

激光喷丸 IN718 镍基合金残余应力高温松弛及晶粒演变特征

章海峰 黄舒* 盛杰 徐苏强 韩煜航 周建忠

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

摘要 为研究激光喷丸镍基合金残余应力的高温松弛行为,首先对 IN718 合金进行单次激光喷丸强化,随后,对喷丸后试样进行高温保持,对比分析了不同保温温度和不同保温时间下残余应力值、半峰宽值(FWHM)变化及晶粒演变特征。结果表明,激光喷丸后,喷丸区域呈残余压应力状态,FWHM 值升高,近表层材料晶粒明显细化;高温保持过程中试样的残余应力松弛量与保温温度和保温时间呈正相关。应力松弛速率在保温初期较大,随后逐渐减小。保温温度为 800 ℃,保温时间为 300 min 时,残余应力松弛量最大,松弛幅度达 82.14%。保温温度一定时,材料表面 FWHM 值下降幅度随保温时间的增大而增大,600 ℃保温温度下,FWHM 值变化不明显。600 ℃保温 300 min 后材料的晶粒尺寸仍较小,晶粒细化效应仍然显著,而 800 ℃保温下晶粒长大迅速,保温 300 min 后材料的晶粒细化效应基本消失。

关键词 激光技术; IN718; 激光喷丸; 残余应力; 高温松弛; 晶粒演变

中图分类号 TN249 文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0203008

Thermal Relaxation of Residual Stress and Grain Evolution in Laser Peening IN718 Alloy

Zhang Haifeng Huang Shu Sheng Jie Xu Suqiang Han Yuhang Zhou Jianzhong

School of Mechanical and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China

Abstract In order to explore the thermal relaxation behavior of residual stress induced by laser peening on the surface of Nickel-based alloy, a single laser peening treatment is conducted on the surface of IN718 samples, followed by a series of thermal insulation tests conducted on these treated samples. Then the changes of the residual stress, full width at half maximum(FWHM) and grain evolution feature at various test temperatures and exposure time are analyzed. The results show that laser peening can induce compressive residual stress at treated region, enhance the magnitude of FWHM and obviously refine the grains in the near-surface of the material. During the thermal insulation tests, the relaxation magnitude of residual stress is positively correlated with the test temperature and the exposure time. The relaxation speed of residual stress appear to be relatively high during the initial period of exposure, and then slow down with the increases of exposure time. After being exposing by 300 min at 800 ℃, the residual stress relax at a maximum rate of 82.14%. When the test temperature is constant, there is an increase in FWHM value as the exposure time increase. At the test temperature of 600 ℃, the value change of FWHM is found to be slight. After being exposing by 300 min at 600 ℃, the grain size is still small, which means that the grain refinement effect is still obvious. However, at the test temperature of 800 ℃, the grain grow rapidly so that after being exposing by 300 min, the grain refinement effect almostly disappear.

收稿日期: 2015-07-31; 收到修改稿日期: 2015-09-15

基金项目: 国家自然科学基金(51405204, 51175236)、高等学校博士学科点专项科研基金联合资助课题(20123227110022)、江苏省科技支撑项目(工业)(BE2013097)、中国博士后科学基金资助项目(2013M540417、2014T70477)、江苏省博士后科研资助计划项目(1401065B)、江苏大学高级人才启动基金(13JDG109)、江苏大学大学生科研立项资助项目(14A119)

作者简介: 章海峰(1991—),男,硕士研究生,主要从事镍基合金激光表面改性的研究。E-mail: zhanghf2014@sina.com

导师简介: 周建忠(1964—),男,教授,博士生导师,主要从事先进激光制造技术方面的研究。E-mail: zhoujz@ujs.edu.cn

*通信联系人。E-mail: huangshu11@sina.com

Key words laser technique; IN718; laser peening; residual stress; thermal relaxation; grain evolution

OCIS codes 140.3390; 140.3538; 160.3900; 220.4610

1 引言

IN718合金是以体心四方的 γ'' 相和面心立方的 γ' 相沉淀强化的镍基高温合金,在 $-253\text{ }^{\circ}\text{C}\sim 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度范围内具有卓越的机械性能、耐腐蚀性能及焊接性能,是航空航天、核能及石油等领域大量应用的关键材料^[1]。由于常服役于高温、高转速、高振幅等极端工况,IN718合金部件易发生蠕变、疲劳断裂等失效^[2]。提高IN718合金部件的高温抗疲劳性能是值得深入研究的科学问题。研究表明,绝大多数零部件的疲劳裂纹均起源于工件表面或次表层^[3-5],因此通过形变强化改善材料表面或次表层的应力状态,从而提高工件的抗疲劳性能是目前常用的表面改性方法^[6-8]。随着光声、光力学科的发展,激光喷丸(LP)作为一种新兴的表面强化技术,越来越受到关注^[9],其利用高能短脉冲激光冲击诱导的应力强化和组织强化效应实施材料表面改性,激光光束的柔性传输和精确控制使其特别适用于强化应力集中的局部区域,可在强化区形成幅值更高、深度更大(1.0 mm左右)的残余压应力层,诱导的残余压应力层深度是普通机械喷丸(0.25 mm左右)的3~4倍,同时在处理材料表层产生更加密集、均匀以及稳定的纳米晶微观组织和位错缠结,这有利于提升疲劳性能增益的稳定性^[10-12]。

