由于氢在马氏体中溶解度小而扩散率大，当 316L 奥氏体不锈钢发生马氏体相变后，快速扩散的氢和外加高频振动载荷的共同作用，将促进更多氢原子渗入奥氏体，并加速溶解于奥氏体中氢的扩散运动，致使更多的奥氏体转变为马氏体。马氏体是一种脆性相，易在外载作用下形成微裂纹，造成试样提前疲劳失效<sup>[32]</sup>。由图 6b~6d 可知，激光喷丸后，316L 不锈钢充氢试样中马氏体相显著减少，这表明激光喷丸能有效抑制氢渗透导致的马氏体相变，且抑制程度随激光功率密度的增大而提升。

为了对比晶粒尺寸变化，在 Image 软件中利用截距法对不同激光功率密度喷丸处理后充氢试样的晶粒尺寸进行测量。当激光功率密度为 0, 4.71, 6.28 及 7.84  $\text{GW/cm}^2$  时，充氢试样平均晶粒尺寸分别为  $38.04 \pm 6.62$ ,  $28.42 \pm 5.48$ ,  $23.78 \pm 5.14$  和  $20.26 \pm 4.68 \mu\text{m}$ 。可见，与图 6a 未喷丸充氢试样相比，图 6b~6d 中激光喷丸后充氢试样的晶粒尺寸明显减小，且晶粒尺寸随激光功率密度的增加而降低。晶粒细化是导致晶界复杂化的重要原因。一方面，复杂晶界可阻碍氢原子在材料内部的扩散和聚集，使得相同数量的氢原子在晶粒内部的分布变得稀疏，难以聚合形成氢分子，进而降低材料的氢脆敏感性；另一方面，晶粒细化使得裂纹在萌生和扩展过程中遇到更多的复杂晶界，晶界越复杂，对高频振动加载条件下疲劳裂纹萌生和扩展的阻碍作用越明显。此外，在较高激光功率密度喷丸试样中还发现了少量的形变孪晶和滑移带特征，其是由激光喷

丸诱导的超高应变率下的塑性变形所致。课题组前期研究表明<sup>[33]</sup>，形变孪晶和滑移带等微观特征会与位错交织，从而形成更为致密的位错缠结，最终形成亚晶粒，实现晶粒的细化，而目前已有证据表明，晶粒的细化是有效抑制氢原子渗入的重要因素。虽然，位错密度增加的确会加大氢富集的倾向，但是在激光冲击过程中，位错增殖仅仅是晶粒细化过程中一个阶段，且细化的晶粒阻碍氢原子渗入带来的益处，远远大于局部位错增加导致的氢富集，即使位错作为氢陷阱，可捕获试样内部自由扩散的氢原子，位错携氢运动至亚晶粒形成的复杂晶界时，氢相对均匀地分散在复杂晶界周围，难以大量聚集在晶界处，从而有利于进一步提升 316L 不锈钢试样的抗氢脆性能和抗振动疲劳性能。

为了进一步明确激光喷丸对充氢 316L 不锈钢试样微观组织结构产生的影响，对上述充氢试样进行 TEM 观测。从图 7a 中可以发现，未喷丸充氢试样的晶粒较大，晶粒内分布着大量的板条状马氏体相。图 7b~7d 表明，经过激光喷丸处理的充氢试样中，晶粒尺寸明显减小，晶界更为复杂，马氏体相明显减少，且在晶粒内产生了大量的位错线、位错缠结和位错墙等增殖结构，同时伴随着亚晶粒的产生<sup>[34,35]</sup>。激光喷丸强化可有效降低 316L 不锈钢充氢试样中马氏体相

转变程度，有助于抑制微裂纹的萌生。高密度位错可充当氢陷阱捕获渗透进试样内部自由扩散的氢原子，同时高密度的位错缠结致使位错携氢扩散运动所需能量增大，氢难以向材料内部扩散或在晶体界面处聚集，降低了氢致裂纹萌生几率。同时激光喷丸在 316L 不锈钢材料表层诱导的高密度位错增殖结构可促使位错运动阻力大幅增加，而位错运动阻力的增大将提升材料抵抗变形的能力<sup>[36]</sup>，因此，相比于未喷丸充氢试样，激光喷丸强化后的充氢试样在振动循环加载下的抗变形能力增强，这有助于改善 316L 不锈钢材料试样的抗振动疲劳性能，且抗振动疲劳性能随激光功率密度的增加而提升。

