

# IN718 镍基合金激光喷丸微观组织特性及其高温稳定性

黄 舒, 盛 杰, 周建忠, 王作伟, 章海峰, 徐苏强, 鲁金忠

(江苏大学, 江苏 镇江 212013)

**摘 要:** 为了研究激光喷丸对 IN718 镍基合金微观组织特性的影响及其在高温下的稳定性, 首先在常温下对标准拉伸试样关键区域进行激光喷丸处理, 随后将喷丸样置于 700 °C 下保温 300 min, 作为对比, 分别测试了未喷丸样、喷丸样和喷丸高温保持样的表层残余应力和纳米硬度, 并采用光学电镜和透射电镜对其微观组织特征进行观测。结果表明, 激光喷丸后试样的表层出现了高幅值的残余压应力, 最高值出现在喷丸中心, 约为 -706 MPa; 激光喷丸后试样的表层硬度显著提高, 平均纳米硬度提高了约 67.4%; 高温保持后试样的残余应力和纳米硬度均有不同程度的降低, 但与未喷丸试样相比, 强化增益效果仍然存在; 显微组织观察结果显示, 激光喷丸后, 试样深度方向上晶粒形态均出现了显著的“分层”现象, 塑性变形层晶粒细化明显, 其影响深度可达 80  $\mu\text{m}$ ; 保温后喷丸样晶界处可见析出条状  $\delta$  相; TEM 图像进一步表明, 激光喷丸诱导的晶粒细化是条状孪晶和位错组织混合交织的结果; 保温后喷丸样晶界处发现了沿同一方向向晶内延伸的位错阵列, 这很好地验证了位错在高温下的活性, 且是激光喷丸抑制晶粒在高温下快速增长的直接证据。

**关键词:** IN718 镍基合金; 激光喷丸; 高温性能; 显微组织

中图分类号: TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)12-3284-06

IN 718 合金是含铌、钼的沉淀硬化型镍铬铁合金, 其在 650 °C 下具有较高的强度、良好的抗氧化性、耐腐蚀性和焊接性, 因此被广泛应用于航空器、先进舰船发动机和地面燃机制造等领域, 特别适用于涡轮发动机的关键结构部件, 如叶轮叶片、叶盘及关键区域的紧固件等<sup>[1]</sup>。由于长期在恶劣的环境(如高温、循环载荷、振动等)下服役, 这些部件极易出现蠕变断裂、疲劳断裂等失效行为。近年来, 随着对发动机效率要求的不断提高, 一些热端部件往往会在 650 °C 甚至更高的温度下工作, 这对 IN 718 合金的应用带来了巨大的挑战<sup>[2]</sup>。探索提高 IN 718 合金高温性能的制造工艺是目前行业内迫切需要解决的问题。

表面形变强化技术通过机械手段, 在金属表面产生压缩变形, 使表面形成形变硬化层, 从而达到强化材料的目的。形变强化技术可以细化处理表面的亚晶粒尺寸, 提高材料位错密度和晶格畸变度, 同时形成一定幅值的宏观残余压应力, 有效地延缓表面疲劳裂纹的萌生和扩展<sup>[3]</sup>。常用的表面形变强化技术有滚压<sup>[4]</sup>、机械喷丸<sup>[5]</sup>、激光喷丸<sup>[6]</sup>、低塑抛光<sup>[7]</sup>等, 其中激光喷

丸强化是一种极具发展潜力的表面强化技术, 其采用高能短脉冲激光束替代有质弹丸冲击零件表面, 材料吸收激光后产生等离子体爆炸, 继而形成冲击波传导至目标工件, 通过改变材料中的应力分布, 可有效地提高金属结构件的疲劳寿命。目前国内外学者采用激光喷丸强化工艺, 对铝合金<sup>[8-10]</sup>、镁合金<sup>[3,11,12]</sup>、钛合金<sup>[13,14]</sup>、不锈钢<sup>[15,16]</sup>等金属进行强化处理, 均取得了良好的强化效果。

