

激光喷丸强化 IN718 合金晶粒重排与疲劳特性

黄 舒¹, 盛 杰^{1*}, 谭文胜², 王作伟¹, 孟宪凯¹, 刘牧熙¹, 杨小乐¹

¹江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013;

²常州信息职业技术学院常州市大型塑料件智能化制造重点实验室, 江苏 常州 213164

摘要 为了揭示激光喷丸(LP)强化 IN718 合金疲劳寿命增益的机制,研究了合金喷丸前后晶粒重排与疲劳特性的关系。结果表明,LP 后试样表层的塑性形变深度最大可达 33.7 μm ,合金的最大疲劳寿命增益可达 188%;激光冲击波诱导产生的表层残余压应力随激光功率密度的增大而增大,但增幅逐渐减小;疲劳试验后,表层残余应力出现了 52% 的释放;LP 后试样表层晶粒出现细化现象,细化深度达到 175 μm ;位错滑移和位错攀移以及孪晶等共同作用使原始晶粒内形成了亚晶粒,最终细化了晶粒组织。

关键词 激光技术; 晶粒重排; 激光喷丸; IN718 合金; 疲劳; 残余应力

中图分类号 TN249 **文献标识码** A

doi: 10.3788/AOS201737.0414004

Grain Rearrangement and Fatigue Property of IN718 Alloy Strengthened by Laser Peening

Huang Shu¹, Sheng Jie^{1*}, Tan Wensheng², Wang Zuowei¹,
Meng Xiankai¹, Liu Muxi¹, Yang Xiaole¹

¹School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China;

²Changzhou Key Laboratory of Large Plastic Parts Intelligence Manufacturing,
Changzhou College of Information Technology, Changzhou, Jiangsu 213164, China

Abstract In order to clarify the mechanism of fatigue life enhancement of IN718 alloy strengthened by laser peening (LP), the relationship between the grain rearrangement and fatigue property of the alloy before and after LP is studied. The results show that, after LP, the maximum plastic deforming depth of sample surface reaches 33.7 μm , and the maximum fatigue life enhancement of the alloy reaches 188%. With the increase of laser power density, the surface residual compressive stress induced by laser shock wave increases, but the amplification decreases gradually. After the fatigue test, the release of the surface residual stress of 52% appears. The grain refinement phenomenon is found on the sample surface after LP, and the refining depth reaches 175 μm . The interaction among the dislocation sliding, dislocation climbing and twin crystal results in the generation of subgrains, and eventually the grain structure is refined.

Key words laser technology; grain rearrangement; laser peening; IN718 alloy; fatigue; residual stress

OCIS codes 140.3390; 310.4925; 160.3900

1 引 言

激光表面改性工艺是指采用激光对工件表面进行处理,使得表层材料组织结构发生变化,或在目标表面

收稿日期: 2016-11-22; **收到修改稿日期:** 2016-12-25

基金项目: 国家自然科学基金(51405204)、中国博士后科学基金(2013M540417,2014T70477)、江苏省博士后科研资助(1401065B)、江苏大学高级人才启动基金(13JDG109)、江苏省大型工程装备检测与控制重点建设实验室开放课题(JSKLEDC201503)、江苏大学“青年骨干教师培养工程”资助项目(2016016)、常州市高技术研究重点实验室资助项目(CM20153001)

作者简介: 黄 舒(1983—),女,博士,副研究员,主要从事激光特种加工及材料疲劳特性方面的研究。

E-mail: huangshu11@sina.com

* **通信联系人.** E-mail: shengjie@ujs.edu.cn

引入其他材料,以改善工件的力学性能和耐腐蚀性能^[1]。常用的激光表面改性工艺包括激光重熔、激光合金化、激光清洗、激光熔覆、激光喷丸等,这些技术已广泛应用于航空航天、海洋工程、汽车制造等领域^[2-6]。其中,激光喷丸(LP)技术采用短脉冲(几十纳秒)高能激光束代替有质弹丸冲击工件表面,表面材料吸收层吸收激光能量后产生等离子体发生爆炸,继而形成冲击波并传导至工件内部,当冲击波峰值压力超过工件材料的动态屈服强度时,工件表层产生应变硬化,形成残余压应力,从而有效提高其表面力学性能。激光喷丸技术柔性化程度高、压力可控、对表面粗糙度影响小,且易于实现自动化,因此受到研究人员的广泛关注。目前,国内外学者采用激光喷丸工艺对铝合金^[7-8]、镁合金^[9-10]、钛合金^[11-12]、不锈钢^[13-14]等金属进行强化处理,均取得了良好的强化效果。