### 2.4 振动疲劳全寿命分析

图 8 示出了不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样的振动疲劳寿命结果。显然，未喷丸充氢试样的振动疲劳寿命较低，仅为  $6.830 \times 10^5$  次，而当激光功率密度为 4.71, 6.28 及 7.84 GW/cm<sup>2</sup> 时，振动疲劳寿命分别可达到  $1.027 \times 10^6$ ,  $1.158 \times 10^6$  和  $1.225 \times 10^6$  次，振动疲劳寿命随着激光功率密度的增加而增大，其中，相较于未喷丸充氢试样，激光功率密度为 7.84 GW/cm<sup>2</sup> 的充氢试样振动疲劳寿命增幅最为显著，提高了 79.36%。激光喷丸强化在 316L 不锈钢材料表层引入了高幅值的残余压应力，并诱导形成

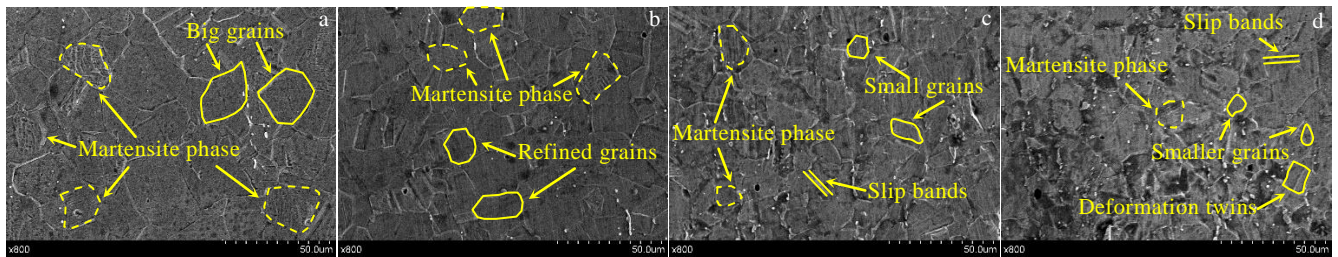


图 6 不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样表层的 SEM 照片

Fig.6 Surface SEM images of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities followed by hydrogen charging: (a) 0 GW/cm<sup>2</sup>, (b) 4.71 GW/cm<sup>2</sup>, (c) 6.28 GW/cm<sup>2</sup>, and (d) 7.84 GW/cm<sup>2</sup>

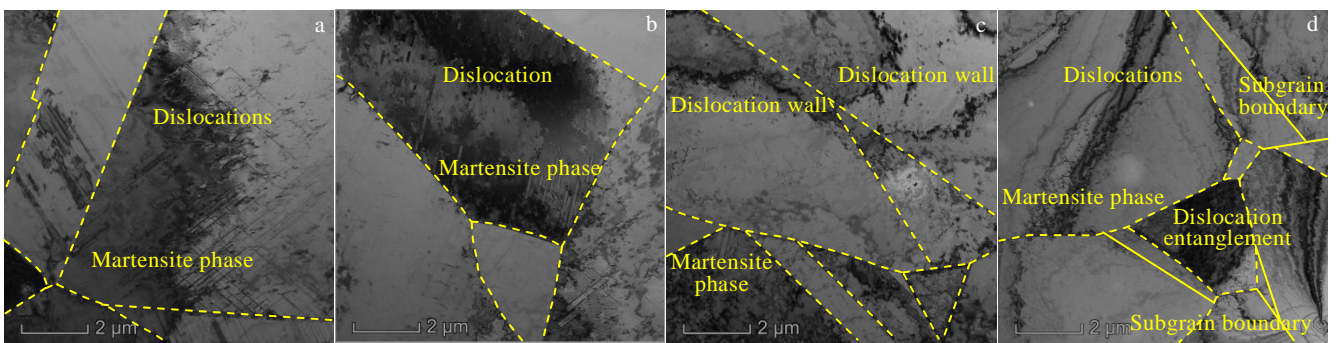


图 7 不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样表层的 TEM 照片

Fig.7 Surface TEM images of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities followed by hydrogen charging: (a) 0 GW/cm<sup>2</sup>, (b) 4.71 GW/cm<sup>2</sup>, (c) 6.28 GW/cm<sup>2</sup>, and (d) 7.84 GW/cm<sup>2</sup>