IN718 合金作为一种固溶和沉淀强化合金, 其主要强化相为  $\gamma'$  和  $\gamma''$  相, 然而, 当工作温度超过 650 °C 时,  $\gamma''$  相会发生粗化甚至向  $\delta$  相转变, 这大大降低了原有材料的强化效果。因此, 近年来, 也有部分学者开始考虑采用数值模拟和试验等手段, 研究激光喷丸技术对 IN718 合金表层残余应力状态的影响, 以期获得较好的机械性能增益。Chaswal<sup>[17]</sup>研究了激光喷丸对 IN718 合金疲劳寿命的影响, 并验证了激光喷丸对抑制疲劳裂纹的萌生和扩展有显著的效果; Yu 等<sup>[18]</sup>研究表明激光喷丸后 IN718 合金的平均热腐蚀率仅为未喷丸样的 50%; Gill 等<sup>[19]</sup>探讨了在有能量吸收层和无吸收层两种状态下, 激

收稿日期: 2015-12-19

基金项目: 国家自然科学基金(51405204, 51575247); 中国博士后基金(2014T70477, 2013M540417); 江苏省博士后基金(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实验室开放课题(JSKLEDC201503)

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

光喷丸 IN718 合金后材料的微观组织和残余应力变化情况。上述研究表明, 激光喷丸对高温镍基合金同样起到较好的强化作用。然而, 随着研究的深入, 学者们发现激光喷丸诱导的残余应力会在高温下发生松弛<sup>[20,21]</sup>, 现有文献仅通过宏观残余应力实测变化与数值模拟进行了相关分析, 实际上, 近表层的微观组织演变对高温残余应力的释放行为有非常大的影响<sup>[22,23]</sup>, 因此有必要通过研究 IN718 合金在高温保持前后微观组织的演变来揭示宏观残余应力的释放机理。

本实验研究了经激光喷丸 IN718 镍基合金后, 不同温度 (25 和 700 °C) 下表层残余压应力和纳米硬度的松弛行为, 并分别采用光学显微镜 (OM) 和透射电镜 (TEM) 详细观测强化层显微组织演变, 揭示宏观松弛行为与微观组织演变之间的关系。

## 1 实 验

### 1.1 试验材料

选取 IN718 镍基合金板材为实验对象, 其化学成分(质量分数)如表 1 所示。试样采用线切割加工完成, 试样尺寸如图 1 所示。试样在喷丸前采用 240#~1000# 的水砂纸打磨, 然后采用颗粒直径 0.5 mm 的抛光剂在金相试样磨抛机上进行抛光处理。

### 1.2 激光喷丸

采用 GAIA Nd: YAG 高功率激光器对试样进行激光喷丸处理, 试样喷丸区域为 30 mm×20 mm, 喷丸路径如图 1 所示。激光能量密度约为 9 GW/cm<sup>2</sup>, 光斑直径为 3 mm, 光斑搭接率为 50%, 脉宽为 10 ns, 约束层为 2 mm 厚度流动水帘, 能量吸收层为 0.1 mm 厚

度的专用铝箔。

### 1.3 高温保持

为了探索激光喷丸后 IN718 合金试样在高温下的性能稳定性, 采用型号为 SX2-4-10 的箱式电阻加热炉对喷丸后的试样进行高温加热并持续保温。参考本课题组前期的研究工作基础<sup>[24]</sup>, 将加热温度设定为 700 °C, 保温时间设定为 300 min。

### 1.4 残余应力测试

残余应力测试采用侧倾固定  $\Psi$  法, 采用 Co K $\alpha$  辐射, {222}晶面衍射, 衍射峰在 128°左右, X 光管电压 20.0 kV, 管电流 5.0 mA, 应力常数-1021 MPa/°, 倾斜角  $\Psi$  分别取 0°, 25°, 35°, 45°, 扫描起始和终止角分别为 123°和 116°,  $2\theta$  角扫描步距 0.10°, 计数时间 1.00 s, 准直管直径  $\Phi$ 1 mm。通常残余应力值主要考察平行于脉冲扫描方向的应力值  $S_1$  和垂直于脉冲扫描方向的应力值  $S_2$ 。由于采用的载荷方向平行于脉冲扫描方向, 载荷主要由  $S_1$  来抵消, 故本实验采用的残余应力是平行于脉冲扫描方向的应力值  $S_1$ 。残余应力测试点如图 1 所示, 以试样中心点为基点, 以 6 mm 为间隔向两端延伸, 共取 5 个点, 每个点测 5 次。