IN718合金是一种以奥氏体为基体的固溶强化和沉淀强化型合金,其主要强化相为 γ' 和 γ'' 相。IN718合金具有十分优异的高温服役性能,是航空发动机涡轮盘的主要材料。日益苛刻的服役环境对IN718合金的性能提出了更高的要求,特别是如何提高其力学性能的稳定性,已成为研究的热点之一。Zhou等^[15]研究了激光喷丸IN718合金残余应力的热释放过程,结果表明,激光喷丸诱导的残余压应力在热暴露的前20 min内释放较快,残余压应力的热释放是由位错重排和湮灭造成的。Gill等^[16]对比研究了有、无能量吸收层条件下激光喷丸IN718合金表面的组织成分变化和残余应力的分布情况,结果显示,有吸收层的冲击试样仅受到力作用,表面由于剧烈的塑性形变形成了高密度的位错结构,而无吸收层的冲击试样表面受热作用形成了重铸层,产生了拉应力。章海峰等^[17]对激光喷丸IN718合金在高温下的残余压应力松弛机理进行了初步研究,发现激光喷丸后合金表层晶粒组织出现了显著的细化,即使在高温保持后,其晶粒细化效果仍然存在。

事实上,晶粒尺寸的大小对材料的疲劳性能具有十分重要的影响。Denda等^[18]于1994年提出,具有细晶组织的IN718合金的疲劳裂纹扩展速率要小于具有粗晶组织合金的。随后,李眉娟等^[19]从理论上推导得出,多晶金属材料的疲劳寿命随着晶粒尺寸的增大而缩短。这表明在理论上,对于任何多晶金属材料,只要通过合适的工艺细化晶粒,就有可能提高其疲劳性能。Hattori等^[20]的研究结果进一步证实了IN617镍基合金的低周疲劳寿命与晶粒尺寸成反比例关系。由此可以假设,激光喷丸诱导的晶粒细化有可能对IN718合金疲劳裂纹扩展速率及疲劳断口的组织形态具有显著影响。然而,到目前为止,关于激光喷丸IN718合金晶粒组织演变与疲劳性能的关系仍然不明确,对于激光喷丸前后以及疲劳试验前后的残余应力变化、晶粒形态变化的系统研究鲜有报道。

综上所述,本文对激光喷丸IN718合金的晶粒重排和疲劳特性进行研究,特别关注疲劳试验前后合金深度方向上的晶粒形态演变,通过残余应力分布、截面形貌和透射电镜(TEM)图,揭示LP诱导的组织演变对疲劳特性的影响。

2 试验和方法

2.1 试验材料

选取IN718镍基合金板材为试验对象,其化学成分(质量分数)如下: Ni(52.50%), Cr(19.25%), C(0.058%), Si(0.149%), Mn(0.165%), S(0.001%), P(0.011%), Al(0.44%), Cu(0.044%), Ti(1.10%), Mo(2.98%), B(0.003%), Nb+Ta(4.93%), Co(0.135%), 其余为Fe。采用线切割加工试样,尺寸如图1所示,其中 R 表示曲率半径, Φ 表示直径。试样加工后,选用不同型号SiC砂纸对试样表面及侧面进行打磨,消除应力集中,随后将试样放置于盛有乙醇的郑州南北仪器设备有限公司生产的KQ3200E型超声波清洗机内进行清洗,并放入干燥箱烘干后待用。

2.2 激光喷丸试验

激光喷丸设备采用法国GAIA Nd:YAG高功率激光器,试样喷丸区域为12 mm×20 mm,喷丸区域如图1中黄色区域所示。激光能量分别为4.6, 5.0, 5.6 J,对应的功率密度分别为6.05, 6.58, 7.37 GW/cm²,光斑直径为2.2 mm,光斑搭接率为50%,脉宽为20 ns,约束层为2 mm厚的流动水帘,能量吸收层为0.1 mm厚的专用铝箔。

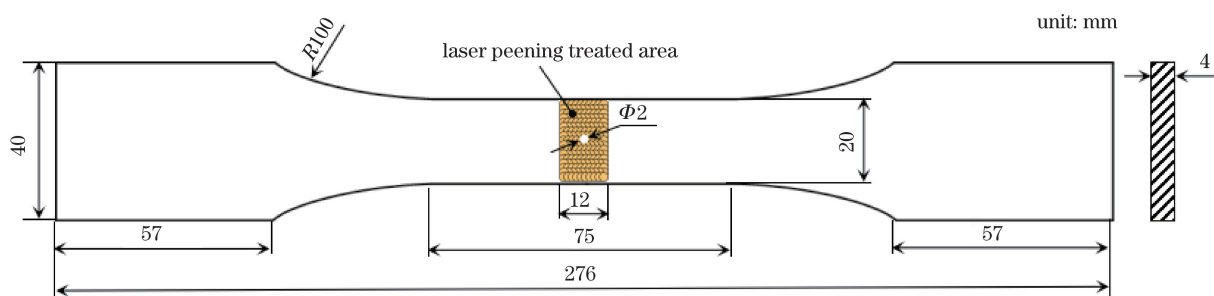


图 1 激光喷丸试样及喷丸区域

Fig. 1 Laser peening specimen and peening area

2.3 疲劳试验

疲劳试验采用美国 MST 系统公司的 MTS-809 拉扭组合材料测试系统,试验过程中加载的轴向疲劳载荷波形为正弦波,应力比 $r=0.1$,试验频率 $f=15$ Hz,最大载荷 $P_{\max}=23.76$ kN,施加应力水平为 330 MPa,试验环境为空气、室温。为提高试验结果的准确性,每种激光工艺参数下选取三根试样,疲劳寿命取其平均值。疲劳试验结束后,将取下的断口置于丙酮溶液中进行超声波清洗,吹干,待后续分析测试使用。