然而,越来越多的研究表明,激光喷丸诱导的残余应力在高温条件下会发生松弛。Altenberger等^[13]比较了激光冲击AISI304不锈钢和Ti-6Al-4V后表层残余应力的稳定性,结果表明两种金属试样中残余应力在高温下均发生了显著的松弛。Nikitin等^[14-15]对比研究了激光冲击强化和深滚处理后AISI304钢残余应力高温释放行为,结果表明当温度超过 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后,疲劳增益效果明显减弱。随后,Ren等^[16]发现激光喷丸能有效提高00Cr12耐热钢的疲劳寿命,但在 $25\sim 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下,残余压应力松弛量随着温度和外加载荷的增大而增大,在 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,由于氧化作用增强,材料的疲劳寿命随温度的升高而降低,且裂纹扩展模式由穿晶方式向沿晶方式转变。周留成等^[17]进行了稳态温度场作用下,K417镍基合金激光喷丸的残余压应力松弛预测研究,表明残余压应力在高温条件下将部分释放,但仍在材料表面存在高幅值的残余压应力,在相同的应力强度因子下,温度升高导致疲劳裂纹扩展速率增大。任旭东等^[18]研究发现激光喷丸处理的6061-T651铝合金在 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时最大残余压应力出现在次表层,且温度越高残余应力松弛越快。随着研究的深入,研究人员发现,高温残余应力松弛行为在IN718高温镍基合金中同样存在。2012年,Zhou等^[19]引入Zener-Wert-Avrami模型来表征IN718镍基合金激光喷丸强化后,残余压应力热松弛的非线性本构模型,结果表明热松弛主要发生在初期的1~3 min内,由于材料发生软化,残余压应力松弛量随着温度的升高而增大,而残余压应力分布随之趋于均匀。2014年,Ren等^[20]采用三维非线性有限元分析方法研究了激光喷丸GH4169(IN718)镍基合金诱导残余应力及其热释放行为,所得结果与Zhou等研究结果十分一致。然而,目前针对激光喷丸IN718高温镍基合金残余应力释放的研究中,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^[21-22],因此有必要通过研究IN718镍基合金在高温下的微观组织演变过程来揭示残余应力的释放机理。

本文通过理论和试验相结合,探索在高温下激光喷丸IN718镍基合金的残余压应力松弛行为和晶粒演变特征,并以位错理论阐释残余应力松弛的宏观现象与FWHM值下降、晶粒尺寸增大的微观变化之间的相互关系。

2 试验

2.1 试验材料与设备

试验材料选用IN718镍基合金板材,其化学成分如表1所示。试样经线切割加工而成,尺寸为 $55\text{ mm}\times 7.5\text{ mm}$,厚度为4 mm。所有试样的待激光喷丸处理表面先经过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。

采用GAIA Nd:YAG高功率激光器对试样进行单次激光喷丸处理,试样喷丸区域为 $19.5\text{ mm}\times 6.0\text{ mm}$,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。

表1 IN718镍基合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of IN718 alloy (mass fraction, %)

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

对于IN718镍基合金,可选择9 GW/cm²的激光能量密度^[19]。激光能量密度计算公式为

$$I = \frac{4E}{\pi\tau d^2}, \quad (1)$$

式中 E 为激光能量, τ 为脉宽, d 为激光光斑直径。通过(1)式计算可知相应激光能量为6.4 J,取6 J作为试验所用能量。

2.2 试验方法

根据本课题组前期研究工作^[23]的报道,700 °C时,激光喷丸产生的残余应力松弛了33.24%,强化效果仍然较为显著。可见激光喷丸可以提高IN718的临界服役温度650 °C。为了探究在高于700 °C的温度下激光喷丸对IN718的强化效果,文中将保温温度的上限设为800 °C。另一方面,Zhou等^[19]的研究显示,激光喷丸后IN718在670 °C温度下没有出现明显的残余应力松弛。为了验证其结果准确性,文中将保温温度的下限设为600 °C。此外,在保温时间设定方面,本课题组前期工作^[23]采用3 h作为保温时间,仅探讨了高温对IN718残余应力松弛的影响,本文为了进一步观察时间因素对激光喷丸IN718应力强化和晶粒细化效应的影响,将最大保温时间适当延长为300 min。试样高温保持试验参数如表2所示,表中 T 为保温温度, t 为保温时间。保温设备采用型号为SX₂-4-10的箱式电阻加热炉。