### 1.5 纳米硬度测试

纳米硬度测试采用美国 Hysitron 公司的 Triboindenter 型低载荷原位纳米力学测试仪, 分别对未喷丸样、喷丸样和喷丸后高温保持样进行纳米压痕测试, 试验最大加载力为 2000  $\mu$ N, 整个加载周期为 15 s, 最大压力保持 5 s, 卸载时间为 5 s。纳米硬度取点方法和残余应力测试一致, 每个点测 1 次。

### 1.6 微观组织观测

采用 LEICA DFC420 光学显微镜分别观察未喷丸样、喷丸样和喷丸后高温保持样截面的晶粒组织。为进一步细化观测结果, 采用 JEM-2100 透射电镜观测上述试样的截面微观组织。

## 2 结果与讨论

### 2.1 残余应力

图 2 所示分别为未喷丸样、喷丸样和喷丸保温 700 °C 试样测试区域表层残余应力分布。由图 2 可以看到, 未喷丸试样的残余应力基本为零, 因此可以忽略初始应力对激光喷丸效应的影响。激光喷丸后, 残

表 1 IN718 镍基合金化学成分

Table 1 Chemical composition of IN718 nickel-based alloy ( $\omega/\%$ )

Ni	Cr	C	Si	Mn	S	P	Al	Cu	Ti	Mo	B	Nb+Ta	Co	Fe
52.50	19.25	0.058	0.149	0.165	0.001	0.011	0.44	0.044	1.10	2.98	0.003	4.93	0.135	Bal.

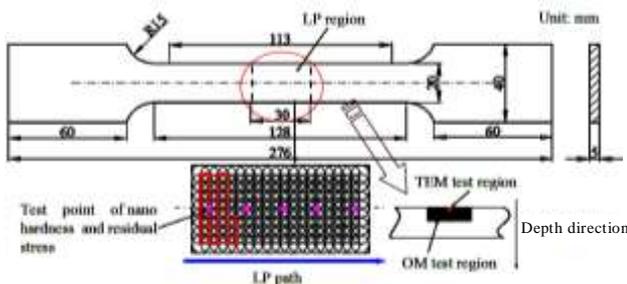


图 1 激光喷丸试样及喷丸路径

Fig.1 Laser peening specimen and scanning path

余压应

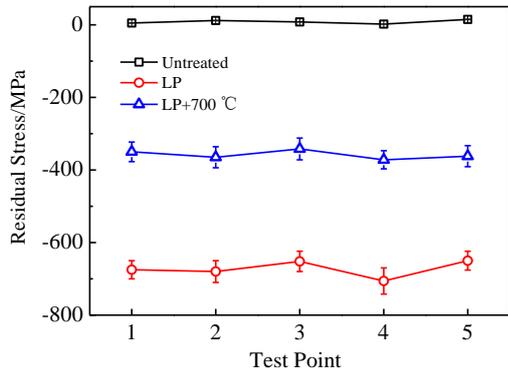


图 2 试样表层残余应力分布

Fig.2 Compressive residual stress distribution on the sample surfaces

力幅值显著提高，平均残余压应力高达-672 MPa。

当激光冲击波作用于 IN718 合金表层时，冲击波作用对板料产生一个外力矩，使得板料出现弹塑性变形，而其变形中的一部分弹性回复使板料产生了残余应力，另外，当高压冲击波作用于材料时，由于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，产生高密度的位错等晶体缺陷，原子点阵受压产生畸变，在宏观上表现为一定的残余应力。同时，高应变率加载下材料发生绝热剪切滑移，在此过程中，应变硬化、应变率强化和热软化这些相反的机制之间的相互作用，也是材料内产生残余应力的原因<sup>[25]</sup>。图 2 中还可发现，对于激光喷丸样，其最高残余应力出现在喷丸中心区域，幅值达-706 MPa。这主要是因为中心区域材料在周围激光冲击点的叠加作用下，应力状态更为复杂，往往受到多重“挤压”作用，如图 3 所示，因此中心区域的残余应力值较边缘区域有所增加。