2.4 形貌表征与残余应力测量

采用德国蔡司公司的 Zeiss-Axio CSM 700 真彩色共聚焦扫描显微镜观察激光喷丸塑性形变区域的形貌变化。测量采用非接触分析,光源为多波长(400~700 nm)白光,选用 10 倍镜头进行扫描,测试结果以彩色云图模式呈现。

分别对喷丸试样和疲劳试验后试样的表层和深度方向上的残余应力进行测试。残余应力测试点示意图如图 2 所示,其中 OM 为光学显微镜。对于表层残余应力,共测 9 个点,每个点间隔为 2 mm;对于深度方向的残余应力,采用电解抛光剥层后逐层测量。电解抛光采用质量分数为 3.5% 的饱和氯化钠溶液,为了固定抛光面积,遮掩抛光区域以外的地方,以保证去除过程的均匀性和一致性。每个测量点均测 5 次,取平均值。测试过程采用侧倾固定 Ψ (Ψ 为倾斜角)法,Co-K α 辐射, $\{2\ 2\ 0\}$ 晶面衍射,出现衍射峰的衍射角约为 128° ,X 光管电压为 20.0 kV,管电流为 5.0 mA,应力常数为 -1021 MPa/ $(^\circ)$,倾斜角 Ψ 分别取 0° 、 25° 、 35° 、 45° ,扫描起始角度和终止角度分别为 133° 和 136° ,衍射角 2θ 的扫描步距为 0.10° ,计数时间为 0.50 s,准直管直径为 1 mm。

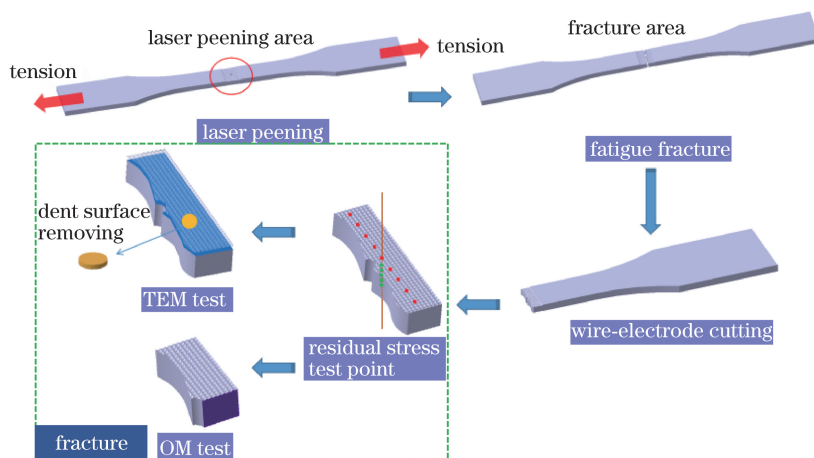


图 2 测试试样制作示意图

Fig. 2 Schematic diagram of test specimen production

2.5 截面组织 OM 观测

在深度方向切割试样,并进行多次研磨和抛光。观测面如图 2 虚线框中所示。金相观测设备为日本 Keyence 公司的 VHX-1000 数字显微镜,采用的腐蚀剂溶液为 500 mL HCL、35 mL H $_2$ SO $_4$ 和 150 g CuSO $_4$ 混合液,腐蚀时间为 30 s。

2.6 TEM 观测

为进一步细化表层微观组织观测结果,采用日本电子株式会社的 JEM-2100 TEM 进行观测,观测面如图 2 虚线框中所示。TEM 薄膜制作过程如下:首先采用线切割切出观测区域厚度约为 1 mm 的试样,然后双面手动研磨至厚度为 100 μm 左右,采用金属圆片冲片器切割出直径为 3 mm 的小圆片,将其依次经过抛光处理(厚度至 70 μm)和钉薄(厚度至 20 μm),最后在美国 Gatan 公司的 Gatan 691 PIPS 离子减薄仪上进行离子减薄。电解双喷液采用体积分数为 6% 的高氯酸和 94% 的乙醇混合液,离子束能量设定为 5 keV,用 8° 角双面减薄至样品快穿孔时,改用 4° 角对样品清扫约 6 min,以防止钉薄后样品的边缘挡住样品的中心部分,避免出现阻挡效应。

