LSPwC 对时效后 GH3044 合金疲劳性能的影响

汪诚，戴鹏里，姚东野，谢孟芸，张佩宇，柴艳
（空军工程大学 等离子体动力学实验室，西安 710038）

摘 要：目的 修复发生时效退化现象的 GH3044 合金，从而提高其使用寿命。**方法** 采用无保护层激光冲击强化（LSPwC）工艺处理 GH3044 合金时效试样，分析了该工艺处理前后试样表面的物相变化情况，研究了时效以及激光强化工艺对合金表层微观组织的影响，对比了激光强化前后合金试样高温应力松弛和疲劳寿命变化情况。**结果** 合金试样经过 1200 ℃固溶处理后，其表面相为单相 γ 奥氏体以及 WC，处理前后试样表面主要相组成不变，均为奥氏体和 $Cr_{23}C_6$。经过时效处理 100 h 后，GH3044 合金沿晶析出大量尺寸较大的碳化物，表面残余应力值约为−28.5 MPa，疲劳寿命约为 1.013×10^6。通过 LSPwC 处理后，碳化物链式分布被打破，分布更加均匀弥散，表面残余应力值约为−479.3 MPa，其疲劳寿命提高至 3.448×10^6，为时效试样的 2.4 倍；经过 800 ℃保温 120 min 处理，试样表面残余应力为−324.2 MPa，下降约 32%，说明该强化工艺处理后的试样具有较好的热稳定性。**结论** LSPwC 能够有效提高时效退化 GH3044 合金的疲劳性能。

关键词：无保护层激光冲击强化；时效；碳化物；显微组织；高温应力松弛；疲劳寿命
中图分类号：TG174；TG665 **文献标识码：**A **文章编号：**1001-3660(2019)08-0280-06
DOI：10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.08.037

Influence of LSPwC on Fatigue Property of GH3044 Treated with Aging

WANG Cheng, DAI Peng-li, YAO Dong-ye, XIE Meng-yun, ZHANG Pei-yu, CHAI Yan

(Key Laboratory of Plasma Dynamics, Air Force Engineering University, Xi'an 710038, China)

ABSTRACT: The work aims to repair the GH3044 alloy treated with aging and improve the service life. LSPwC was adopted to treat the aging GH3044 alloy. The change of the surface phase of the specimen was analyzed before and after the treatment. In addition, the effect of aging and the strengthening process on the microstructure of the alloy surface was studied, and the stress relaxation and fatigue life of the alloy specimens before and after the treatment were compared. After solid solution at 1200 ℃, the single phase of the alloy specimen was γ austenite and WC. The main phase composition of the specimens before and after the composite treatment remained the same as austenite and $Cr_{23}C_6$. After aging for 100 h, the amount of carbide increased and the intercrystalline precipitation was obvious. Moreover, the surface residual stress value was −28.5 MPa and the fatigue life was about 1.013×10^6. After LSPwC, the carbide chains were broken and distributed more evenly. The surface residual stress was about −479.3 MPa and the fatigue life increased to 3.448×10^6, which was about 2.4 times higher than that of the aging specimen. After 120 min heat preservation at 800 ℃, the surface residual stress dropped by 32% and was −324.2 MPa, thus indicating that the specimen after strengthening process had better thermal stability. LSPwC can effectively improve the fatigue property of GH3044 alloy after aging treatment.

KEY WORDS: laser shock peening without coating; aging; carbide; microstruture; high temperature stress relaxation; fatigue life

收稿日期：2018-11-06；修订日期：2019-05-23
Received：2018-11-06；**Revised**：2019-05-23
作者简介：汪诚（1974—），男，博士，教授，主要研究方向为先进制造与再制造。邮箱：warrant_74@126.com
Biography：WANG cheng (1974—), Male, Doctor, Professor, Research focus: remanufacturing engineering. E-mail: warrant_74@126.com

GH3044 是一种性能良好的固溶强化镍基合金，被应用于某型航空发动机高压涡轮导向器外机匣的制造[1]。该合金经过固溶处理之后，表面相主要为 γ 奥氏体以及部分碳化物。由于该高导外机匣长期处于高温工作环境，其组织和力学性能容易产生时效退化，这将导致疲劳断裂，降低其使用寿命，对安全性和可靠性产生不良影响。针对该问题，本文将采用激光冲击强化技术提高机匣的疲劳寿命。但由于涡轮机匣的叶片安装边结构的特殊性，难以在其表面贴附吸收保护层，因此最终采用无保护层激光冲击强化（LSPwC）对长期服役的 GH3044 合金进行修复处理。