另外还发现，当喷丸试样在 700 °C 环境下保温 300 min 后，平均残余压应力值由保温前的-672 MPa 降低至-360.3 MPa，降幅为 46.4%。目前，已有部分文献发现并解释了激光诱导的残余应力在高温下的释放过程<sup>[20,21]</sup>，其中，Ren 的研究小组提出了一种微观应力释放机制，很好地解释了残余压应力高温释放过程<sup>[23]</sup>，他们认为，激光喷丸诱导产生高密度的位错，形成这些位错消耗了绝大多数的变形能。这部分能量使得发生形变的金属到达一个热不稳定状态，从而使金属产生一个自发的回复到稳定状态的趋势。在等温过程中，位错被激活并开始滑移和攀爬，位错密度

随之降低。另一方面，由于析出相的钉扎作用，位错

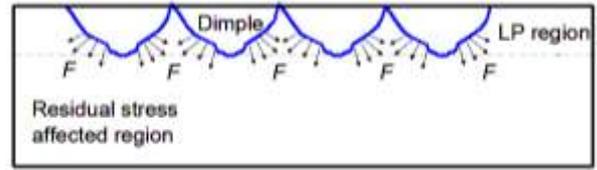


图 3 激光喷丸对表层应力状态影响示意图

Fig.3 Schema of stress state on the laser peening treated surface

的移动受到阻碍，形成位错墙和位错胞，位错胞中不同的位错继续进行对抗并趋于平衡态，位错密度进一步减小。而此时，部分刃型位错聚集在位错墙上，位错墙最终形成更薄和更为清晰的子晶粒晶界。多边形位错墙组成小角度子晶粒晶界，将原始晶粒划分为若干子晶粒。同时，通过攀爬和滑移，晶界上的位错转化为相邻的晶界，初始晶界消失，形成大角度的子晶粒。整个过程消耗掉大量的位错，使得残余应力在这期间释放迅速。随后，晶体内的子晶粒旋转并移至晶体内部，释放金属中的存储能，残余应力进一步释放，但释放程度显著降低，这也很好地解释了图 2 中即使经过了高温保持，试样中仍能保持约-360 MPa 的残余压应力，说明激光喷丸后试样在一定的高温下仍存在部分的强化增益。

## 2.2 纳米硬度

图 4 所示分别为未喷丸样、喷丸样和喷丸保温 700 °C 试样测试区域表层纳米硬度分布。

从图 4 可以看出，未喷丸样的平均纳米硬度为 6.38 GPa，而喷丸后试样的平均纳米硬度为 10.68 GPa，增幅为 67.4%，可见激光喷丸处理可以显著提高 IN718 合金的硬度。根据材料的不同，表层硬化通常有形变硬化、析出硬化和相变硬化等。对于 IN718 合金，硬度值的提高主要来自于加工硬化效应，硬化层一般出现在次表层。有研究表明，加工硬化程度主要取决于塑性形变的程度<sup>[26]</sup>。在激光喷丸过程中，产生了极高的应变率，这有助于加工硬化层的形成，根据喷丸参数和喷丸方式的不同，该硬化层深度可达数十微米。另一方面，从图 4 中还可看到，喷丸样在 700 °C 下保温 300 min 后，其平均纳米硬度值由保温前的 10.68 GPa 降低至 7.08 GPa，降幅为 33.7%，但与未喷丸试样相比，保温后喷丸样的纳米硬度仍然有所提高，增幅为 11%，可见虽然激光喷丸后试样的表面纳米硬度在高温下有所下降，但与未喷丸样相比，其硬化增益效果仍然存在，说明激光喷丸诱导的动态硬化速率

