

DZ17G 定向凝固高温合金的微激光冲击强化方法与疲劳试验研究

聂祥樊¹, 李应红¹, 何卫锋¹, 徐凌志², 罗思海¹, 李翔¹, 李一鸣¹, 田乐¹

(1. 空军工程大学 等离子体动力学重点实验室, 陕西 西安 710038)

(2. 北京动力机械研究所, 北京 100074)

摘 要: 针对航空发动机涡轮叶片疲劳断裂问题, 对 DZ17G 定向凝固合金模拟叶片进行激光冲击强化处理。为了防止剧烈塑性变形导致定向柱状晶发生细化, 提出基于微激光冲击强化系统的水下无吸收保护层高频冲击方法, 采用短脉宽、微尺度激光降低塑性变形程度和深度, 采用无吸收保护层的高频冲击方式获得均匀形变强化层。对比考核了未强化与强化态试样的显微硬度和高周振动疲劳性能。结果表明: DZ17G 模拟叶片经微激光冲击后浅表层内仅形成了高密度位错和位错缠结等结构, 未发生晶粒细化, 而且位错密度随深度增加而快速降低; 高密度位错集聚缠结使表面硬度提高幅度达 30%, 但硬化层深度仅为 180 μm 。DZ17G 模拟叶片疲劳强度由 257.00 MPa 提高到 302.00 MPa, 提高幅度达 17.5%, 而且 800 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 2 h 后仍有 11.7% 的提高。其中高密度位错和位错缠结是疲劳性能提高的内在原因。

关键词: DZ17G 定向凝固合金; 微激光冲击强化; 高密度位错; 显微硬度; 高周疲劳

中图分类号: TG665

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)10-3141-07

航空发动机涡轮叶片在离心力、气流激振力和热应力的复合作用下, 容易发生高周疲劳断裂, 且叶片故障占相当高比率^[1], 严重影响发动机安全可靠。针对涡轮叶片疲劳断裂问题, 在不更换材料和改变结构设计的前提下, 表面强化技术得到了广泛应用, 例如喷丸、滚压和激光冲击强化 (laser shock peening, LSP)^[2,3], 其中激光冲击强化技术因处理后冷作硬化率低和热稳定性好等优点^[4-6]而具有更好的强化效果和工程应用。鲁金忠、张兴权等人^[7,8]分析了 K24、GH2036 材料在不同功率密度和冲击次数下的残余应力分布。He、李伟等人^[9,10]研究了激光冲击对 GH742、K417 材料残余应力和微观组织的影响, 发现除了形成高数值残余压应力, 晶粒组织发生明显细化外, 疲劳强度也得到显著提高。Ye^[11]等人发现激光冲击强化可以使 NiTi 合金发生晶粒细化, 甚至可以形成纳米晶。Li 和李玉琴等人^[12,13]通过控制激光冲击参数实现了多种镍基高温合金表面纳米化, 从而显著提升 K417 和 GH4133B 等涡轮叶片的疲劳性能。上述研究表明, 激光冲击强化可以通过引入高数值残余压应力和晶粒细化等因素, 从而提高多晶系涡轮叶片的疲劳性能。

随着航空发动机整体性能提升, 涡轮叶片工作温

度也随之升高。为了获得更好的高温性能, 涡轮叶片材料由铸造和变形多晶系等合金发展为定向凝固合金和单晶合金^[14]。其中, 定向凝固合金因粗大定向柱状晶组织而具有优异的高温蠕变性能, 所以在利用激光冲击强化改善定向凝固合金涡轮叶片疲劳性能时, 必须保证柱状晶组织的完好, 尤其防止晶粒发生细化。涡轮叶片疲劳裂纹一般起始于表面, 因此只需利用激光冲击强化对定向凝固合金浅表层进行塑性强化, 在保证柱状晶组织完整性的前提下提高疲劳性能。