表2 高温保持试验参数

Table 2 Experimental parameters of high-temperature exposure

No.	T /°C	t /min	No.	T /°C	t /min	No.	T /°C	t /min
A1	600	50	B1	700	50	C1	800	50
A2	600	100	B2	700	100	C2	800	100
A3	600	150	B3	700	150	C3	800	150
A4	600	200	B4	700	200	C4	800	200
A5	600	250	B5	700	250	C5	800	250
A6	600	300	B6	700	300	C6	800	300

此外,采用X-350A型X射线衍射仪测量试样激光喷丸后,不同保温温度和不同保温时间下高温保持过程中表面残余应力值和FWHM。残余应力测试方法采用侧倾固定 Ψ 法,交相关法定峰,采用Cok α 辐射,{2 2 2}晶面衍射,衍射峰在128°左右,X光管电压为20.0 kV,管电流为5.0 mA,应力常数为-1021 MPa/°,倾斜角 Ψ 分别取0°、25°、35°和45°,扫描起始和终止角分别为123°和116°,2 θ 角扫描步距0.10°,计数时间1.00 s,准直管直径 Φ 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,故本文采用的残余应力是平行于脉冲扫描方向的应力值 S_1 。

FWHM是衍射峰最大强度1/2处所占的角度范围^[24],已有研究表明,位错密度与FWHM值存在正相关关系^[25-27],因此,本文采用FWHM值表征位错密度。FWHM测定选用试样在{2 2 2}衍射峰,Bragg角为0°。采用LEICA DFC420光学显微镜观察激光喷丸前后以及高温保持过程中材料表面的显微组织。

3 结果与讨论

3.1 激光喷丸试验

3.1.1 试样形貌

激光喷丸处理后的试样及喷丸区域尺寸如图1所示,单位为mm。

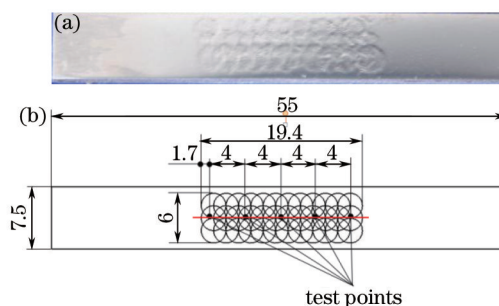


图1 喷丸试样。(a) 激光喷丸后的形貌; (b) 试样尺寸及喷丸处理区域

Fig.1 Laser peening sample. (a) Morphology after LP; (b) size of sample and treated region

从图1(a)中可以看到,试样表面由于强烈的塑性变形产生了微凹坑,微凹坑形貌均匀,搭接边界清晰,表明所选激光参数能产生较好的喷丸效果。

3.1.2 表面残余应力与 FWHM 值

由于18块试样的激光喷丸工艺参数完全相同,选取其中2块典型试样进行残余应力测量。在每块试样的喷丸区上下对称线上每隔4 mm取1个测试点,共5个测试点,如图1(b)所示。测出每个测试点处的残余应力值与FWHM值。另外作为对照组,在未喷丸试样上任取5个点测其残余应力值与FWHM值。测量所得表面残余应力及FWHM值分布曲线如图2所示。

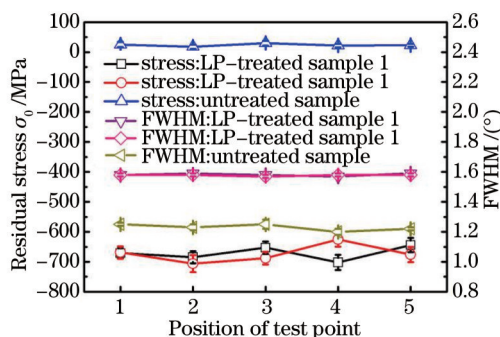


图2 激光喷丸前后残余应力及FWHM值分布曲线图

Fig.2 Residual stress and FWHM before and after LP

由图2可知,对IN718镍基合金进行单次激光喷丸后,喷丸区的残余应力由拉应力状态转变为压应力状态,最大残余压应力值高达706 MPa,这有助于抑制疲劳裂纹的萌生和扩展^[28]。Gill等^[29]的研究中选取激光能量密度为9 GW/cm²,激光能量为8 J左右,本文激光能量密度为9 GW/cm²左右,激光能量为6 J,而两者的试验中激光喷丸IN718最大残余应力均达到700 MPa左右,说明影响激光喷丸强化效果的重要因素之一是激光能量密度,这与文献[30]中的报道一致。另外激光喷丸后,FWHM值得以提高,表明激光喷丸能够提升材料位错密度,进而提高材料的力学性能,这一现象也与Lu等^[30]的研究结果一致。