LSPwC 是一种先进的表面处理技术，能够在金属表面及深度方向施加较大的残余压应力，从而抑制疲劳裂纹的萌生与扩展，对于提高金属疲劳寿命具有良好的效果。此外，LSPwC 可以将金属表层的晶粒细化，提高其力学性能。国内外专家在 LSPwC 对合金力学性能的影响方面进行了大量研究。2005 年，日本 Akita[2]通过采用 LSPwC 工艺对奥氏体不锈钢进行水下强化，解释了 LSPwC 中残余应力的演变过程。2006 年，日本 Y. Sano 等人[3]发现经过 LSPwC 的作用，敏化 SUS304 不锈钢应力腐蚀开裂被抑制，同时裂纹在该合金内扩展受到阻碍，其疲劳强度提高超过 1.4~1.7 倍。2012 年，印度 S. Sathyajith 等人[4]在 304 奥氏体不锈钢上使用三种不同脉冲密度的激光开展 LSPwC 实验，发现强化区域的显微硬度以及残余压应力得到了改善。2017 年，印度 L. Spadaro 等人[5]开展了超级铁素体不锈钢 LSPwC 的研究，指出 LSPwC 能够有效提高合金的残余压应力，但在合金表面下方 10 μm 处出现了容易降低其疲劳性能的晶间腐蚀。2018 年以来，印度学者[6]发现 LSPwC 可以提高 AISI 304 奥氏体不锈钢硬度，同时还能在 TC6 钛合金引入较大的残余压应力[7]。国内焦阳、罗思海等人[8-9]针对 K24 镍基合金开展了 LSPsW 实验，并对其力学性能进行研究，发现 K24 合金通过 LSPwC 处理之后，疲劳寿命有了明显提高，合金通过所产生的高密度位错保持了良好的稳定性。综上，LSPwC 处理的金属试样在实际应用中有与有保护层激光冲击强化（LSP）试样相似的力学性能，且 LSPwC 能更进一步地提高生产效率，适用于多种复杂的环境。

本文通过对固溶强化后的 GH3044 合金试样进行时效处理，用来模拟实际服役的合金使用环境。通过观察不同时效时长的 GH3044 合金试样的显微组织，研究其时效退化机理。再采用无保护层激光冲击强化技术对时效处理的 GH3044 合金平板试样进行修复，观察其显微组织，并研究其热稳定性，最后测试其力学性能。这为实际修复发生时效退化的工件提供了参考。

1　试验

1.1　试验材料

试样材料为 GH3044 镍基高温合金，密度为 8.89 g/cm^3，适用于制造在 900 ℃以下工作的燃气涡轮机部件，800 ℃下高周疲劳极限为 157×10^7 MPa，700 ℃下 100 h 的持久强度为 282 MPa，常温下的屈服强度和抗拉强度分别为 393 MPa 和 928 MPa，其主要化学成分如表 1 所示[10]。

表 1　GH3044 镍基高温合金的化学成分
Tab.1 Chemical composition of GH3044 nickel-based superalloy

%

C	Cr	S	W	Mo	Al	Ti	Fe	Mn	Si	P	Ni
≤0.1	23.5~26.5	≤0.013	13.0~16.0	≤1.5	≤0.50	0.30~0.70	≤4.0	≤0.50	≤0.80	≤0.013	Bal.

1.2　试验方法

为了观察时效处理对 GH3044 合金的影响与激光冲击前后组织的变化，本实验分为三个部分：1）研究时效 0、25、50、100 h 后的试样组织变化情况；2）对采用 LSPwC 处理的合金试样进行 800 ℃保温 2 h 处理，用来研究其应力松弛情况；3）对比研究时效 100 h 以及时效 100 h 后采用 LSPwC 处理的试样的微观组织以及疲劳性能，试样尺寸如图 1 所示。在实际试验过程中发现，采用无保护层激光冲击强化会在试样表层形成 10~15 μm 的烧蚀层，为避免其带来的不利影响，试样采用 LSPwC 处理之后必须进行打磨处理，复合工艺中打磨深度为 15~20 μm，打磨完毕的

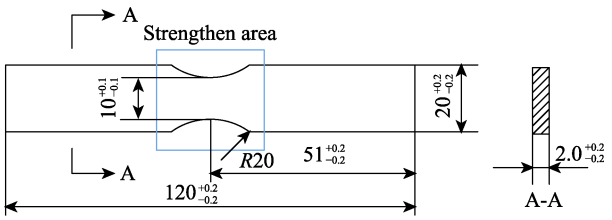


图 1　试样处理和强化部位
Fig.1 Specimen treatment and LSPwC region

判断标准是强化部位重新呈现金属光泽，表面无明显烧蚀点。具体打磨效果如后文图 2b 所示。

根据 Fabbro 理论[11]计算模型和材料的性能参数，计算选取强化参数：约束层为水，脉宽为 20 ns，光斑直径为 ϕ2 mm，光斑搭接率为 50%，激光脉冲能

量为 3 J，强化次数为 1 次，冲击频率为 1 Hz。

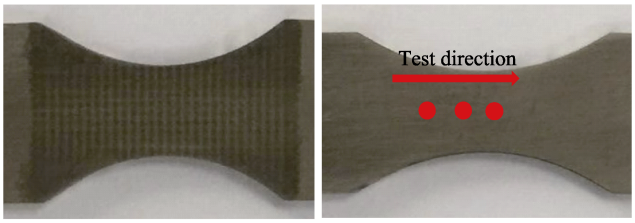
1.3　测试方法

采用 XRD-700 X 射线衍射仪，分析不同工艺处理后的试样表面物相组成，测试参数为：选用 Mn_Kα 靶辐射，电压 40 kV，电流 40 mA，扫描角度 20°~90°。