微激光冲击强化 (micro-scale laser shock peening, μLSP), 是利用微尺度大小、能量的短脉冲激光与材料相互作用形成高压冲击波, 使材料浅表层形成残余应力和组织改变, 从而提高材料疲劳性能, 具有能量低 (微焦到毫焦级)、光斑小 (微米级)、影响深度浅 (微米级) 的技术特点^[15]。Zhang 和 Chen 等人^[16-18]利用微尺度激光冲击强化技术在材料表面形成几十微米深的残余压应力层。东芝公司 Sano 课题组^[19,20]利用无吸收保护层微激光冲击强化有效抑制裂纹的形成和扩展, 显著提高了核电站部件焊缝部位的抗腐蚀断裂能力。作者在前期研究中, 利用微尺度激光冲击强化对 K24 镍基高温合金进行处理, 结果表明材料表层内

收稿日期: 2017-10-08

基金项目: 国家重点基础研究发展计划 (2015CB057400); 国家自然科学基金 (51505496)

作者简介: 聂祥樊, 男, 1988 年生, 博士, 讲师, 空军工程大学等离子体动力学重点实验室, 陕西 西安 710038, 电话: 029-84787537, E-mail: skingkd@163.com

发生显著硬化, 形成高数值残余压应力, 并提高疲劳强度达 16%^[21], 但对于微激光冲击能否有效提高定向凝固合金的疲劳性能尚未开展相关研究。

本实验针对定向凝固涡轮叶片疲劳断裂问题, 开展 DZ17G 定向凝固合金微激光冲击强化研究。为降低激光冲击引起的塑性变形程度和影响深度, 保证定向凝固合金柱状晶组织完整性, 针对性地提出基于微激光冲击强化系统的水下无吸收保护层高频冲击方法, 从微观组织和显微硬度两方面分析其对组织和性能的影响, 并通过高周振动疲劳试验考核其强化效果, 结合疲劳断口形貌特征进行影响疲劳性能的机理分析。

1 实验设计

首先, 根据实际涡轮叶片断裂情况, 设计模拟叶片; 然后, 根据 DZ17G 基本力学性能参数计算分析模拟叶片在振动疲劳过程中的应力分布特点, 确定强化区域; 最后, 根据材料基本力学性能参数和冲击波压力经验公式, 确定激光冲击参数范围。

1.1 实验材料与模拟叶片设计

DZ17G 定向镍基高温合金是在 K417 铸造合金基础上发展起来的一种密度较低的定向凝固镍基高温合金。其组织为沿叶身方向的定向柱状晶组织 (如图 1 所示)。具有热强度高、蠕变性能好、塑性较高、组织稳定等高温性能, 适用于 980 °C 以下工作的涡轮转子叶片和导向叶片^[22]。DZ17G 定向镍基高温合金主要化学成分 (质量分数, %) 为 Cr: 8.5~9.5; Co: 9.0~11.0; Mo: 2.5~3.5; Ti: 4.1~4.7; Al: 4.8~5.7; 其余为 Ni。室温下的弹性模量 $E=128$ GPa, 轴向和横向的泊松比 ν 分别为 0.39 和 0.36, 其相应的抗拉强度 σ_b 为 1050 和 815 MPa^[22]。

实际涡轮叶片在受到发动机内流燃气的扰动激励下, 发生高周疲劳断裂, 其断裂位置位于叶片根部。因此, 为将模拟叶片根部作为疲劳考核部位, 将 DZ17G 模拟叶片设计成平板叶片结构 (如图 2), 叶身与夹持