3.1.3 显微硬度

使用HXD-1000TM型数字式显微硬度计,在激光喷丸试样的未喷丸区与喷丸区表面各取5个点测其显微硬度值(维氏硬度),测试时,载荷大小为200 g,保持10 s后卸除载荷。激光喷丸前后显微硬度值如表3所示。

表3 激光喷丸前后的显微硬度值

Table 3 Micro-hardness before and after LP

Treatment	Micro-hardness /HV					Average /HV
Before LP	274.8	262.4	271.4	264.9	268.1	268.3
After LP	335.8	327.4	330.6	327.4	332.3	330.7

由表3可知,激光喷丸后,IN718表面的平均显微硬度由268.3 HV提高到330.7 HV,硬度提升23%。这与文献[29]中报道的激光喷丸IN718硬度提升大约20%较为相符。由此可见,激光喷丸对于较硬的材料仍然具有一定的强化作用。

3.1.4 晶粒组织

图3为IN718镍基合金试样喷丸前后表面的晶粒组织变化。从图3可以看出,未喷丸试样晶粒较大,平均尺寸约 $50\ \mu\text{m}$,激光喷丸后,材料晶粒平均尺寸约 $12\ \mu\text{m}$,晶粒得到显著细化,激光喷丸的超高应变率和超短脉冲是IN718合金塑性形变过程中出现晶粒细化的主要原因。这一现象与Lu等^[31]的研究结果一致。

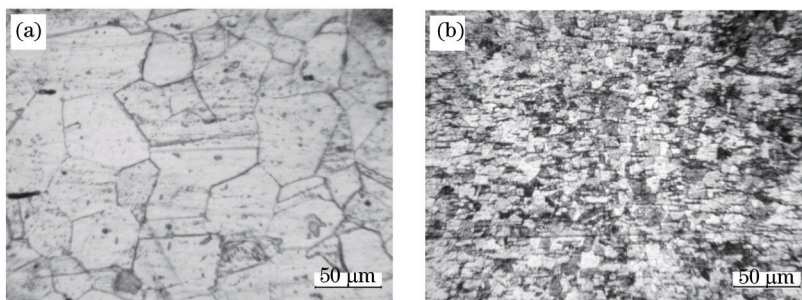


图3 IN718镍基合金晶粒组织的变化。(a) 基体; (b) 激光喷丸试样

Fig.3 Grains evolution on surface of IN718. (a) Untreated sample; (b) laser peening sample

3.2 高温保持试验

3.2.1 表面残余应力松弛行为

单次激光喷丸处理的试样经高温保持并空冷至室温后测得的残余应力测试结果如图4所示。

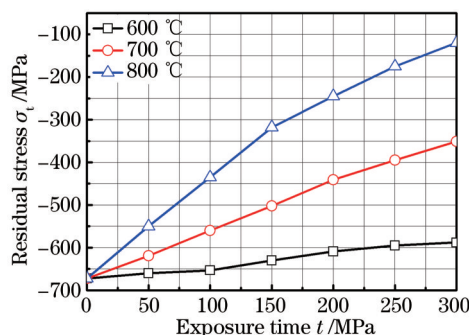


图4 试样在不同温度和不同时间保温后的表面残余应力

Fig.4 Surface residual stress at different temperatures and different time

由图4可知,在 $600\ \text{°C}$ 保温温度下,分别保温 $100\ \text{min}$ 、 $200\ \text{min}$ 和 $300\ \text{min}$ 后,残余应力从 $-672\ \text{MPa}$ 分别下降为 $-653\ \text{MPa}$ 、 $-609\ \text{MPa}$ 和 $-588\ \text{MPa}$,应力降幅分别下降了 2.8% 、 9.4% 和 12.5% ,可见在该温度下,残余应力相对比较稳定,松弛幅度较小;在 $700\ \text{°C}$ 保温温度下,相应残余应力幅值分别下降了 16.67% 、 34.38% 和 7.77% ;而保温温度升至 $800\ \text{°C}$ 时,对应的残余应力分别下降了 35.27% 、 63.54% 和 82.14% ,应力松弛幅度出现了显著增加,特别是当保温时间为 $300\ \text{min}$ 时,残余应力几乎完全释放。