采用 ZEISS SUPRA55 型扫描电镜观察试样表层微观组织变化情况，并通过 EDAX GENESIS 型能谱仪对试样表层元素进行分析。试验中所用腐蚀剂配比为：15 g $CuSO_4$+3.5 mL H_2SO_4+50 mL HCl。

通过 Proto LXRD 型 X 射线应力仪对在 800 ℃保温 2 h 前后的试样进行表面残余应力值测试，测试采用侧倾固定 ψ 法，如图 2 所示，沿着 X 方向选取三个点，取平均值作为其残余应力值。

高周疲劳试验在 ES-50-455 型振动台上完成，系统由 ET-10-240 电振动台、SDA-10 开关式功率放大器、B-1000 冷却风机及 Amber 振动控制仪等组成。试验在定应力 400 MPa 峰值应力条件下进行，采用共振驻留方式，采用组对比法进行分析。



a LSPWC处理试样的烧蚀区　　b 试件上的试验点(打磨后)

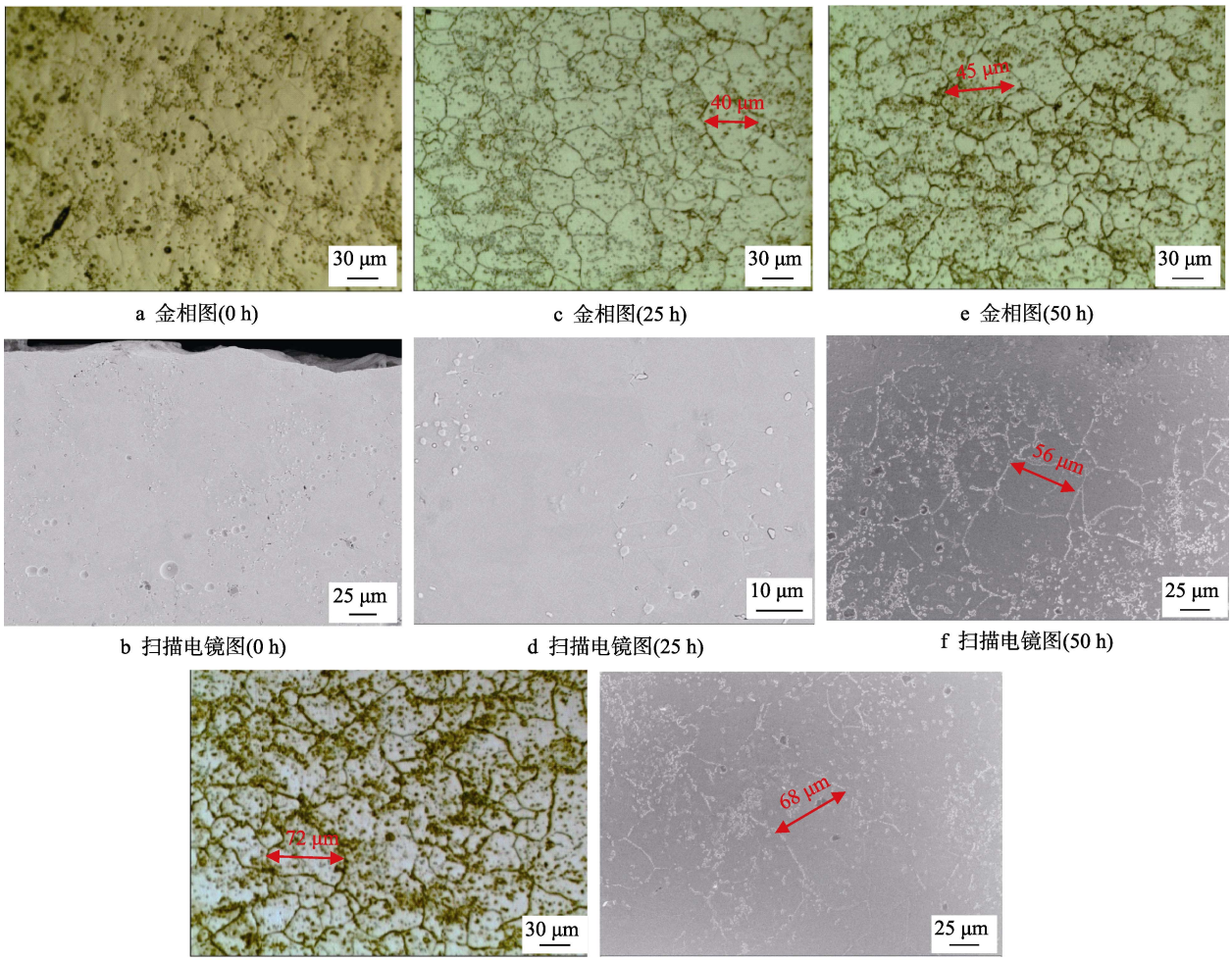
图 2　试样残余应力测试图

Fig.2 Test chart of residual stress on specimen:
a) ablation zone on the specimen treated with LSPwC;
b) test points on the specimen (after pilishing)