了细小晶粒和大量位错增殖结构,对氢原子的渗透和扩散呈现明显的阻碍作用,降低了氢致马氏体相变程度,抑制了微裂纹的萌生和扩展,从而增加了充氢 316L 不锈钢试样的振动疲劳寿命<sup>[36,37]</sup>。激光喷丸功率密度越大,材料表层残余压应力及其影响层深度越大,晶粒尺寸越小,材料表层残余压应力及其影响层深度越大,晶粒尺寸越小,位错密度越高,应力强化和组织强化的协同效应促使充氢试样的振动疲劳寿命增幅越大。

### 2.5 振动疲劳断口形貌分析

图 9 为不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样疲劳裂纹萌生区的断口形貌。疲劳裂纹的萌生是由晶体滑移机制导致的,因此裂纹源常处于试样的表面或亚表面。从图中可以看出,疲劳裂纹萌生区的断口形貌特征主要包括沿晶扩展裂纹和准解理台阶。对于未喷丸充氢试样,如图 9a 所示,其沿晶裂纹路径较为平坦,准解理台阶较少,裂纹源距离表面的深度为 50 μm。经激光功率密度 4.71 GW/cm<sup>2</sup> 喷丸处理的充氢试样,如图 9b 所示,其沿晶裂纹路径略微曲折,准解理台阶增加,裂纹源距离表面的深度为 90 μm。当激光功率密度增至 6.28 GW/cm<sup>2</sup> 时,见图 9c,试样中的沿晶裂纹路径愈发曲折,准解理台阶进一步增多,裂纹源距离表面的深度为 110 μm。当激光功率密度增大到 7.84 GW/cm<sup>2</sup> 时,见图 9d,试样中沿晶裂纹路径曲折程度最为明显,准解理台阶数量则达到最多,裂纹源距离表面的深度为 130 μm。

根据金属疲劳与断裂的相关理论<sup>[37]</sup>,316L 不锈钢材料疲劳裂纹的萌生是通过形成解理台阶的方式由一个解理面过渡到另一个解理面的,当材料中的解理台阶数量越多,路径越曲折,裂纹萌生进程中所消耗的能量则越多,进一步降低了起始裂纹的萌生速率。电化学充氢处理使得外部氢原子入侵材料表层,尤其以未喷丸 316L 不锈钢试样最为严重,氢原子的渗透和扩散可提高马氏体相转变程度,氢在马氏体与奥氏体相中的扩散系数和固溶度各异,两相中将产生氢浓度梯度,高频振动的复合作用将进一步加剧氢原子在两

相交界处的聚集效应,促进微裂纹的萌生。而激光喷丸可诱导高幅值残余压应力使得材料表层致密化,原有的空位消失、微裂纹闭合,抑制氢原子的渗入;同时高密度位错和细化晶粒,可阻碍振动载荷作用下氢原子在晶粒内部的扩散以及在不同相界面处的聚集,从而减小微裂纹的萌生几率,增加的复杂晶界有助于形成更多解理台阶和促使裂纹萌生路径更为曲折。

图 10 为不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样疲劳裂纹扩展区的断口形貌。疲劳条带是疲劳裂纹扩展阶段中最主要的断口形貌特征。根据疲劳条带的产生机制<sup>[38]</sup>,疲劳裂纹扩展阶段中的裂纹扩展速率可以由疲劳条带间距来表征。为了提升测量数据的准确性,在每个试样断口裂纹扩展区的 SEM 图像中取 P1, P2, P3 三处进行测量,并取其平均值作为相应试样的疲劳条带间距。测量结果显示,当激光功率密度为 0, 4.71, 6.28 及 7.84 GW/cm<sup>2</sup> 时,充氢试样的疲劳条带间距分别为 495, 365, 250 和 180 nm。显然,激光喷丸后充氢试样的疲劳条带间距皆小于未喷丸充氢试样,且随着激光功率密度的增加,疲劳条带间距

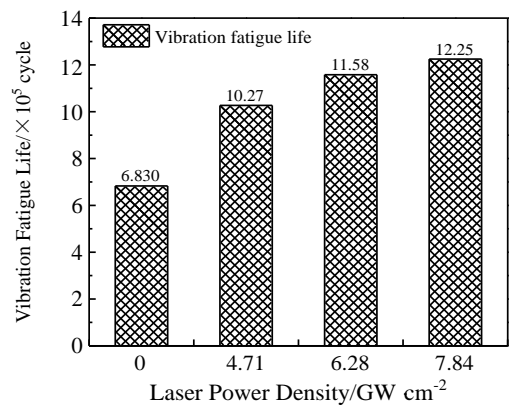


图 8 不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样的振动疲劳寿命

Fig.8 Vibration fatigue life of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities followed by hydrogen charging