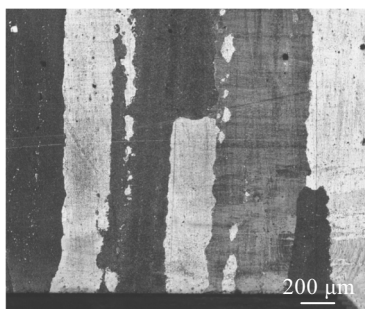


图 1 DZ17G 定向凝固合金金相组织

Fig.1 Metallograph of DZ17G directionally solidified alloy

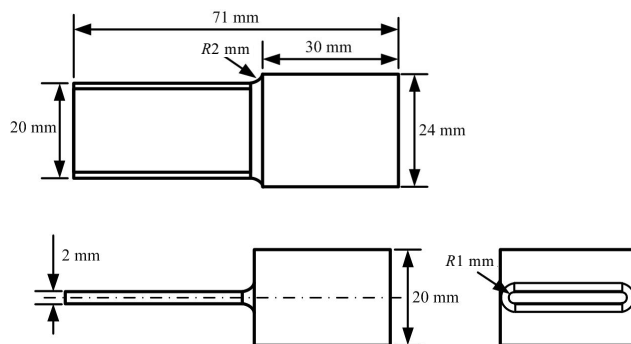


图 2 DZ17G 模拟叶片尺寸图

Fig.2 Dimensions of DZ17G simulated blade

端采用圆弧过渡, 此处存在一定程度的应力集中。

1.2 模拟叶片应力分析与强化区域确定

图 3 为 DZ17G 模拟叶片的一阶模态位移云图和应力分布云图 (S33 为沿叶身方向)。其中, 模拟叶片一阶固有频率为 819.51 Hz, 位移云图说明在单边夹持的振动疲劳试验条件下叶尖振幅最大。同时, 应力分布云图说明模拟叶片根部区域的工作应力最大, 因此确定叶片根部向上 5 mm 为强化区域。

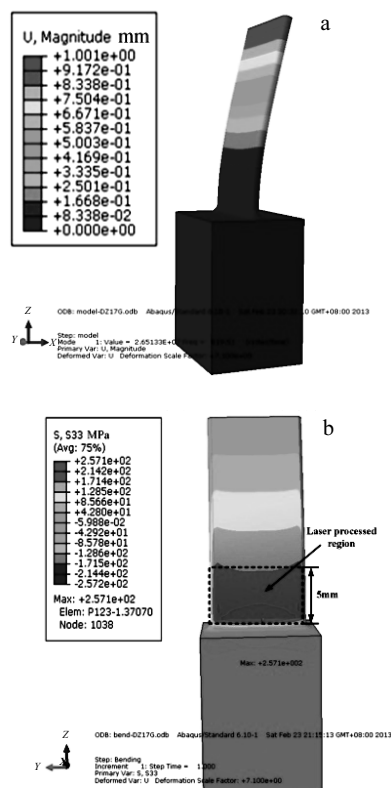


图 3 模拟叶片的一阶模态

Fig.3 First-order model of simulated blade: (a) displacement distribution and (b) stress distribution

1.3 冲击参数确定

激光冲击强化是利用短脉冲、高功率激光诱导的等离子体冲击波与金属材料作用引起塑性变形,从而提高材料的疲劳性能。强化过程中,当激光诱导冲击波压力($P_{\max}$)超过材料的 Hugoniot 弹性极限(σ_{HEL})时,材料才会发生动态塑性变形。其中,冲击波峰值压力^[23,24]和材料的 Hugoniot 弹性极限^[25]可表示为:

$$P_{\max} = 0.01\sqrt{[\xi Z I / (2\xi + 3)]} \quad (1)$$

$$\sigma_{\text{HEL}} = \left(\frac{K}{2G} + \frac{2}{3}\right)Y_0 \quad (2)$$

式中, Y_0 为材料的 Tresca 屈服应力(760 MPa), K 为体积模量(128 GPa), G 为剪切模量(60 GPa), ξ 为电离系数(0.15), Z 为材料和约束层的折合阻抗($0.283 \times 10^6 \text{ g/cm}^2 \cdot \text{s}$), I 为激光功率密度。