因此,对于激光喷丸后的IN718镍基高温合金,当保温温度一定时,残余应力的松弛幅值随着保温时间的增加而增大,但应力松弛速率随着保温时间的增加而减慢。如在 $700\ \text{°C}$ 温度下,在 $100\sim 200\ \text{min}$ 内,应力松弛速率为 $1.19\ \text{MPa/min}$,而在 $200\sim 300\ \text{min}$ 内,应力松弛速率下降为 $0.70\ \text{MPa/min}$ 。分析认为材料在高温保持试验过程中存在高温软化效应,其屈服强度随温度的升高而下降。由于常温下试样内部的残余应力与其屈服强度相互平衡,一旦高温诱发屈服强度的下降致使平衡被打破,为了达到新的平衡状态,残余应力发生松弛。相应的保温温度越高,屈服强度就越低,残余应力松弛幅值和速率随之增大。当保温温度达到某一临界值时,材料表面残余应力低于相应的屈服强度水平,应力松弛速率开始降低,因此在保温初期残余应力松弛较快^[22-32],而随后的残余应力松弛速率主要取决于材料的蠕变特性。随着保温时间的进一步增加,残余应力的松弛使外加蠕变应力减少,蠕变速率随之降低^[33-34],因此材料表面的残余应力释放速率会随着时间的延长而下降。

另外,当保温时间一定时,随着保温温度的升高,残余应力松弛幅度增大。这主要是因为温度的升高增大了位错的可动性,使原子、空位发生较大规模迁移,增大了位错湮灭的陷井,减少了位错运动的阻力,导致

大量的位错由高能态向低能态发展,结果致使位错缠结逐渐展开,位错密度趋于减少,所以保温温度越高,残余应力松弛越明显^[22]。

3.2.2 残余应力高温松弛模型

为验证本试验的合理性,文中从激活焓角度,理论分析残余应力的高温松弛行为。通过微观结构分析可知,温度、时间对于高温松弛的影响主要是受热激活过程控制,Zener-Wert-Avrami模型已经被广泛应用于分析各种材料的残余应力高温松弛行为^[19,22,35],模型的解析形式如下:

$$\frac{\sigma_t}{\sigma_0} = \exp[-(At)^m], \quad (2)$$

式中 σ_t 为保温 t 时间后的残余应力值, σ_0 为保温前的残余应力值, m 为与主要松弛机制相关的数值参数, t 为保温时间, A 为与材料和温度相关的方程,其中:

$$A = B \exp\left(-\frac{\Delta H}{kT}\right), \quad (3)$$

式中 B 为常数, k 为玻尔兹曼常数, T 为保温温度, ΔH 是松弛过程中的激活焓。

将(2)式两边取对数,得:

$$\log\left(\ln\frac{\sigma_0}{\sigma_t}\right) = m \cdot \log t - m \cdot \log A. \quad (4)$$

根据(4)式可以得到在给定保温温度 T 下的 $\log \ln(\sigma_0/\sigma_t) - \log t$ 曲线,如图5所示。

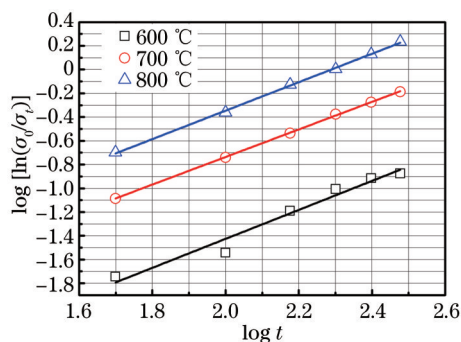


图5 表面残余应力松弛规律的 $\log \ln(\sigma_0/\sigma_t) - \log t$ 图

Fig.5 Surface residual stress relaxation of $\log \ln(\sigma_0/\sigma_t) - \log t$

图5中直线斜率为 m 值,截距为 $m \log A$ 。IN718镍基合金在经过600 °C、700 °C和800 °C的保温处理后,斜率 m 相近,说明应力松弛过程受回复过程控制。另外,由图5可知 $m \log A_{600\text{ °C}} < m \log A_{700\text{ °C}} < m \log A_{800\text{ °C}}$,由(4)式可知 $\Delta H_{600\text{ °C}} > \Delta H_{700\text{ °C}} > \Delta H_{800\text{ °C}}$,这一结果表明随着保温温度升高,残余应力更容易发生松弛,且松弛速率增大。而这一结论与图4中所得结果一致,理论分析与试验结果具有较好的吻合度。