2　试验结果及方法

2.1　不同时长时效处理后的显微组织

GH3044 合金在经过 1200 ℃固溶处理后，溶质元素可均匀地分布于奥氏体基体之中。本试验采用不同时长的时效处理，用以模拟实际环境服役中的合金使用情况，时效温度为(900±10) ℃。图 3 是经过不



a 金相图(0 h)　　c 金相图(25 h)　　e 金相图(50 h)

b 扫描电镜图(0 h)　　d 扫描电镜图(25 h)　　f 扫描电镜图(50 h)

g 金相图(100 h)　　h 扫描电镜图(100 h)

图 3　不同时效时间试样显微组织

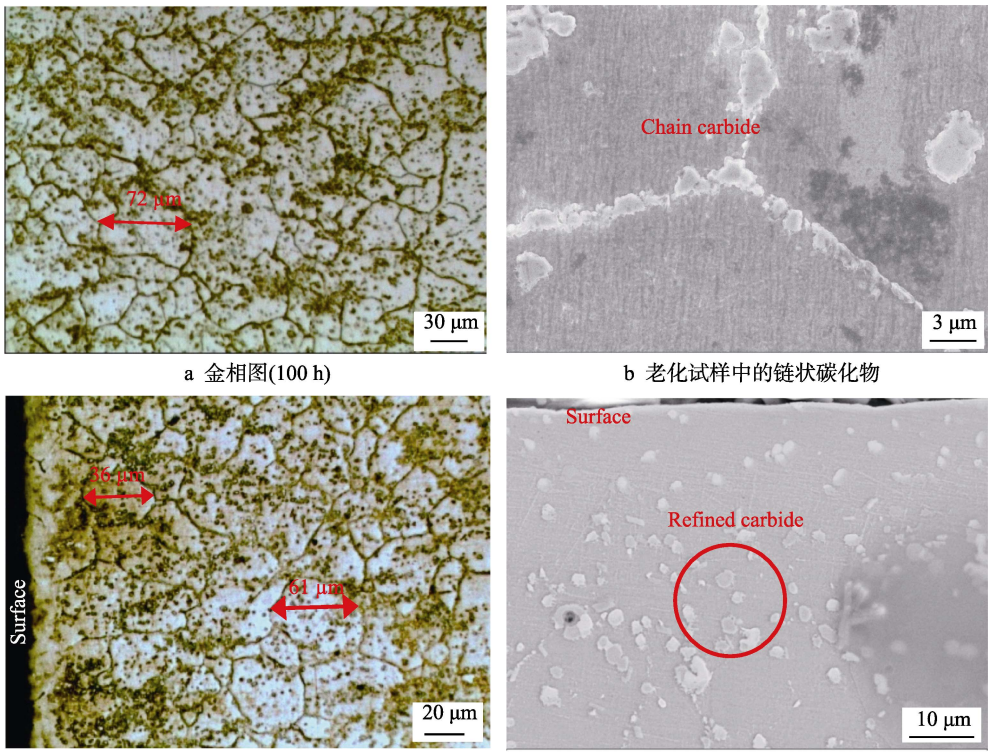
Fig.3 Microstructure of specimens with different aging time: a) metallographic microscope (0 h); b) SEM (0 h); c) metallographic microscope (25 h); d) SEM (25 h); e) metallographic microscope (50 h); f) SEM (50 h); g) metallographic microscope (100 h); h) SEM (100 h)

同时长时效处理的试样的金相图以及 SEM 图。如图 3a、b 所示，试样经过固溶处理后，主要相为 γ 单相奥氏体以及部分 WC 和 $Cr_{23}C_6$ 型碳化物；图 3c、d 是时效 25 h 后的显微组织图片，可以看出，此时 WC 变化不大，$Cr_{23}C_6$ 开始沿晶大量析出，晶粒尺寸在 40 μm 左右；当时效时间进一步增加后，WC 变化不大，$Cr_{23}C_6$ 呈链状分布在晶界，其析出量增多，颗粒较大，同时在晶内和晶界又有 W、Cr 第二相补充析出，呈颗粒状，如图 3e、f 所示；图 3g、h 是经过时效处理 100 h 后的显微组织，可以看出此时基体内碳化物增多，沿晶析出明显，碳化物的颗粒增大。随着时效时间增加，试样晶粒尺寸逐渐增大，在晶界附近析出的碳化物数量不断增加，并呈现出链式分布。这说明 GH3044 合金在长期的服役过程之中容易产生时效退化，从而增加合金沿晶断裂的风险，降低其使用寿命。因此需要采用强化措施对长期服役的高温合金进行处理，一方面能延长其使用寿命，降低成本，另一方面能够提高材料使用安全性。