3 结果和讨论

3.1 激光喷丸后表面形貌

激光喷丸诱导的冲击波作用在材料表面后,会使表层材料发生剧烈的塑性形变,由于采用了 50% 的光斑搭接,表面形成了成片的点状凹坑,表现为喷丸区域材料出现视觉上的塌陷,如图 3 所示。从图中可以看到,表层未出现烧蚀痕迹,可见采用约束层和保护层的激光喷丸主要利用的是力的作用。Gill^[16]对比了有无保护层下激光喷丸 IN718 合金,发现在无保护层的情况下,材料表面受到的主要是热作用,形成的是重铸层,这与本文工艺完全不同。另外,不同激光功率密度下的材料形变深度不同,功率密度 I 为 6.05, 6.58, 7.37 GW/cm^2 时喷丸试样的塑性形变深度 h 分别为 20.7, 28.4, 33.7 μm ,可见,激光喷丸造成的形变与激光功率密度成正相关。

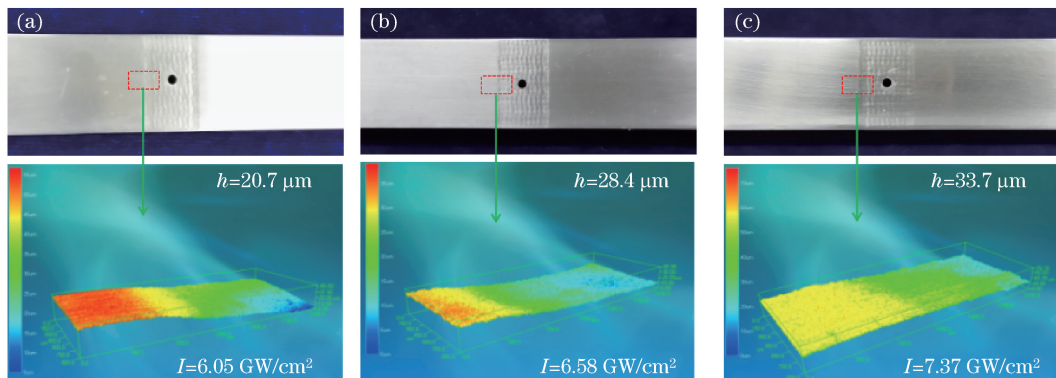


图 3 激光喷丸试样表面形貌

Fig. 3 Surface morphology of specimen treated by laser peening

3.2 激光喷丸前后的疲劳寿命

IN718 合金是制造航空发动机零部件的关键材料,而航空发动机内部的压缩机和涡轮叶片等关键零部件容易受到外物冲击而产生微裂纹,形成裂纹源,进而缩短服役件的疲劳寿命。

图 4 为不同激光功率密度下喷丸试样的疲劳寿命对比图。从图中可以看出,未喷丸试样的疲劳寿命为 1.05×10^5 cycle,功率密度为 6.05, 6.58, 7.37 GW/cm^2 下喷丸试样的疲劳寿命分别为 2.32×10^5 , 2.26×10^5 , 3.02×10^5 cycle,疲劳寿命较喷丸前分别提高了 121%, 115%, 188%。可见,激光喷丸可延长 IN718 合金的疲劳寿命。研究表明,工件表层的残余应力层深度对工件的服役安全性有重大影响。Hammersley 等^[21]对比了机械喷丸和激光喷丸对 IN718 合金残余应力层深度的影响,发现激光喷丸的影响层深度可达 1.2 mm,远大于机械喷丸的 0.3 mm,制品经激光喷丸强化后的疲劳寿命远大于经机械喷丸后的疲劳寿命,最大增幅达 140%。因此可以推断,激光喷丸诱导的高幅值残余压应力是提高 IN718 合金疲劳寿命的关键。另一方面,合金的疲劳寿命随着激光功率密度的提高而提高,特别是当功率密度为 7.37 GW/cm^2 时,其疲劳寿命比功率密度为 6.58 GW/cm^2 时的提高了约 33.6%。可见,选择合理的激光功率密度有助于提升激光喷丸对合金抗疲劳性能的增益效果。

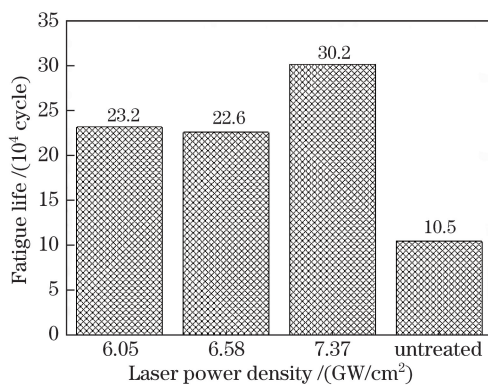


图 4 不同激光功率密度下试样的疲劳寿命

Fig. 4 Fatigue life of specimens under different laser power densities

3.3 残余应力深度方向的分布

为了进一步揭示激光喷丸提升 IN718 合金疲劳性能的机制,研究了激光喷丸前后试样表面和深度方向的残余应力分布,尤其是对于疲劳测试后这两个方向上的残余应力释放情况进行了详细的分析,结果如图 5、6 所示。