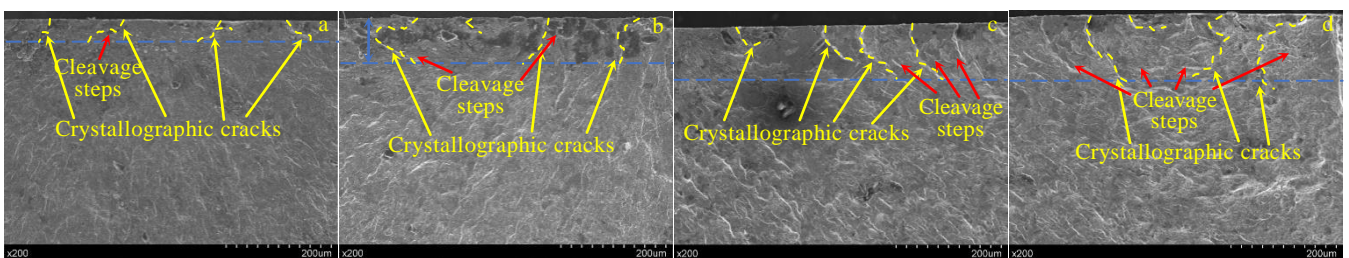


图 9 不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样的疲劳裂纹萌生区形貌

Fig.9 Fatigue crack initiation area morphologies of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities followed by hydrogen charging: (a) 0 GW/cm<sup>2</sup>, (b) 4.71 GW/cm<sup>2</sup>, (c) 6.28 GW/cm<sup>2</sup>, and (d) 7.84 GW/cm<sup>2</sup>

逐渐减小，疲劳裂纹扩展速率降低。特别地，当激光功率密度为  $7.84 \text{ GW/cm}^2$  时，该试样的疲劳条带间距最小，即疲劳裂纹扩展速率最小，对疲劳裂纹扩展的抗力最大。此外，在激光功率密度为  $7.84 \text{ GW/cm}^2$  充氢试样的断口处还观察到大量的二次裂纹，二次裂纹的产生需要消耗一些能量，促使疲劳裂纹扩展驱动力降低，从而减缓了振动疲劳裂纹扩展进程。

对于未喷丸充氢试样，当微裂纹生成后，高频振动载荷会进一步促进氢原子的扩散和聚集，导致 316L 不锈钢试样中产生更多的马氏体相变，裂纹尖端处的马氏体相变将充当加速氢局部扩散的高速通道，从而增大了裂纹的扩展速率。而激光喷丸强化后的充氢试样，其表层渗入的氢原子数量和马氏体相变较少，高频振动载荷下，复杂晶界和高密度位错结构可阻碍氢原子的扩散和聚集，无法在裂纹尖端形成氢局部扩散的快速通道；同时，高幅残余压应力能够抵消裂纹尖端由振动载荷和氢压导致的拉应力，提高了裂纹扩展所需驱动力，从而减缓疲劳裂纹的扩展速率。

图 11 为不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样的瞬断区断口形貌。未喷丸充氢试样瞬断区的断口分布着不均匀且小而浅的韧窝，另伴有一定数量的夹杂物，如图 11a 所示。疲劳裂纹扩展过程中，未喷

丸充氢试样裂纹尖端应力较大，裂纹尖端塑性区的夹杂物周围将产生微孔洞，在振动载荷循环加载后，微孔洞逐渐增大并与裂纹合并，被撕裂的微孔洞边界则形成撕裂脊，韧窝则是由撕裂脊包裹夹杂物生成。经过多次重复后，以韧窝为主的韧性断口形貌便逐渐形成<sup>[39]</sup>，该种微孔聚集型断裂方式可缩短裂纹扩展路径长度，提升裂纹扩展速率。