2.2　时效 100 h 与时效后强化试样的显微组织

图 4 是采用 LSPwC 处理前后的 GH3044 合金显微组织图。通过图 4a 看出，经过时效 100 h 处理后的试样表面晶界较为明显，由于碳元素容易在晶界附近聚集，当 $Cr_{23}C_6$ 相在晶界附近产生时，Cr 元素消耗相对较多，因此该区域更容易被腐蚀剂侵蚀。可以看出，经过时效处理之后，沿晶界附近析出大量碳化物颗粒，并呈现出链式分布，试样晶粒尺寸分布在 50~80 μm 之间。通过图 4b 看出，沿晶界析出的碳化物组织同样呈现出链式分布。图 4c 是采用了 LSPwC 处理的试样，可以明显看出，在靠近表面的区域内，晶粒尺寸相比于时效过后的试样更小，晶粒尺寸介于 30~45 μm 之间；在远离表面的区域，晶粒尺寸与时效处理的试样无明显差异。从图 4d 可以看出，经过激光冲击强化之后的试样表面出现了大量弥散分布的碳化物颗粒，并较为均匀地分布于基体之中。

由于 GH3044 合金含有较多 W 元素以及 Cr 元素，导致其容易在凝固结晶时发生凝固偏析现象，生成粗大枝晶骨架组织，使其晶界和枝晶间区域容易形成粗大碳化物或共晶组织。这容易导致材料在热变形加工中产生较为粗大的晶粒，从而严重影响合金的力学性能，甚至影响合金的正常使用[12]。从图 4b 可以看出，原始基体试样截面碳化物具有颗粒较小、分布弥散等特点。经过 100 h 时效处理后，试样（图 4d）组织中沿晶界析出大量链式分布碳化物，该相尺寸较大。这是由于晶界具有更高的原子自由能，经过时效处理后的固溶强化合金容易在该区域形成碳化物新核，从而导致二次碳化物的产生。高温合金晶界析出的颗粒状不连续碳化物能够阻止沿晶滑动和裂纹扩展[1]，对合



a 金相图(100 h)　　b 老化试样中的链状碳化物

c LSPWC后的金相图　　d 碳化物分布(经LSPwC后)

图 4　无保护层激光冲击强化前后显微组织图

Fig.4 Microstructure of specimen before and after LSPwC without protective layer: a) metallographic microscope (100 h); b) chain carbide in the aging specimen; c) metallographic microscope after LSPwC; d) distribution of carbide (after LSPwC)

金起到良好的沉淀强化作用，然而同时，大量碳化物析出容易导致疲劳裂纹源产生。时效 100 h 的合金试样经过 LSPwC 工艺处理后，原有沿晶界产生的碳化物链式结构被破坏，一些粗大的颗粒解体，并弥散分布于接近表面的区域。原因是激光冲击强化能够通过等离子体产生的冲击波细化材料表层晶粒[13]，此过程中，时效处理后沿晶析出的部分碳化物和析出相被击碎细化，并更加均匀地分布于更小的晶粒之中，这将会对于合金基体起到沉淀强化作用，阻碍位错运动，进而提高合金疲劳性能。

2.3　XRD 分析

图 5 是时效处理后及时效-LSPwC 处理的两组试样的 X 射线衍射图。从图中可以看出，两种试样表面主要相均为奥氏体和 $Cr_{23}C_6$，相比较于时效 100 h 试样，采用 LSPwC 工艺处理后的试样没有新的衍射峰出现，这就意味着采用强化工艺处理后，试样表面没有新相形成。此外，强化后的试样相比较于未强化的试样，最强衍射峰发生了向左偏移，其最强峰半高宽明显减小。

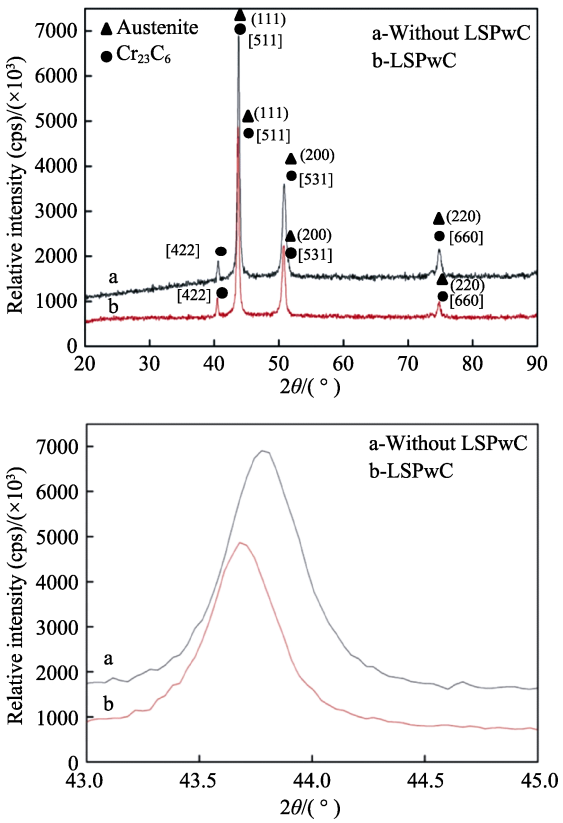


图 5　不同工艺处理试样表面 XRD 图谱
Fig.5 XRD diagram of the sample surfaces after different processes