高于温度产生的动态软化速率。

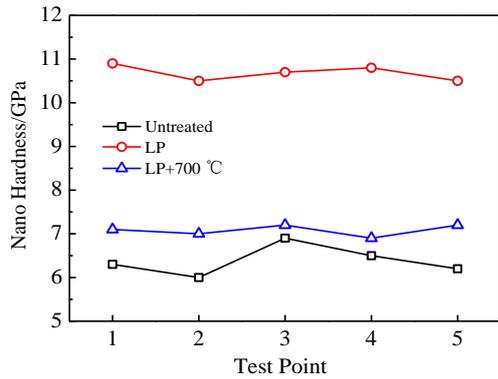


图 4 试样表层纳米硬度分布

Fig.4 Nano hardness distribution on the sample surfaces

### 2.3 显微组织

根据 2.1 节的讨论可知, 残余应力松弛的实质是保存在材料中的弹性应变能通过微观或局部塑性变形逐渐释放的过程, 该过程与微观尺度内位错运动密切相关。为了更好地通过微观组织的特征演变来揭示宏观残余应力释放的机理, 分别对未喷丸样、喷丸样和喷丸高温保持样进行了显微组织的观察, 如图 5 所示。

图 5a 为未喷丸样晶粒形态, 由图可知, 晶粒尺寸较为均匀, 平均晶粒尺寸约为 50 μm; 激光喷丸后, 深度方向上的晶粒形态出现了显著的“分层”现象, 如图 5b 所示。在近表层约 30 μm 的区域形成了大塑性变形层, 该层晶粒明显细化, 可视区域晶粒最小尺寸约为 10 μm; 小塑性变形层距离试样表面约 80 μm, 该层是大塑性变形层与基体层的过渡区域, 厚度约为 50 μm。由于激光冲击波传导至该层时冲击波效应已明显弱化, 故晶粒细化程度显著降低, 平均晶粒尺寸约为 30 μm。激光喷丸使 IN718 合金在超高应变率下发生严重塑性变形, 进而在近表面处产生高密度的位错结构, 在高应变率作用下, 为了达到能量平衡, 会

出现位错的滑移、积聚、缠绕和空间重排, 导致塑性变形层原始粗晶内形成位错缠绕和位错墙。在位错墙和位错缠结细分粗晶形成亚晶粒以后, 最终逐渐形成子晶粒晶界, 从而完成初步细化晶粒的过程<sup>[27]</sup>。而超高应变率下的塑性形变是诱导晶粒细化的本质原因, 显然在小塑性变形层, 弱化后的冲击波效应并不能获得足够强度的塑性形变, 因此晶粒细化效应有所降低, 但晶粒尺寸比基体层仍然要小得多; 图 5c 为喷丸试样在 700 °C 下保温 300 min 后的深度方向上的微观组织形态, 尽管经历了高温保持, 但图中仍然可以看到明显的“分层”现象。塑性变形层的平均晶粒尺寸约为 25 μm, 明显小于塑性变形过渡区和晶体晶粒尺寸。但与激光喷丸样保温前相比 (图 5b), 强化层的晶粒仍出现了一定程度的增长。另外, 在晶界处和某些晶界内出现了条状 δ 相析出物, 对于 IN718 合金, 其强化相主要为 γ' 和 γ'' 相, 而 δ 相为 γ'' 相的平衡相。δ 相通常会热处理过程中析出, 但大量 δ 相的析出会降低基体强度, 并为裂纹的萌生和扩展提供通道<sup>[28]</sup>。课题组前期的研究成果<sup>[24]</sup>也证实, 在 700 °C 的高温环境下服役, IN718 合金的强化相 γ'' 相属亚稳相, 长期使用后逐渐粗化并转变为稳定 δ 相, 导致合金强度和蠕变性能迅速改变, 另一方面, 高温条件下合金的强化相 γ'' 发生固溶, 一定程度上减弱了其强化效果。

为了进一步深入探讨微观位错组态在激光喷丸强化 IN718 合金中的作用, 以及高温状态下位错组态的演变, 分别对未喷丸样、喷丸样和喷丸保温 700 °C 试样表层组织进行 TEM 观测, 如图 6 所示。图 6a 为未喷丸试样 TEM 像, 图中可见清晰的晶界和晶粒组织, 晶粒细致均匀; 激光喷丸后, 晶粒尺寸有所减小, 在某些特定的区域, 出现了方向一致的孪晶区域, 且孪晶之间的距离基本相等。众所周知, 激光诱导的残余压应力可以阻碍裂纹萌生和扩展, 提高材料的疲劳性能<sup>[29]</sup>。而残余应力往往是微塑性形变和微观组织变化的结果<sup>[30]</sup>。因此, 可以合理地假设, 激光喷丸诱导的