3.2.3 FWHM值

单次激光喷丸处理试样高温保持后的FWHM值如图6所示。

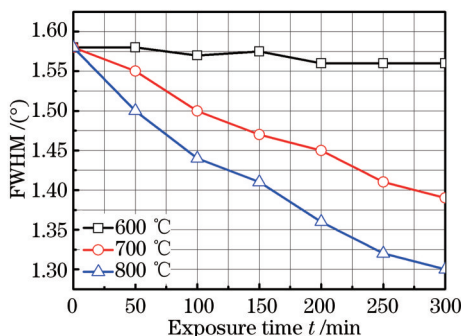


图6 试样在不同温度和时间保温后的表面FWHM值

Fig.6 Surface FWHM of sample at different temperatures and different time

由图6可知,在600℃保温温度下,经过不同时间的保温,试样中FWHM值下降并不明显,而在700℃和800℃保温温度下,试样中FWHM值随保温时间的延长明显下降,尤其是在800℃下分别保温100 min、200 min和300 min后,FWHM值下降幅度分别达到了8.86%、13.92%和17.72%。激光喷丸后材料在一定温度下进行保温处理时,一方面材料位错会发生增殖,从而产生强化效应,另一方面,原子的扩散又会产生回复,使位错通过滑移的方式逐渐消失,致使强化效果减弱。可以推测在600℃的保温条件下,位错增殖和位错湮灭处于平衡状态,导致位错密度相对稳定,激光喷丸效果依然明显。而温度的升高将增加位错的可动性,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℃和800℃条件下,位错密度会随着时间的延长而减小。

3.2.4 晶粒组织

图7为IN718镍基合金在600℃和700℃下保温300 min后材料表面的晶粒组织变化,从图7(a)可以看出,经600℃保温300 min后晶粒平均尺寸约为20 μm,相对于激光喷丸后的晶粒有微小长大;由图7(b)可以看出,经700℃保温300 min后试样的晶粒尺寸有了明显的增长,达到32 μm,这是因为长时间的保温使材料进入蠕变阶段,位错密度下降明显,材料出现动态再结晶现象,导致晶粒尺寸增大。但是和未喷丸试样的组织相比,晶粒尺寸仍然较小,晶粒细化效果依然显著。

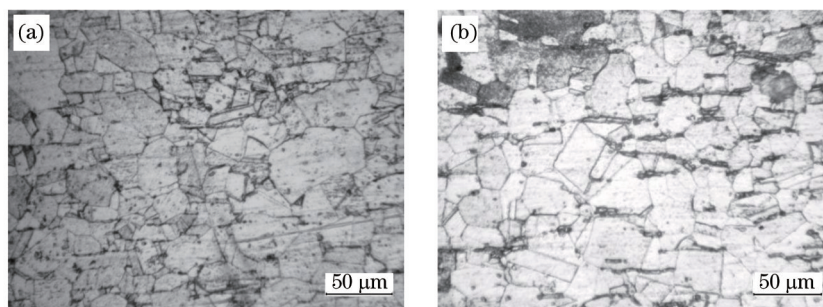


图7 保温300 min后晶粒组织的变化图。(a) 600℃; (b) 700℃

Fig.7 Grains evolution of 300 min exposure sample. (a) 600℃; (b) 700℃

图8为IN718镍基合金在800℃保温不同时间后材料表层的晶粒组织变化,从图8(a)可以看出,相对于700℃保温300 min后试样,经800℃保温100 min后晶粒长大到42 μm。这是因为随着保温温度的升高,原有体系的亚稳态遭到了破坏,激光喷丸对材料组织的细化效应弱化明显。从图8(b)可以看出,保温300 min后的试样晶粒长大到48 μm。和未喷丸试样的组织相比,晶粒尺寸大小相当,晶粒细化效果基本消失。

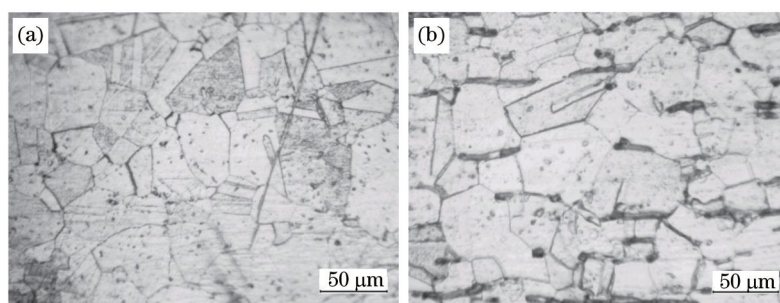


图8 800℃保温处理后晶粒组织的变化图。(a) 100 min; (b) 300 min

Fig.8 Grains evolution of 800℃ exposure sample. (a) 100 min; (b) 300 min

4 结 论

本文对IN718镍基合金激光喷丸残余应力的松弛特性及晶粒演变进行了理论分析和试验研究,得出以下结论:

1) 激光喷丸后的试样在高温保持过程中,残余应力的松弛量会随着保温温度的升高、保温时间的延长而增大。应力松弛速率在保温的初始阶段较大,随后随着保温时间的延长而减慢且松弛规律满足Zener-Wert-Avrami方程。600℃下残余应力松弛幅度较小,700℃和800℃下残余应力松弛幅度分别达47.77%和

82.14%。

2) 保温温度一定时,随着保温时间的延长,材料表面的 FWHM 值下降幅度增大,而在 600 °C 下经过不同时间的保温,FWHM 值的下降并不明显。另外,随着保温温度的升高,材料表面的 FWHM 值下降幅度也会随之增大。