图 11b~11d 表明，激光喷丸后充氢试样瞬断区的断口形貌仍以韧窝为主，但相较于未喷丸充氢试样，韧窝平均直径增大且韧窝更深。随着激光功率密度的增加，韧窝平均直径和深度逐渐增加，当激光功率密度为  $7.84 \text{ GW/cm}^2$  时，试样的韧窝平均直径和深度增幅最大。已有研究表明，激光喷丸可提升材料的屈服强度和弹性模量，降低振动加载过程中的应力幅值，提升材料的变形抗力<sup>[24]</sup>，从而降低裂纹扩展速率。激光喷丸充氢试样瞬断区中，裂纹扩展速率的下降导致裂纹和微孔洞融合所需经历的振动加载次数增加，促使裂纹尖端塑性区的微孔洞尺寸逐步累积增大，大尺寸的微孔洞边界撕裂后形成的韧窝更大更深，表明激光喷丸 316L 不锈钢充氢试样的断裂韧性得以提升，振动疲劳寿命得以增加<sup>[40]</sup>。

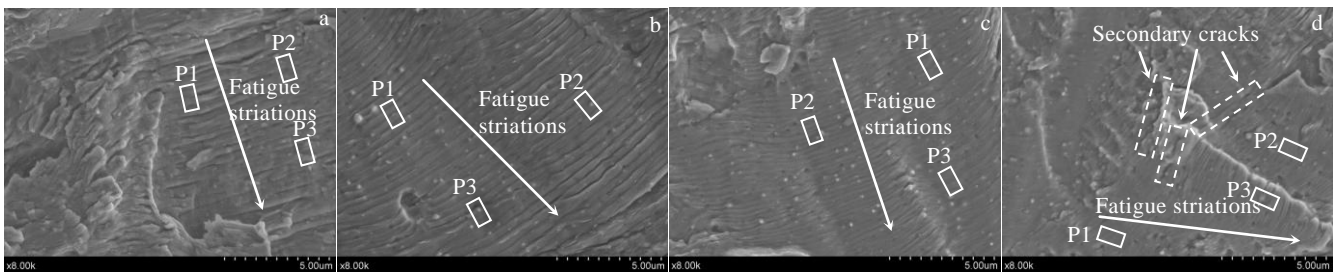


图 10 不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样的疲劳裂纹扩展区形貌

Fig.10 Fatigue crack growth area morphologies of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities followed by hydrogen charging: (a)  $0 \text{ GW/cm}^2$ , (b)  $4.71 \text{ GW/cm}^2$ , (c)  $6.28 \text{ GW/cm}^2$ , and (d)  $7.84 \text{ GW/cm}^2$

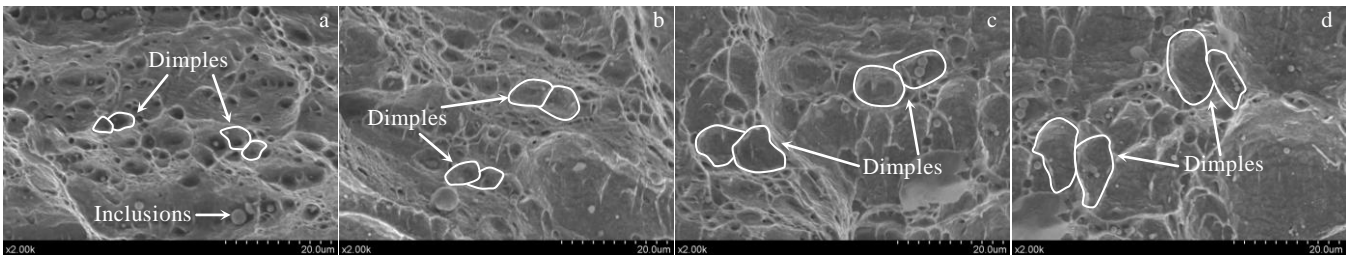


图 11 不同激光功率密度喷丸 316L 不锈钢充氢试样的瞬断区形貌

Fig.11 Transient area morphologies of laser peened 316L stainless steel specimens with different power densities followed by hydrogen charging: (a)  $0 \text{ GW/cm}^2$ , (b)  $4.71 \text{ GW/cm}^2$ , (c)  $6.28 \text{ GW/cm}^2$ , and (d)  $7.84 \text{ GW/cm}^2$