结合 2.2 节进行分析，经过 LSPwC 处理的材料表面发生了晶粒细化的现象。当激光作用在合金表面时，会在合金表面发生爆炸性气化蒸发现象，所产生的等离子体冲击波将使得合金表面诱导产生高密度位错[14]，这会导致最强衍射峰半高宽减小。此外，残余压应力的引入会导致衍射峰发生向左偏移。

2.4　残余应力实验分析

LSPwC 能够在材料表面引入残余压应力，这将会对疲劳性能的提高有显著的作用。为了验证激光冲击强化效果以及试样的热稳定性，对采用 LSPwC 处理之后的试样进行 800 ℃保温 120 min 处理，用以研究其应力松弛情况。采用不同工艺处理后，试样表面的残余应力分布如图 6 所示。从图中可以看出，试样经过时效 100 h 处理之后，表面残余应力为−28.5 MPa，接近于无应力状态，采用 LSPwC 处理之后的试样表面残余压应力为−479.3 MPa，说明激光冲击强化能够显著提高试样表面的残余压应力。经过 800 ℃保温 120 min 后，其表面残余应力值仍然保持在−324.2 MPa，应力松弛程度约为 32%，显著大于未经过强化处理的试样。

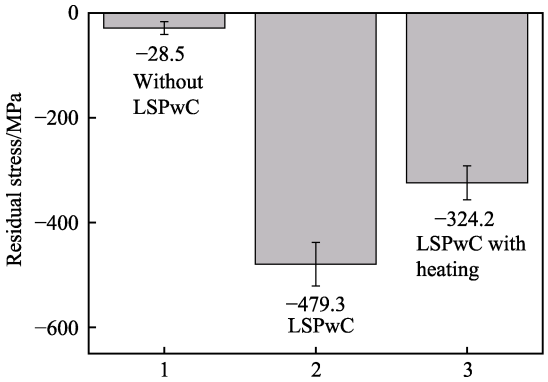


图 6　保温前后合金表面残余应力
Fig.6 Residual stress on alloy surface before and after heating

研究表明，激光冲击强化可以在金属表面产生具有较高压力以及较高温度的等离子体，在约束层的作用之下，高压冲击波向材料内部传播，一旦峰值压力超过材料的动态屈服强度，材料表层将会发生塑性变形，使材料的微观组织发生变化，而这一作用将会在一定深度范围对材料产生影响[15]。在试样表面引入的残余压应力能够抑制疲劳裂纹的萌生与扩展，但由于缺乏吸收保护层的保护，材料表面将会产生一定厚度的烧蚀层，因此在强化之后采用打磨工艺去除表面烧蚀层。实验结果表明，烧蚀层以下的部位仍能受到高压冲击波的作用，残余压应力保持在−479.3 MPa。经过 800 ℃保温 120 min 后，虽然试样发生了应力松弛现象，残余应力松弛程度为 32%，但其数值为未经过强化的试样的 11 倍，说明强化后的试样经过 800 ℃保温 120 min 处理后，表面仍然能够保持较大数值的残余压应力，这会持续对时效后的试样产生保护作用。

2.5　疲劳寿命

为了验证 LSPwC 对时效后试样的处理效果，对

未经过强化以及强化后的试样采用共振驻留法进行疲劳性能测试，应力水平为 400 MPa，测试结果如表 2 所示。从表 2 中可以看出，时效 100 h 试样疲劳寿命约为 1.013×10^6，分散度为 0.0222；时效试样经过 LSPwC 工艺处理后，疲劳寿命得到显著提高，为 3.448×10^6，相比未经强化的试样，其疲劳寿命提高了约 2.4 倍，分散度为 0.0311。两种处理工艺疲劳寿命分布均满足 95%置信度、误差 5%的条件，说明试验所得数据有效。疲劳寿命测试结果表明，LSPwC 能够显著提高时效试样的疲劳寿命。

表 2　不同处理工艺试样的疲劳寿命
Tab.2 Fatigue life of samples after different treatment processes

Treatment method	Fatigue life ($\times10^6$ Time)	Average ($\times10^6$ Time)	Dispersity
Aging	0.622, 1.01, 1.478, 0.988, 0.967	1.013	0.0222
Aging+LSPwC	1.76, 4.65, 2.464, 5.491, 2.873	3.448	0.0311