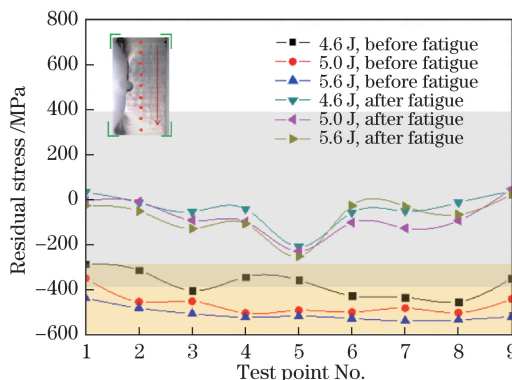


图 5 疲劳试验前后激光喷丸试样表层残余应力分布

Fig. 5 Surface residual stress distributions of specimens treated by laser peening before and after fatigue test

由图 5 可知,激光喷丸后,试样表面均形成了较高幅值的残余压应力(图中黄色区域),疲劳试验前激光能量为 4.6,5.0,5.6 J(对应的功率密度分别为 6.05, 6.58,7.37 GW/cm²)时,试样的平均残余压应力分别为 372,462,507 MPa。当激光能量从 4.6 J 增加到 5.0 J 和从 5.0 J 增加至 5.6 J 时,平均残余压应力增幅分别为 24.2%和 9.7%,总体上各点残余压应力随激光能量的增大而增大,但增幅有所差异。由此可知,激光喷丸强化 IN718 合金过程中,随着激光冲击波压力的增大,残余压应力的增幅有所减小。事实上,当激光冲击波作用于 IN718 合金表层时,冲击波对合金产生一个外力矩,使得合金表层发生弹塑性变形,而其变形中的一部分弹性回复使表层产生了残余应力;另外,当高压冲击波作用于材料时,冲击波峰值压力大于材料动态屈服强度,引起材料不均匀塑性变形,产生了高密度的位错等晶体缺陷,原子点阵受压产生畸变,而原子点阵的畸变并不是无限制的,当其畸变度达到一定值时,通过外界压力使其进一步畸变就显得很困难,宏观上表现为残余压应力的增幅减小。

另一方面,从疲劳试验后试样的残余应力分布来看(图中灰色区域),疲劳试验后试样表层残余压应力出现了明显的释放,部分点甚至形成了较大幅值的拉应力。分析认为,材料表层的综合应力状态与残余应力值存在密切关系。当表层压应力和施加载荷应力的综合值超过材料屈服强度时,材料整体发生塑性形变,残余应力就会得到显著释放。

循环载荷下残余应力的释放行为^[22]可表述为

$$\frac{\sigma_N^{\text{re}}}{|\sigma_0^{\text{re}}|} = \left[\frac{\sigma_{\text{max}} \sigma_a}{(C_w \sigma_y)^2} \right]^m (N - 1)^B - 1, \quad (1)$$

式中 σ_N^r 为循环 N 次后材料表面残余应力; σ_0^r 为初始残余应力; σ_{\max} 为循环过程中施加的最大压力; σ_a 为外加应力幅值; C_w 为冷加工程度参数; σ_y 为材料屈服强度; m 为材料常数(取决于循环加载力和应变响应); 常数 B 为循环加载下残余应力释放程度。由于考虑了冷加工程度, (1)式可解释激光喷丸后材料在循环载荷作用下表面残余应力释放的宏观机理。由(1)式可以看出, 残余应力的释放与疲劳循环次数和加载应力成正比。如图 5 所示, 5.0 J 和 5.6 J 激光能量下喷丸试样在疲劳试验后的最大残余压应力分别为 227 MPa 和 250 MPa, 并且最大残余压应力出现在靠近中心的区域, 说明激光喷丸诱导的残余压应力是提高 IN718 合金疲劳寿命的重要原因之一。

图 6 为激光功率密度为 7.37 GW/cm^2 时喷丸试样在疲劳试验前后深度方向的残余应力分布情况, 其中 H 为距离表层的深度。从图 6 可以看出, 喷丸后最大残余压应力约为 516 MPa, 出现在材料的表层, 随着深度的增大, 残余压应力快速减小, 在距离表层深度约 $300 \mu\text{m}$ 处, 残余应力值接近 0。与 Zhou^[15]、Gill^[16] 的试验结果相比, 残余应力在深度方向上的分布趋势大致相同, 但衰减速率有所差异, 且影响层深度略有不同。Zhou 和 Gill 研究中的残余应力层深度分别达到了 $480 \mu\text{m}$ 和 $450 \mu\text{m}$, 而本文中残余应力层深度仅为 $300 \mu\text{m}$, 这主要与所采用的激光喷丸设备及参数有关, 但总体上激光喷丸工艺可获得具有一定深度的残余应力层, 这有助于抑制疲劳裂纹的萌生和扩展。另外, 疲劳试验后的残余应力在深度方向上也出现了显著的减小, 表层残余压应力从 516 MPa 减小为 250 MPa, 降幅为 52%。这进一步说明, 循环应力加载会促进残余应力的释放, 进而减小激光喷丸试样的抗疲劳增益。