3) 激光喷丸后的试样表面晶粒尺寸得以细化。高温保持后,晶粒尺寸有所增大,且保温温度越高晶粒长大越明显。600 °C 保温 300 min 后材料的晶粒尺寸仍然较小,晶粒细化效应仍然显著,而 800 °C 保温下组织长大迅速,保温 300 min 后材料的晶粒细化效应基本消失。

参考文献

- 1 Li Jiarong, Xiong Jichun, Tang Dingzhong. Advanced High-Temperature Structural Materials and Technologies (part 2)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012: 9.
李嘉荣,熊继春,唐定中. 先进高温结构材料与技术(下)[M]. 北京:国防工业出版社,2012: 9.
- 2 Loria E A. The Status and Prospects of Alloy 718[J]. JOM, 1988, 40(7): 36-41.
- 3 Wada Y, Kikuchi M, Yamada S, *et al.*. Fatigue growth of internal flaw: simulation of subsurface crack penetration to the surface of the structure[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2014, (123): 100-115.
- 4 He B Y, Soady K A, Mellor B G, *et al.*. Fatigue crack growth behaviour in the LCF regime in a shot peened steam turbine blade material [J]. International Journal of Fatigue, 2016, 82(2): 280-291.
- 5 Jiang R, Karpasitis N, Gao N, *et al.*. Effects of microstructures on fatigue crack initiation and short crack propagation at room temperature in an advanced disc superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 641: 148-159.
- 6 Kang J H, Vegter R H. Rolling contact fatigue in martensitic 100Cr6: Subsurface hardening and crack formation[J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 607: 328-333.
- 7 Feng Q, Jiang C, Xu Z, *et al.*. Effect of shot peening on the residual stress and microstructure of duplex stainless steel[J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 226(14): 140-144.
- 8 Avilés R, Albizuri J, Rodríguez A, *et al.*. Influence of low-plasticity ball burnishing on the high-cycle fatigue strength of medium carbon AISI 1045 steel[J]. International Journal of Fatigue, 2013, 55(5): 230-244.
- 9 Montross C S, Wei T, Ye L. Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review[J]. International Journal of Fatigue, 2002, 24(2): 1021-1036.
- 10 Zhou J Z, Huang S, Zuo L D, *et al.*. Effects of laser peening on residual stresses and fatigue crack growth properties of Ti - 6Al - 4V titanium alloy[J]. Optics & Lasers in Engineering, 2014, 52(1): 189-194.
- 11 Dorman M, Toparli M B, Smyth N, *et al.*. Effect of laser shock peening on residual stress and fatigue life of clad 2024 aluminium sheet containing scribe defects[J]. Materials Science & Engineering A, 2012, 548: 142-151.
- 12 Trdan U, Skarba M, Grum J. Laser shock peening effect on the dislocation transitions and grain refinement of Al-Mg-Si alloy[J]. Materials Characterization, 2014, 97: 57-68.
- 13 Altenberger I, Stach E A, Liu G, *et al.*. An *in situ* transmission electron microscope study of the thermal stability of near-surface microstructures induced by deep rolling and laser-shock peening[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(12): 1593-1598.
- 14 Nikitin I, Scholtes B, Maier H J, *et al.*. High temperature fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic steel aisi 304[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(10): 1345-1350.
- 15 Nikitin I, Altenberger I. Comparison of the fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic stainless steel AISI 304 in the temperature range 25-600 °C[J]. Materials Science & Engineering A, 2007, 465(1-2): 176-182.
- 16 Ren X D, Zhang T, Zhang Y K, *et al.*. Mechanical properties and residual stresses changing on 00Cr12 alloy by nanoseconds laser shock processing at high temperatures[J]. Materials Science & Engineering A, 2011, 528(4-5): 1949-1953.
- 17 Zhou Liucheng, Chen Dongling, Wang Cheng, *et al.*. Prediction of the residual stress relaxation in K417 material after laser shock processing [J]. China Surface Engineering, 2009, 22(4): 57-60.
周留成,陈东林,汪 诚,等. K417 材料激光冲击强化残余应力松弛预测[J]. 中国表面工程, 2009, 22(4): 57-60.
- 18 Ren Xudong, Ruan Liang, Huangpu Yuzhuo, *et al.*. Experimental research of laser shock processing 6061-T651 Aluminum alloy during elevated temperature[J]. Chinese J Lasers, 2012, 39(3): 0303010.
任旭东,阮 亮,皇甫喆卓,等. 中高温条件下 6061-T651 铝合金激光冲击强化研究[J]. 中国激光, 2012, 39(3): 0303010.