结合显微组织分析可以得知，经过时效处理之后的 GH3044 合金试样晶粒较为粗大，在晶界出现了大量二次析出的碳化物。这可以增强晶界结合力，提高晶界阻止位错通过的能力，从而提高基体屈服强度。然而沿晶界析出的大量链状分布的碳化物容易成为新的疲劳裂纹源，在高温使用环境中，这将会容易导致材料发生沿晶断裂，从而降低了材料的使用寿命。采用 LSPwC 技术可以通过高能激光束产生的等离子体对材料表层晶粒进行细化，使原本位于晶界处的链状碳化物被打散，并弥散分布于晶粒之中，这将对 GH3044 合金产生沉淀强化的效果，阻碍位错通过。此外，LSPwC 能够在一定深度内引入残余压应力，抑制疲劳裂纹源产生，延缓疲劳裂纹扩展速率。因材料表面缺少保护层的保护，试样表面容易产生烧蚀层，本实验在采用 LSPwC 处理之后通过打磨去除烧蚀层，不仅能够明显改善试样表面的粗糙度，还能防止氧化层对基体的氧化加速作用，减轻了 LSPwC 对疲劳寿命产生的消极影响。

3　结论

1）GH3044 时效试样表面主要相为 γ 奥氏体以及 $Cr_{23}C_6$。经过 LSPwC 处理后，表面无新的衍射峰形成，出现了最强峰半高宽减小、衍射峰向左偏移等现象。表明经过该复合工艺处理后，出现了晶粒细化现象。

2）GH3044 合金时效 100 h 后，组织中沿晶析出大量尺寸较大并呈现为链式分布的碳化物。经过 LSPwC 工艺处理后，晶粒尺寸有明显减少，原有碳化物的链式布局被打断，部分粗大碳化物细化成更小的颗粒，弥散分布于更小的晶粒组织之中，对合金基体能够起到沉淀强化作用。经保温试验发现，该复合工艺处理之后的试样组织仍然具有较好的热稳定性。

3）GH3044 时效 100 h 试样表面接近无应力状态，在采用了 LSPwC 处理后，其表面残余压应力为 −479.3 MPa。经过 800 ℃下保温 120 min 后，表面残余压应力减小 32%。说明该工艺能够在试样表面引入较高的残余压应力，并且试样具有较好的热稳定性，能够在实际工作环境中获得有效的保护作用。

4）GH3044 试样经过时效处理之后，疲劳寿命为 1.013×10^6，经过 LSPwC 处理后，疲劳寿命为 3.448×10^6，增大了约 2.4 倍。说明 LSPwC 能够有效提高经过时效处理的 GH3044 合金试样的疲劳性能，具有较高的应用前景，这为该工艺在工程中的应用打下了基础。

参考文献：

[1] 郭建亭. 高温合金手册[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 456-460.
GUO Jian-ting. High temperature alloy manual[M]. Beijing: Science Press, 2008: 456-460.

[2] AKITA K, TANAKA H, SANO Y, et al. Compressive residual stress evolution process by laser peening[J]. Materials science forum, 2005, 490-491: 370-375.

[3] SANO Y, OBATA M, KUBO T, et al. Retardation of crack initiation and growth in austenitic stainless steels by laser peening without protecttive coating[J]. Materials science & engineering A, 2006, 417(1): 334-340.

[4] SATHYAJITH S, KALAINATHAN S, SWAROOP S. Laser shot peening of 304 austenitic stainless steel without protective coating[J]. Materials science forum, 2011, 699(8): 131-140.

[5] SPADARO L, GOMEZ-ROSAS G, RUBIO-GONZÁLEZ C, et al. Fatigue behavior of superferritic stainless steel laser shock treated without protective coating[J]. Optics & laser technology, 2017, 93: 208-215.

[6] PRABHAKARAN S, KULKARNI A, VASANTH G, et al. Laser shock peening without coating induced residual stress distribution, wettability characteristics and enhanced pitting corrosion resistance of austenitic stainless steel[J]. Applied surface science, 2018, 428: 17-30.

[7] UMAPATHI A, SWAROOP S. Deformation of single and multiple laser peened TC6 titanium alloy[J]. Optics laser technology, 2018, 100: 309-316.

[8] 王学德, 罗思海, 何卫峰, 等. 无保护层激光冲击对 K24 镍基合金力学性能的影响[J]. 红外与激光工程, 2017, 46(1): 126-131.
WANG Xue-de, LUO Si-hai, HE Wei-feng, et al. Effects of laser shock processing without coating on mechanical properties of K24 nickel based alloy[J]. Infrared and laser engineering, 2017, 46(1): 126-131.

（下转第 301 页）

[8] 文舒, 董安平, 陆燕玲, 等. GH536 高温合金选区激光熔化温度场和残余应力的有限元模拟[J]. 金属学报, 2018, 54(3): 393-403.
WEN Shu, DONG An-ping, LU Yan-ling, et al. Finite element simulation of the temperature field and residual stress in GH536 superalloy treated by selective laser melting[J]. Acta metallurgica sinica, 2018, 54(3): 393-403.

[9] 李亚娟, 李午申. X80 管线钢环焊缝接头残余应力的数值模拟[J]. 焊接学报, 2010, 31(6): 97-100.
LI Ya-juan, LI Wu-shen. Numerical simulation of residual stress in X80 pipeline steel ring welded joints[J]. Transactions of the China welding institution, 2010, 31(6): 97-100.