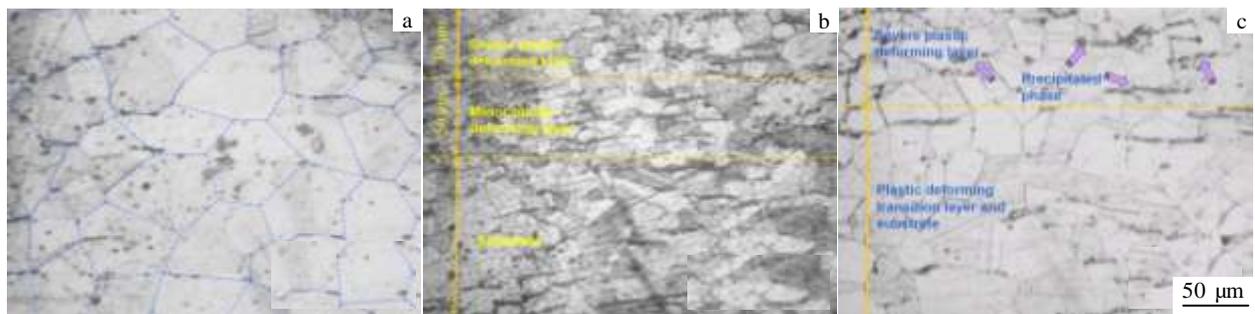


图 5 不同试样深度方向上的显微组织

Fig.5 Micro-structure in depth direction of samples: (a) untreated, (b) LP treated, and (c) LP treated+heat exposure

IN718 合金的强化主要原因之一是孪晶组织与位错的混合交织作用。

孪晶之间的距离与细化结构的尺寸  $L$  密切相关, 并且是剪切应力  $\tau$  的函数:

$$L = 10Gb / \tau \quad (1)$$

式中:  $G$  为剪切模量,  $b$  为伯格斯矢量<sup>[27]</sup>。显然, 剪切应力的大小直接影响着孪晶条之间的间距, 孪晶条间距越小, 与位错交织形成的微结构也更加细密, 图 6b 中已出现可视化的子晶粒结构, 而细密的晶粒是提升 IN718 合金拉伸强度和疲劳抗力直接证据。因此, 可以得出, 激光喷丸可使 IN718 合金试样表层晶粒得到有效细化, 这有助于提高其疲劳寿命; 图 6c 为喷丸样在高温保持后的晶粒形态, 图 6d 为其特征区域放大图像。

由图 6c 可以看出, 位错在高温作用下, 出现了明显的滑移和攀爬现象, 位错整齐地由晶界处向晶内沿一个方向发展, 形成了特有的“阵列”区域。这些穿晶的位错阵列与晶界形成了交互作用, 一定程度上抑制了晶界的长大。这也解释了保温后的激光喷丸样晶粒尺寸仍然小于基体尺寸的根本原因。另一方面, 位错活性的增强消耗了大量的层错能, 使得晶粒增长的动力有所削弱, 这也是抑制晶粒粗化的重要因素。同时, 高温促使大量的位错由高能态向低能态发展, 位错缠结逐渐展开, 位错密度趋于减少, 因此在 700 °C 高温条件下, 位错密度会随着时间的延长而减小。后续研究会进一步观测不同保温时间下, 位错形态和位错密度的演变特征。