由式(1)、(2)即可估算出 DZ17G 材料发生塑性变形所需的冲击波压力阈值,其对应的激光功率密度必须大于 1.6 GW/cm^2 。根据 Ballard^[26]等人的研究结果,当冲击波压力达到 2~2.5 倍弹性极限时表面材料塑性变形比较充分。另外,考虑水下耗散和无吸收保护层对激光能量转化效率的影响,将激光功率密度范围定为 $6 \sim 10 \text{ GW/cm}^2$ 。

2 水下无吸收保护层微激光高频冲击方法

前期研究中,在激光冲击多晶系高温合金后,会在表层形成 1 mm 以上的塑性变形层^[3],并使材料组织发生高度晶粒细化^[6,11-13],从而通过细晶强化效应显著提高疲劳性能。但是,对于定向凝固合金而言,如果柱状晶组织发生过度晶粒细化,势必会降低其高温蠕变性能,因此需要提出新的冲击方法,有效控制定向凝固合金表层的塑性变形程度。

相关研究表明^[17,18],当激光光斑减小时,冲击波由平面波转变为球面波,冲击波压力衰减速度增大,塑性影响深度降低;另外,当激光脉宽减小时,冲击波作用时间随之减小,影响深度降低,说明减小光斑大小和激光脉宽都可以降低激光冲击的塑性影响层深度,因此,本研究采用小光斑、短脉宽、低能量的微激光冲击强化系统。由于微激光冲击系统的激光重复频率高(10 Hz),水流作为约束层时容易发生击穿,为了保证对等离子体冲击波的良好约束作用,实验中将试件置于水下;另外,由于微激光诱导的冲击波传播浅、压力衰减快,为了保证表层材料发生塑性变形,实验中材料表面不再贴覆铝箔等吸收保护层,其表面形成的激光烧蚀层仅为 $1 \mu\text{m}$ 左右,采用机械抛光方法就可进行去除。

综上分析,针对 DZ17G 模拟叶片提出了基于微激

光冲击强化系统的水下无吸收保护层高频冲击方法,其设备系统构成示意图如图 4 所示。脉冲激光由激光器激发后经水箱壁上透镜聚焦后辐照在水下的试件上,通过快速触发激光器和试件平台移动,实现构件的激光高频冲击。后期,通过摸底试验最终确定微激光冲击强化的具体冲击参数为:工作频率 10 Hz,激光波长 532 nm,激光脉冲能量 150 mJ,激光脉宽 8 ns,光斑直径 $500 \mu\text{m}$,此组激光参数的功率密度为 9.55 GW/cm^2 ,满足参数范围要求。

3 微观组织与显微硬度

图 5 为 DZ17G 模拟叶片经微激光高频冲击后不同深度截面上的微观组织。从中发现微激光冲击使模拟叶片浅表层材料发生塑性变形后,形成了大量的位错结构,说明 DZ17G 定向凝固合金在高压冲击波作用下是通过位错形成和滑移进行塑性变形的。其中,最表层形成高密度位错和位错缠结等结构,随着深度增加,位错密度在逐渐降低,这主要是因为冲击波沿深度方向衰减造成的。另外,由于微激光冲击条件下冲击波压力衰减很快,所以在 $5 \mu\text{m}$ 深度处晶粒内部位错密度已经显著降低,位错主要在晶界区域塞积。通过观察不同深度上的微观结构表明,DZ17G 定向凝固合金经水下无吸收保护层微激光高频冲击处理后,材料浅表层并未发生过度的晶粒细化,只是形成了各种位错结构,这也正好确保了激光冲击处理后定向凝固合金柱状晶组织的完整性。

图 6 为微激光高频冲击强化前后的 DZ17G 定向凝固合金模拟叶片的截面显微硬度(平均值)分布曲线。从中发现微激光冲击处理造成的硬化层深度仅 $180 \mu\text{m}$,而一般激光冲击方法下硬化层深度可达 1 mm 以上^[27],说明通过微激光高频冲击方法实现了降低塑性影响深度的目的,并且显微硬度随深度逐渐降低的趋势与微观组织中(图 5)位错密度分布趋势相吻合。