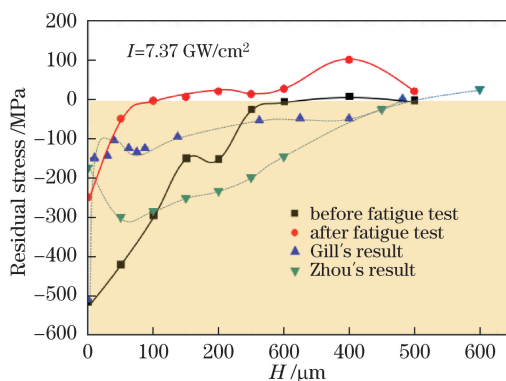


图 6 疲劳试验前后激光喷丸试样深度方向残余应力分布

Fig. 6 Residual stress distributions in depth direction of specimens treated by laser peening before and after fatigue test

3.4 深度方向的截面微观形貌

未喷丸试样、激光喷丸试样、疲劳试验后未喷丸试样疲劳断口和激光喷丸试样疲劳断口深度方向的晶粒形貌分别如图 7(a)、(b)、(c)、(d)所示。由图 7(a)可以看到, 未喷丸试样晶粒分布均匀, 多为等轴晶粒, 晶粒平均尺寸约为 $45 \mu\text{m}$ 。而激光喷丸以后, 晶粒形态在深度方向上发生了变化, 距离喷丸表面约 $175 \mu\text{m}$ 的上下表层区域, 晶粒出现了一定程度的细化, 细化后的晶粒平均尺寸约为 $35 \mu\text{m}$, 呈现出了特有的层状分布, 如图 7(b)所示。这种层状分布的晶粒细化层在一些经激光喷丸的其他金属(如 ANSI304 奥氏体不锈钢^[13]、LY2 铝合金^[23])中同样存在。虽然不同的金属材料在微观结构上有所不同, 但这些研究均表明, 激光喷丸诱导的形变孪晶在晶粒细化方面起到了重要的作用, 而形变孪晶在 IN718 合金激光喷丸区域也同样存在, 如图 7(d)所示。因此, 可以推断, IN718 合金在激光喷丸过程中产生的形变孪晶也是其晶粒发生细化的重要因素之一。另外, 对比图 7(c)、(d)可以看到, 未喷丸试样断口处晶粒整齐有序, 而喷丸试样断口处晶粒杂乱且更加细密。这些细密且杂乱分布的晶粒会阻碍裂纹的扩展, 降低裂纹扩展速率, 从而延长合金的疲劳寿命。

裂纹开裂所需的剪切力^[24]可表示为

$$\tau_N = \left(\frac{2G\nu_m}{D} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

式中 τ_N 为裂纹开裂所需剪切力, G 为剪切模量, ν_m 为有效裂纹表面能, D 为晶粒尺寸。由(2)式可知, 开裂所需的剪切力 τ_N 随晶粒尺寸的增大而减小, 即晶粒越大越容易发生开裂。同时, 晶粒尺寸增大后, 三叉晶界

的数量减少,裂纹在扩展过程中遇到的障碍减少,裂纹扩展速率增大。相反,若晶粒尺寸减小,晶界滑动对变形的贡献增大,裂纹尖端钝化,变形速率增大,裂纹扩展速率减小。

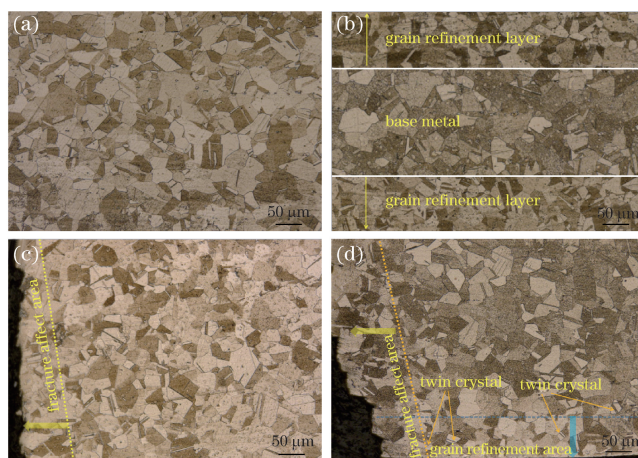


图 7 深度方向晶粒形貌图。(a)未喷丸试样;(b)喷丸试样($I=7.37 \text{ GW/cm}^2$);(c)未喷丸试样疲劳断口;(d)喷丸试样疲劳断口
Fig. 7 Grain morphology in depth direction. (a) Untreated specimen; (b) specimen treated by laser peening ($I=7.37 \text{ GW/cm}^2$); (c) fatigue fracture of untreated specimen; (d) fatigue fracture of specimen treated by laser peening