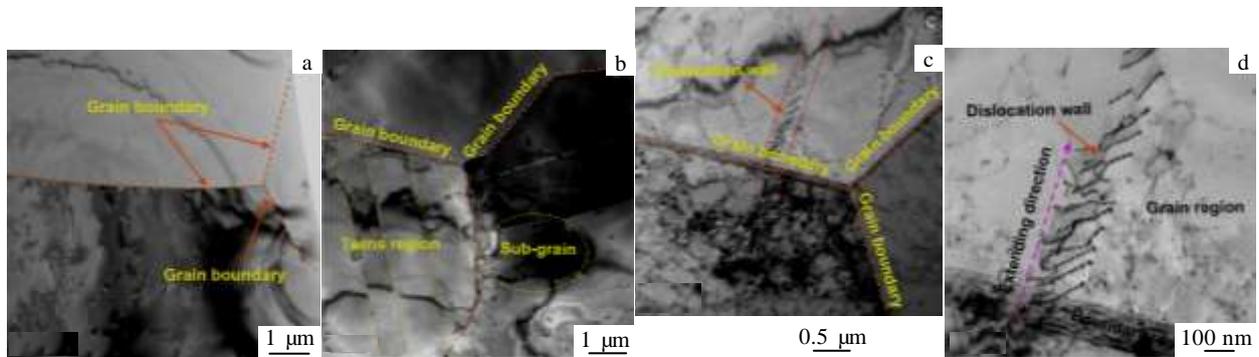


图 6 不同试样表层 TEM 图像

Fig.6 TEM images on the surfaces of different samples: (a) untreated, (b) LP treated, (c) LP treated+heat exposure, and (d) local amplified view of Fig.6c

### 3 结 论

1) 激光喷丸显著提高了 IN718 合金的表层残余压应力和纳米硬度, 最大残余压应力位置出现在喷丸区域的中心。喷丸样经高温保持后, 表层残余应力和纳米硬度均有一定幅值的下降, 但均高于未喷丸试样。

2) 激光喷丸可在试样深度方向上形成显著的“分层”现象。不管在常温还是高温保持后, 塑性变形层的晶粒均出现了明显的细化, 这有助于提高 IN718 合金的力学性能。高温保持后试样晶界处析出的  $\delta$  相, 是降低 IN718 合金激光喷丸强化效果的潜在因素。

3) 孪晶组织与位错的混合交织作用是激光喷丸诱导 IN718 合金强化效应的主要原因之一。在高温保持后, 晶界处出现了特有的向晶内延伸的位错“阵列”, 该特征结构与晶界的交互作用是抑制晶粒高温增长的重要原因。

### 参考文献 References

- [1] Pereira J M, Lerch B A. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2001, 25(8): 715
- [2] Gustafsson D, Moverare J, Johansson S et al. *Procedia Engineering*[J], 2010, 2(1): 1095
- [3] Huang Shu(黄 舒), Zhou Jianzhong(周建忠), Jiang Suqin(蒋素琴) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2011, 38(8): 0 803 002
- [4] Tsuji N, Tanaka S, Takasugi T. *Materials Science & Engineering A*[J], 2009, 499(1-2): 482
- [5] Xie L C, Jiang C H, Lu W J et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(9): 3423
- [6] Cellard C, Reiraint D, Francois M et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 532(1): 362
- [7] Prev éy P S, Cammett J T. *International Journal of Fatigue*[J],