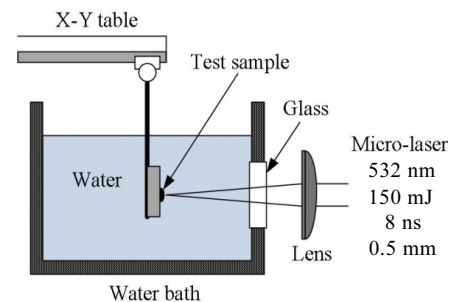


图 4 水下无吸收保护层微激光冲击强化系统示意图

Fig.4 Schematic diagram of micro-scale laser shock peening system under water without ablation layer

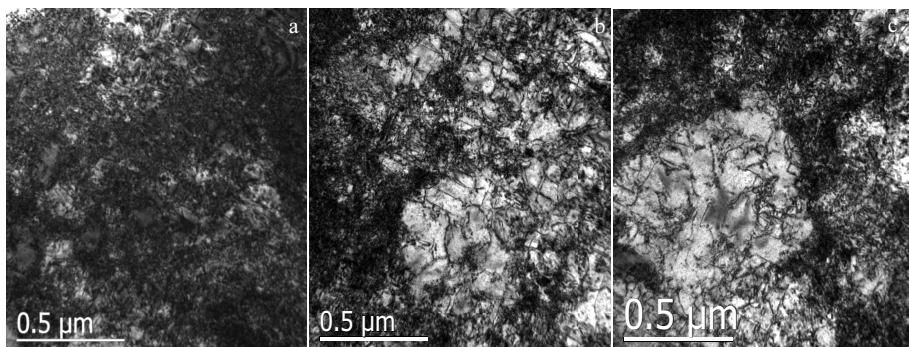


图 5 微激光冲击处理后的截面微观组织

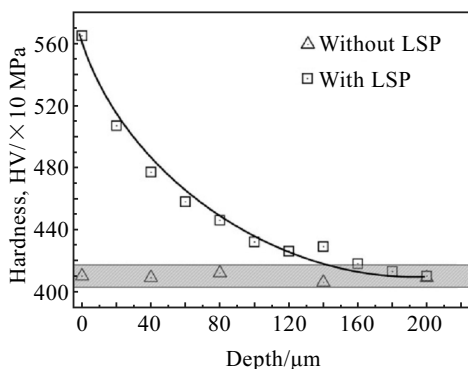
Fig.5 Sectional microstructure after micro-scale laser shock peening: (a) top surface, (b) 2 μm depth, and (c) 5 μm depth

图 6 有无微激光冲击强化的试样截面硬度分布

Fig.6 Micro-hardness distribution of the section of the samples without and with micro-scale laser shock peening

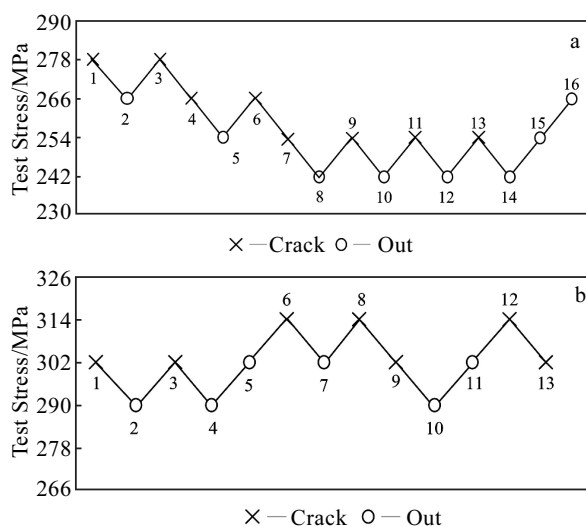
此外, 微激光高频冲击强化后表面硬度提高幅度达 30%, 比一般激光冲击方法下的加工硬化效果 (10%~20%^[3]) 更显著, 这是因为微激光高频冲击的功率密度更大 (9.55 GW/cm^2), 更高压力的冲击波作用造成表面材料更加剧烈的塑性变形, 且冲击波衰减更快, 使浅表层内形成的位错结构密度更高^[28,29]。另外, 由于激光脉宽小, 冲击波作用时间短, 无法有效驱动位错进行滑移、重排和湮灭, 致使表面位错结构集聚、密度急剧升高, 更高密度的位错结构使表面硬度提高幅度更大。