3.5 疲劳过程中晶粒演变机制

激光喷丸诱导的超高应变率塑性形变会使材料内部形成不均匀分布的位错,位错形态各异,如图 8(a)所示。在疲劳加载过程中,由于交变应力的作用,晶粒中分切应力最大滑移面上的位错会发生运动,位错的运动与增殖促进了位错的交互作用,从而形成位错的缠结,如图 8(b)所示。随着疲劳循环次数的增加,位错密度进一步提高,位错之间的交互作用加剧^[25]。为了平衡系统能量,部分缠结的螺型位错进行交滑移,而刃型位错进行攀移,这使得一些缠结消失,形成了低密度位错区,而部分不能动的位错缠结发生合并,并聚集起来形成位错墙,如图 8(c)所示,此时系统能量降低。随着循环次数的进一步增加,位错墙及其分支吸收位错,位错拉长并相互连接,形成位错胞结构,而位错胞处的位错交滑移和攀移等运动正是亚晶形成的主要原因。另外,在激光冲击的表层区域发现了形变孪晶,在位错滑移和攀移的过程中,孪晶与之交织缠结,这也是形成亚晶的重要因素,图 8(d)中孪晶和位错交织的 TEM 形貌合理地验证了该推论,并且由图 8(d)还可清晰地观察到大晶粒内新形成的子晶界,这是晶粒发生细化的直接证据。由此可知,在疲劳过程中,激光喷丸试样的晶粒细化过程是位错滑移、位错墙形成以及形变孪晶交织综合作用的结果。

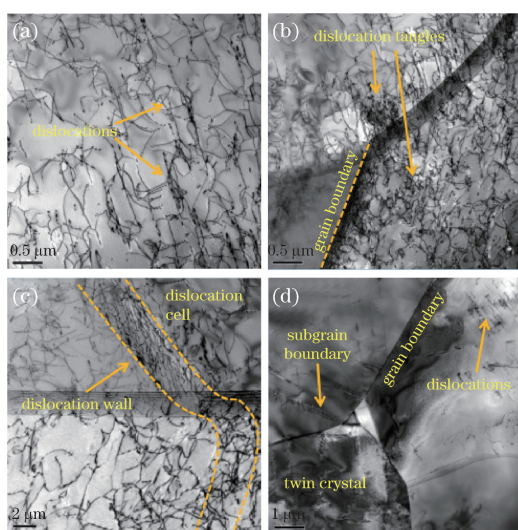


图 8 晶粒演变机理。(a)喷丸试样位错分布;(b)位错缠结的形成;(c)位错墙的形成;(d)亚晶粒的形成
Fig. 8 Evolution mechanism of grains. (a) Dislocation distributions in specimen treated by laser peening; (b) generation of dislocation tangles; (c) generation of dislocation wall; (d) generation of subgrain

4 结 论

研究了激光喷丸 IN718 合金的晶粒重排和疲劳特性,分析了疲劳试验前后合金深度方向上的晶粒形态演变,得到以下结论:

1) 激光喷丸后试样表层晶粒形态呈现层状分布,晶粒细化层深度可达 175 μm 。激光喷丸试样的疲劳断口区晶粒较未喷丸试样的更为杂乱且细密,疲劳裂纹的扩展速率得到降低;

2) 激光喷丸试样表层残余压应力随激光能量的增加而增大,但增幅减小,原子点阵的畸变度饱和是残余压应力增幅减小的本质原因;

3) 激光喷丸后 IN718 合金的疲劳寿命得到显著提高,增幅最大达 188%,故选择合理的激光功率密度有助于提升激光喷丸对合金抗疲劳性能的增益效果;