- 2004, 26(9): 975
- [8] Zhou Jianzhong(周建忠), Xu Zengchuang(徐增闯), Huang Shu(黄 舒) *et al. Chinese Journal of Lasers(中国激光)[J]*, 2011, 38(9): 0 903 006
- [9] Irizalp S G, Saklakoglu N. *Optics and Lasers in Engineering[J]*, 2016, 77: 183
- [10] Correa C, Peral D, Porro J A *et al. Optics & Laser Technology[J]*, 2015, 73: 179
- [11] Ren X D, Huang J J, Zhou W F *et al. Materials & Design[J]*, 2015, 86: 421
- [12] Zhang Y K, You J, Lu J Z *et al. Surface & Coatings Technology[J]*, 2010, 204(24): 3947
- [13] Che Zhigang(车志刚), Yang Jie(杨 杰), Tang Nan(唐 楠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)[J]*, 2014, 43(12): 2962
- [14] Nie Xiangfan(聂祥樊), He Weifeng(何卫锋), Zang Shunlai(臧顺来) *et al. Chinese Journal of Lasers(中国激光)[J]*, 2013, 40(8): 0 803 006
- [15] Correa C, Lara L R D, D íz M *et al. International Journal of Fatigue[J]*, 2015, 79: 1
- [16] Lim H, Kim P, Jeong H *et al. Journal of Materials Processing Technology[J]*, 2012, 212(6): 1347
- [17] Chaswal V. *Dissertations Abstracts International[J]*, 2013, 74: 341
- [18] Yu C B, Yin Q H, Zhen R *et al. Advanced Materials Research[J]*, 2014, 7: 989
- [19] Gill A S, Telang A, Vasudevan V K. *Journal of Materials Processing Technology[J]*, 2015, 225: 463
- [20] Zhou Z, Gill A S, Dong Q *et al. International Journal of Impact Engineering[J]*, 2011, 38(7): 590
- [21] Ren X D, Zhan Q B, Yuan S Q *et al. Materials & Design[J]*, 2014, 54(2): 708
- [22] Ren N F, Yang H M, Yuan S Q *et al. Materials & Design[J]*, 2014, 53(1): 452
- [23] Ren X D, Zhou W F, Xu S D *et al. Optics & Laser Technology[J]*, 2015, 74: 29
- [24] Zhou Jianzhong(周建忠), Han Yihang(韩煜航), Huang Shu(黄 舒) *et al. Chinese Journal of Lasers(中国激光)[J]*, 2015, 42(7): 0 703 001
- [25] Huang Shu(黄 舒). *Characteristics and Experimental Study on Residual Stress Induced by Controlled Laser Peening(受控激光喷丸强化中残余应力的表征与实验研究)[D]*. Zhenjiang: Jiangsu University, 2008
- [26] Pawade R S, Joshi S S, Brahmanekar P K. *International Journal of Machine Tools & Manufacture[J]*, 2008, 48(1): 15
- [27] Lu J Z, Luo K Y, Zhang Y K *et al. Acta Materialia [J]*, 2010, 58(16): 5354
- [28] Cai D Y, Zhang W H, Nie P L *et al. Materials Characterization[J]*, 2007, 58(3): 220
- [29] Zhang X C, Zhang Y K, Lu J Z *et al. Materials Science & Engineering A[J]*, 2010, 527(15): 3411
- [30] Belyakov A, Tsuzaki K, Miura H *et al. Acta Materialia[J]*, 2003, 51(3): 847

## Microstructure Characteristics and High-temperature Performance of Laser Peened IN718 Nickel-based Alloy

Huang Shu, Sheng Jie, Zhou Jianzhong, Wang Zuowei, Zhang Haifeng, Xu Suqiang, Lu Jinzhong  
(Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

**Abstract:** The aim of this study was to investigate the effects of laser peening (LP) on the microstructure characteristics and high-temperature performance of IN718 nickel-based alloy. Firstly, LP process was performed on the standard tensile specimens at ambient temperature, and then the treated specimens were exposed at 700 °C for 300 min. We detected the surface residual stress and nano hardness on the untreated, the LPed and the heat-exposure specimens. The corresponding microstructures were also observed. The results indicate that high amplitude compressive residual stress distributes in the LP treated surface, the maximum value is -706 MPa, appearing in the central region of the LP area. LP process significantly increases nano hardness of the treated surface, and the average nano hardness is enhanced by 67.4%. Both the residual stress and nano hardness decrease after heat exposure; however, the strengthening effect still exists compared with the untreated specimens. An obvious “layer-separating” phenomenon occurs on the grain morphology in the depth direction after laser peening. The grain size in the plastic deforming layer is refined greatly, whose affecting depth reaches 80 μm. The precipitated δ phase is found in the grain boundaries for the heat-exposure samples. A further observation indicates that the interaction of mechanical twins and dislocation results in the grain refinement. After heat exposure, the single-directional-distributed dislocation array in the grain well verifies the dislocation activities, which confirms that LP can inhibit the grain growth of IN718 alloy at high temperature.

**Key words:** IN718 nickel-based alloy; laser peening; high-temperature performance; microstructure

---

Corresponding author: Sheng Jie, Ph. D., School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88780219, E-mail: shengjie686@sina.com