### 3 结 论

1) 随着激光功率密度的增加, 激光喷丸 316L 不锈钢充氢试样表层及深度方向的残余压应力和显微硬度均获得了较大的提高。高幅值残余压应力不仅可有效抑制氢原子的渗入及扩散, 从而降低氢聚集区域的氢致压力, 还能够抵消裂纹尖端的拉应力, 提高裂纹扩展阈值, 进而减缓裂纹的萌生和扩展速率。此外, 氢致硬化率的降低表明激光喷丸对 316L 不锈钢试样表层氢原子的渗透具有阻碍作用, 且激光功率密度越高, 试样表层对氢原子渗透的抑制效应越明显。同时, 显微硬度的增加在一定程度上可阻碍裂纹的产生, 从而改善材料的疲劳性能。

2) 激光喷丸可使 316L 不锈钢充氢试样的晶粒尺寸明显减小, 晶界逐渐复杂化, 阻碍了氢在材料内部的扩散和聚集, 从而影响材料的氢脆敏感性; 同时, 随着激光功率密度的增加, 充氢试样中马氏体相变程度显著降低, 有助于抑制微裂纹的萌生。此外, 激光喷丸诱导的高密度位错增殖结构可促使位错携氢运动阻力大幅增加, 提高试样在振动循环加载下的抗变形能力, 这有助于改善 316L 不锈钢充氢试样的抗振动疲劳性能, 且抗振动疲劳性能随激光功率密度的增加而提升。

3) 与未喷丸充氢试样相比, 激光喷丸 316L 不锈钢充氢试样的振动疲劳全寿命均得到了较大的提升。当激光喷丸功率密度为  $7.84 \text{ GW/cm}^2$  时, 振动疲劳寿命的最大增幅为 79.36%。结合振动疲劳断口形貌分析可得, 随激光功率密度的增大, 疲劳裂纹萌生区的裂纹路径愈发曲折, 准解理台阶数量增多, 裂纹源距离材料表面的深度不断增加; 疲劳裂纹扩展区的疲劳条带间距逐渐减小, 表明疲劳裂纹扩展速率不断降低, 二次裂纹的产生降低了疲劳裂纹扩展驱动力, 有助于降低疲劳裂纹扩展速率; 疲劳瞬断区的韧窝变得更大更深, 表明激光喷丸能够提升 316L 不锈钢充氢试样的断裂韧性, 增加试样的振动疲劳寿命。

#### 参考文献 References

- [1] Al-Hallaj S, Kiszynski K. *Hybrid Hydrogen Systems for Stationary and Transportation Applications*[M]. Berlin: Springer, 2011: 31
- [2] Michalska J, Chmiela B, Łabanowski J *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2014, 23(8): 2760
- [3] Pu S D, Turk A, Lenka S *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2019, 754: 628
- [4] Luo H, Dong C F, Liu Z Y *et al. Materials and Corrosion*[J], 2013, 64(1): 26
- [5] Li J, Zhou J Z, Feng A X *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2019, 118: 183
- [6] Brandolt C D S, Noronha L C, Hidalgo G E N *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2017, 322:10
- [7] San Marchi C, Somerday B P, Tang X *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2008, 33(2): 889
- [8] Li X F, Zhang J, Ma M M *et al. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*[J], 2016, 23(6): 667
- [9] Takakuwa O, Soyama H. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2012, 37: 5268
- [10] Takakuwa O, Soyama H. *The Journal of Engineering*[J], 2015, 13: 106
- [11] Jiang Y F, Ji B, Gan X D *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2018, 106: 311
- [12] Cui C Y, Cui X G, Li X D *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2018, 102: 83
- [13] Wu Junfeng(吴俊峰), Zou Shikun(邹世坤), Zhang Yongkang(张永康) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3359
- [14] Li Guojun(李国君), Cai jie(蔡杰), Gao Chengzuan(高承钻) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(6): 2132
- [15] Zaleski T M. *Investigation of Laser Peening Effects on Hydrogen Charged Stainless Steels*[D]. San Jose: San Jose State University, 2009
- [16] Hackel L, Zaleski T, Chen H L *et al. Laser Peening for Reducing Hydrogen Embrittlement*[M]. California: Lawrence Livermore National Security, 2010
- [17] Brandal G, Yao Y L. *Journal of Manufacturing Science & Engineering*[J], 2017, 139(8): 1
- [18] Huang S, Agyenim-Boateng E, Sheng J *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2019, 44(31): 17 114
- [19] Huang S, Zhao J X, Sheng J *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 131: 105 335
- [20] Huang S, Li H Y, Zhang H *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2020, 400: 126 217
- [21] Agyenim-Boateng E, Huang S, Sheng J *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2017, 328: 44
- [22] Huang S, Yuan G, Sheng J *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2018, 43(24): 11 263
- [23] Huang S, Ma D H, Sheng J *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2020, 788: 139 543
- [24] Niwa M, Shikama T, Yonezu A. *Journal of Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 624: 52