4) 激光喷丸诱导表层组织形成的位错缠结及其与位错的交互作用,喷丸后合金剧烈塑性形变诱导的形变孪晶均是 IN718 合金晶粒发生细化的重要原因。

参 考 文 献

- [1] Gnanamuthu D S. Laser surface treatment[J]. *Optical Engineering*, 1980, 19(5): 195783
- [2] Vaithilingam J, Goodridge R D, Hagner J M, *et al.* The effect of laser remelting on the surface chemistry of Ti6Al4V components fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 232(9): 1-8.
- [3] Lu Yunlong, Zhang Peilei, Ma Kai, *et al.* Microstructure and properties of laser alloying Ni-W-Si composite coating[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, 45(2): 375-380.
卢云龙, 张培磊, 马 凯, 等. 激光合金化 Ni-W-Si 涂层的组织与性能研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2016, 45(2): 375-380.
- [4] Yue L Y, Wang Z B, Li L. Modeling and simulation of laser cleaning of tapered micro-slots with different temporal pulses[J]. *Optics & Laser Technology*, 2013, 45(2): 533-539.
- [5] Arias-González F, del Val J, Comesaña R, *et al.* Fiber laser cladding of nickel-based alloy on cast iron[J]. *Applied Surface Science*, 2015, 374: 197-205.
- [6] Sheng J, Huang S, Zhou J Z, *et al.* Effect of laser peening with different energies on fatigue fracture evolution of 6061-T6 aluminum alloy[J]. *Optics & Laser Technology*, 2016, 77: 169-176.
- [7] Zhou Jianzhong, Xu Zengchuang, Huang Shu, *et al.* Effects of different stress ratios on fatigue crack growth in laser shot peened 6061-T6 aluminum alloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2011, 38(9): 0903006.
周建忠, 徐增闯, 黄 舒, 等. 基于不同应力比下激光喷丸强化 6061-T6 铝合金的疲劳裂纹扩展性能研究[J]. *中国激光*, 2011, 38(9): 0903006.
- [8] Gencalp Irizalp S, Saklakoglu N. High strength and high ductility behavior of 6061-T6 alloy after laser shock processing[J]. *Optics & Lasers in Engineering*, 2016, 77: 183-190.
- [9] Ren X D, Huang J J, Zhou W F, *et al.* Surface nano-crystallization of AZ91D magnesium alloy induced by laser shock processing[J]. *Materials & Design*, 2015, 86: 421-426.
- [10] Zhang Y, You J, Lu J, *et al.* Effects of laser shock processing on stress corrosion cracking susceptibility of AZ31B magnesium alloy[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2010, 204(24): 3947-3953.
- [11] Zhang X C, Zhang Y K, Lu J Z, *et al.* Improvement of fatigue life of Ti-6Al-4V alloy by laser shock peening[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2010, 527(15): 3411-3415.
- [12] Correa C, Gil-Santos A, Porro J A, *et al.* Eigenstrain simulation of residual stresses induced by laser shock processing in a Ti6Al4V hip replacement[J]. *Materials & Design*, 2015, 79: 106-114.
- [13] Luo K Y, Lu J Z, Zhang Y K, *et al.* Effects of laser shock processing on mechanical properties and micro-structure of ANSI 304 austenitic stainless steel[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2011, 528(13-14): 4783-4788.
- [14] Lu J Z, Luo K Y, Zhang Y K, *et al.* Grain refinement mechanism of multiple laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(16): 5354-5362.
- [15] Zhou Z, Gill A S, Telang A, *et al.* Experimental and finite element simulation study of thermal relaxation of residual stresses in laser shock peened IN718 SPF superalloy[J]. *Experimental Mechanics*, 2014, 54(9): 1597-1611.
- [16] Gill A S, Telang A, Vasudevan V K. Characteristics of surface layers formed on Inconel 718 by laser shock peening with and without a protective coating[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 225: 463-472.
- [17] Zhang Haifeng, Huang Shu, Sheng Jie, *et al.* Thermal relaxation of residual stress and grain evolution in laser peening

- IN718 alloy[J]. Chinese J Lasers, 2016, 43(2): 0203008.
章海峰, 黄 舒, 盛 杰, 等. 激光喷丸 IN718 镍基合金残余应力高温松弛及晶粒演变特征 [J]. 中国激光, 2016, 43(2): 203008.
- [18] Denda T, Kikuchi H, Teramoto T, *et al.* Effect of grain size on fatigue life and fatigue crack growth mechanism of IN718[J]. Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, 1994, 60(576): 1746-1752.
- [19] Li Meijuan, Hu Haiyun, Xing Xiusan. The relationship between fatigue life and grain size of polycrystalline metals[J]. Acta Physica Sinica, 2003, 52(8): 2092-2095.
李眉娟, 胡海云, 邢修三. 多晶体金属疲劳寿命随晶粒尺寸变化的理论研究[J]. 物理学报, 2003, 52(8): 2092-2095.
- [20] Hattori H, Kitagawa M, Ohtomo A. Effect of grain size on high temperature low-cycle fatigue properties of Inconel 617[J]. Journal of the Iron and Steel Institute of Japan, 1982, 68(16): 2521-2530.
- [21] Hammersley G, Hackel L A, Harris F. Surface prestressing to improve fatigue strength of components by laser shot peening[J]. Optics & Lasers in Engineering, 2000, 34(4-6): 327-337.
- [22] Zhuang W Z, Halford G R. Investigation of residual stress relaxation under cyclic load[J]. International Journal of Fatigue, 2001, 23(s1): 31-37.
- [23] Lu J Z, Luo K Y, Zhang Y K, *et al.* Grain refinement of LY2 aluminum alloy induced by ultra-high plastic strain during multiple laser shock processing impacts[J]. Acta Materialia, 2010, 58(11): 3984-3994.
- [24] Sadananda K, Shahinian P. Review of the fracture mechanics approach to creep crack growth in structural alloys[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1981, 15(3-4): 327-342.
- [25] Dong Shizhu. Study of subgrain evolution under fatigue[J]. Machinery Design & Manufacture, 1995(6): 46-47.
董世柱. 疲劳状态下亚晶粒演变过程的研究[J]. 机械设计与制造, 1995(6): 46-47.