[10] 谭雯丹, 庞铭, 江国业, 等. 高强化柴油机气门座激光相变硬化温度场的数值模拟[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(11): 111601.
TAN Wen-dan, PANG Ming, JIANG Guo-ye, et al. Numerical simulation of temperature field in laser phase-transformation hardening of highly-enhanced diesel engine valve seats[J]. Laser & optoelectronics progress, 2018, 55(11): 111601.

[11] GB/T 26655—2011, 蠕墨铸铁件[S].
GB/T 26655—2011, Compacted (vermicular) graphite iron castings[S].

[12] 郭广文, 马惠霞, 张健. 铸铁的热物性测定及其与显微组织的关系[J]. 理化检验-物理分册, 2005, 41(1): 13-16.
GUO Guang-wen, MA Hui-xia, ZHANG Jian. The measurement of thermophysical properties of cast iron and the relationship to its microstructure[J]. Physical testing and chemical analysis part A: physical testing, 2005, 41(1): 13-16.

[13] 刁旺战. 铝合金双光束激光填丝焊温度场与应力场数值模拟[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2010.
DIAO Wang-zhan. Numerical simulation of temperature and stress field of double laser welding with filler wire[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010.

[14] 蒋秀晔. SUS430 铁素体不锈钢激光焊接热应力场数值模拟研究[D]. 天津: 天津大学, 2012.
JIANG Xiu-ye. Research on thermal-stress numerical simulation of laser welding for SUS430 ferritic stainless steel[D]. Tianjin: Tianjin University, 2012.

[15] 金亮. Ta/Mo 异种金属激光焊工艺研究及数值模拟[D]. 广州: 华南理工大学, 2013.
JIN Liang. Study on Ta/Mo dissimilar metal laser welding process and numerical simulation[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2013.

[16] 顾建强. 激光熔覆残余应力场的数值模拟[D]. 杭州: 浙江工业大学, 2010.
GU Jian-qiang. Numerical simulation of residual stress in laser cladding[D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2010.

[17] 庞铭, 张啸寒, 刘光, 等. 预热温度对激光熔凝 RuT300 温度场的影响规律[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(7): 071601.
PANG Ming, ZHANG Xiao-han, LIU Guang, et al. Effect of preheating temperature on temperature field of laser melting RuT300[J]. Laser & optoelectronics progress, 2019, 56(7): 071601.

（上接第 285 页）

[9] 焦阳, 何卫峰, 罗思海, 等. 无保护涂层激光冲击提高 K24 合金高周疲劳性能研究[J]. 中国激光, 2015, 42(10): 100302.
JIAO Yang, HE Wei-feng, LUO Si-hai, et al. Study of microscale laser shock processing without coating improving the high cycle fatigue performance of K24 simulated blades[J]. Chinese journal of lasers, 2015, 42(10): 100302.

[10] 《中国航空材料手册》编委会. 中国航空材料手册(第二版)[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002.
《Chinese aviation material manual》 editorial board. China aviation materials manual second volume[M]. Beijing: Standards Press of China, 2001.

[11] FABBRO R, FOURNIER J, BALLARD P. Physical study of laser-produced plasma in confined geometry[J]. Journal of applied physics, 1990, 68(2): 775-784.

[12] 周建波, 崔春翔, 李殿国. 镍基高温合金长期时效处理中碳化物的析出行为[J]. 热加工工艺, 2006, 35(18): 33-34.
ZHOU Jian-bo, CUI Chun-xiang, LI Dian-guo, et al. Carbide precipitating behavior of Ni-based surperalloy by long time aging heat treatment[J]. Hot working technology, 2006, 35(18): 33-34.

[13] 朱伟, 周建忠, 黄舒, 等. 微尺度激光喷丸纯铜数值模拟和统计优化分析[J]. 中国激光, 2011, 38(S1): 103005.
ZHU Wei, ZHOU Jian-zhong, HUANG Shu, et al. Study on the numerical simulation and statistical optimization of micro-sale laser shock peening[J]. Chinese journal of lasers, 2011, 38(S1): 103005.

[14] 徐士东, 仁旭东, 周玉凡, 等. GH2036 合金激光冲击胞晶细化与位错强化机理研究[J]. 中国激光, 2016(1): 40-45.
XU Shi-dong, REN Xu-dong, ZHOU Yu-fan, et al. Research of cell-grain refinement and dislocation strengthening of laser shock processing on GH2036 alloy[J]. Chinese journal of lasers, 2016(1): 40-45.

[15] 李伟, 李应红, 何卫峰, 等. 激光冲击强化技术的发展和应用[J]. 激光与光电子学进展, 2008, 45(12): 15-19.
LI Wei, LI Ying-hong, HE Wei-feng, et al. Development and application of laser shock processing[J]. Laser & optoelectronics progress, 2008, 45(12): 15-19.