- [25] Huang S, Zhou J Z, Sheng J *et al.* *Engineer Fracture Mechanisms*[J], 2013, 99: 87
- [26] Meng X K, Zhou J Z, Su C *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 680: 297
- [27] Ye D Y, Wang Z L. *International Journal of Fatigue*[J], 2001, 23(1): 85
- [28] Gavriljuk V G, Shivanyuk V N, Foct J. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(5): 1293
- [29] Furukawa M, Horita Z, Nemoto M *et al.* *Acta Materialia*[J], 1996, 44(11): 4619
- [30] Mine Y, Koga K, Takashima K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 661: 87
- [31] Ma Donghui(马冬辉). *Experimental Study and Numerical Simulation of Slow Tensile Test in Dynamic Hydrogen Charging of 316L Stainless Steel Subjected to Laser Peening*(激光喷丸强化316L不锈钢动态充氢慢拉伸试验研究及数值模拟)[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2020
- [32] Li S, Chen C, Liu Y *et al.* *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2018, 43(34): 16 728
- [33] Huang Shu(黄舒), Sheng Jie(盛杰), Tan Wensheng(谭文胜) *et al.* *Acta Optica Sinica*(光学学报)[J], 2017, 37(4): 233
- [34] Chen S, Zhao M, Rong L. *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 594: 98
- [35] Zhao K, He J Y, Mayer A E *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 148: 18
- [36] Zhou J Z, Li J, Xu S Q *et al.* *Surface & Coating Technology*[J], 2018, 345: 31
- [37] Borrego L P, Costa J M, Silva S *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2004, 26: 1321
- [38] Wang R J, Shang D G, Li L S. *International Journal of Fatigue*[J], 2008, 30: 1047
- [39] Borrego L P, Ferreira J M, Costa J M. *International Journal of Fatigue*[J], 2008, 30(10-11): 1787
- [40] Zhao Jiayi(赵家曦). *Study on Vibration Fatigue Properties of Hydrogenated TC4 Titanium Alloy Subjected to Laser Peening*(激光喷丸强化TC4钛合金富氢环境下的振动疲劳性能研究)[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2020

## Effect of Laser Peening on Vibration Fatigue Performance of Electrochemically Hydrogen-Charged 316L Austenitic Stainless Steel

Huang Shu<sup>1,2</sup>, Hu Lei<sup>2</sup>, Sheng Jie<sup>1</sup>, Meng Xiankai<sup>2</sup>, Song Yunjian<sup>2</sup>, Lu Jinzhong<sup>2</sup>, Zhou Jianzhong<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(2. School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

**Abstract:** The effect of laser peening on vibration fatigue performance of electrochemically hydrogenated 316L austenitic stainless steel was studied. The residual stress, microhardness and microstructure of laser peened specimens with different power densities followed by hydrogen charging were tested and analyzed, and the vibration fatigue life and fracture morphology of the corresponding specimens were compared and studied. The results show that laser peening induces an increase in dislocation density on the surface of material and effectively refines the grains, which inhibits the invasion of the hydrogen atom. At the same time, the complex grain boundary and high density dislocation multiplication structure hinder the aggregation and diffusion of hydrogen atoms, reduce the degree of the martensitic transformation of 316L austenitic stainless steel, which helps to suppress micro-crack initiation. On the other hand, the high residual compressive stress induced by laser peening not only inhibits hydrogen penetration, but also increases the fatigue crack growth threshold and slows down the crack growth rate. Vibration fatigue test results show that the fatigue life of laser peened specimens with different power densities followed by hydrogen charging has been significantly improved, and the maximum amplitude can be up to 79.36%. The fracture morphology analysis further proves that laser peening can effectively reduce the fatigue crack growth rate of hydrogen-charged specimens, increase the fracture toughness of the material, and then improve the vibration fatigue properties of materials.

**Key words:** laser peening; 316L stainless steel; hydrogen embrittlement; vibration fatigue; fatigue fracture morphology

Corresponding author: Huang Shu, Ph. D., Researcher, School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88780219, E-mail: huangshu11@sina.com