- 19 Zhou Z, Gill A S, Qian D, *et al.*. A finite element study of thermal relaxation of residual stress in laser shock peened In718 Superalloy [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2011, 38(7): 590–596.
- 20 Ren X D, Zhan Q B, Yuan S Q, *et al.*. A finite element analysis of thermal relaxation of residual stress in laser shock processing Ni-based alloy GH4169[J]. *Materials & Design*, 2014, 54(2): 708 – 711.
- 21 Ren N F, Yang H M, Yuan S Q, *et al.*. High temperature mechanical properties and surface fatigue behavior improving of steel alloy via laser shock peening[J]. *Materials & Design*, 2014, 53(1): 452–456.
- 22 Ren X D, Zhou W F, Xu S D, *et al.*. Iron GH2036 alloy residual stress thermal relaxation behavior in laser shock processing[J]. *Optics & Laser Technology*, 2015, 74: 29–35.
- 23 Zhou J Z, Han Y H, Huang S, *et al.*. Effect of different process temperatures on residual stress and nano-hardness of warm laser peened IN718 superalloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2015, 42(7): 0703001.
周建忠, 韩煜航, 黄 舒, 等. 不同工艺温度对 IN718 合金激光温喷丸后残余应力和纳米硬度的影响[J]. *中国激光*, 2015, 42(7): 0703001.
- 24 Wang Yong, Wei Min, Song Zhanyong, *et al.*. Reaserch on the residual stress of metallic material treated by ultrasonic impacting[J]. *China Surface Engineering*, 2011, 24(2): 80–82.
汪 勇, 魏 敏, 宋占永, 等. 金属材料的超声冲击残余应力研究[J]. *中国表面工程*, 2011, 24(2): 80–82.
- 25 Wang Jian, Xie Zili, Zhang Yun, *et al.*. Rapid thermal annealing characteristics of Mg-doped InN by X-Ray diffraction[J]. *Chinese J Lasers*, 2013, 40(1): 0106003.
王 健, 谢自力, 张 韵, 等. 利用 X 射线衍射研究 Mg 掺杂的 InN 的快速退火特性[J]. *中国激光*, 2013, 40(1): 0106003.
- 26 Révész, Ungár T, Borbély A, *et al.*. Dislocations And Grain Size In Ball-Milled Iron Powder[J]. *Nanostructured Materials*, 1996, 7(96): 779–788.
- 27 Mujica N, Cerda M T, Espinoza R, *et al.*. Ultrasound as a probe of dislocation density in aluminum[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(16): 5828–5837.
- 28 Luo Sihai, He Weifeng, Zhou Liucheng, *et al.*. Effects of laser shock processing on high temperature fatigue properties and fracture morphologies of K403 nickel-based alloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2014, 41(9): 0903001.
罗思海, 何卫锋, 周留成, 等. 激光冲击对 K403 镍基合金高温疲劳性能和断口形貌的影响[J]. *中国激光*, 2014, 41(9): 0903001.
- 29 Gill A, Telang A, Mannava S R, *et al.*. Comparison of mechanisms of advanced mechanical surface treatments in nickel-based superalloy [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 576: 346–355.
- 30 Lu Ying, Zhao Jibin, Qiao Hongchao. Investigation of technical and strengthening mechanism research of TiAl alloy by laser shock peening [J]. *Chinese J Lasers*, 2014, 41(10): 1003013.
陆 莹, 赵吉宾, 乔红超. TiAl 合金激光冲击强化工艺探索及强化机制研究[J]. *中国激光*, 2014, 41(10): 1003013.
- 31 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.
- 32 Wang Z, Chen Y, Jiang C. Thermal relaxation behavior of residual stress in laser hardened 17-4PH steel after shot peening treatment [J]. *Applied Surface Science*, 2011, 257(23): 9830–9835.
- 33 Cao Tieshan, Fang Xudong, Cheng Congqian, *et al.*. Creep behavior of two kinds of HR3C heat resistant steels based on stress relaxation tests[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(11): 1343–1349.
曹铁山, 方旭东, 程从前, 等. 应力松弛方法研究 2 种 HR3C 耐热钢的高温蠕变行为[J]. *金属学报*, 2014, 50(11): 1343–1349.
- 34 Liu Po, Zong Yingying, Guo Bin, *et al.*. Relation between short-term creep and stress relaxation of titanium alloy at high temperature[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2014, 28(5): 339–345.
刘 坡, 宗影影, 郭 斌, 等. 钛合金高温短时蠕变与应力松弛的关系研究[J]. *材料研究学报*, 2014, 28(5): 339–345.
- 35 Juijerm P, Altenberger I. Residual stress relaxation of deep-rolled Al-Mg-Si-Cu alloy during cyclic loading at elevated temperatures [J]. *Scripta Materialia*, 2006, 55(12): 1111–1114.

栏目编辑: 宋梅梅