4 高周振动疲劳试验

按照上述水下无吸收保护层微激光高频冲击方法对模拟叶片进行强化处理后, 根据疲劳升降法进行未强化与强化状态试样的高周振动疲劳对比试验, 考核微激光冲击对 DZ17G 模拟叶片疲劳性能的影响, 结合疲劳断口分析影响疲劳性能的机理。

4.1 疲劳试验结果

振动疲劳试验在 ES-20-203 电磁振动疲劳试验系统上进行, 采用的是悬臂梁单边夹持方式。图 7 为 DZ17G 模拟叶片经微激光冲击强化前后的疲劳升降图。当模拟叶片疲劳寿命超过 10^7 次循环即认为通过考核。在进行中值疲劳强度统计分析时, 假定样本中每个模拟叶片的疲劳强度遵循正态分布, 此时中值疲劳强度可由子样加权平均值来估计。因此, 计算得到 DZ17G 模拟叶片强化前原始铸造状态的中值疲劳强度为 257.00 MPa (图 7a)。通过相同方法的数据处理可知, 强化后模拟叶片的中值疲劳强度提高到 302.00 MPa (图 7b), 与原始状态相比, 提高 17.5%, 说明水下无吸收保护层微激光高频冲击方法可以显著提高 DZ17G 模拟叶片疲劳性能。

图 7 有无微激光冲击强化的 DZ17G 模拟叶片疲劳升降图
Fig.7 Fatigue up-and-down curves of DZ17G simulated blades without (a) and with (b) micro-scale laser shock peening

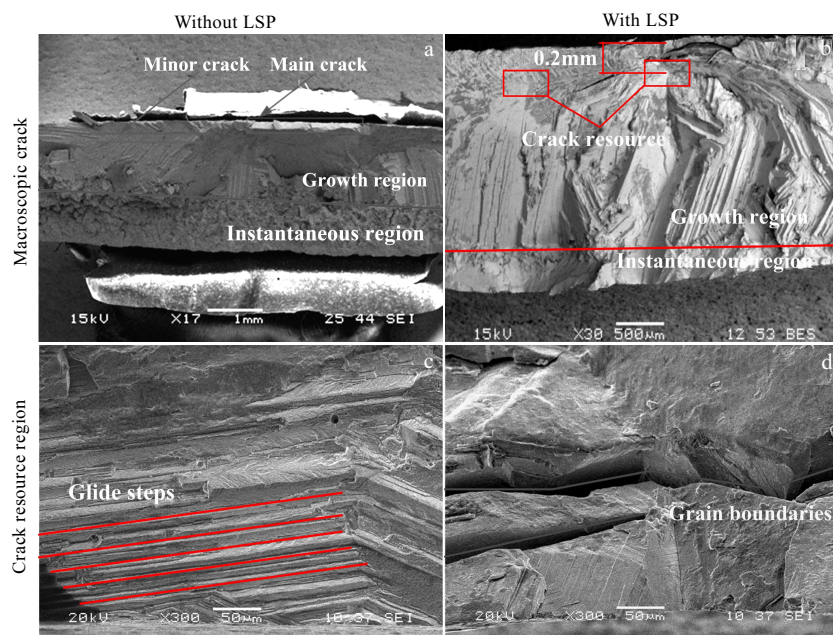


图 8 有无微激光冲击的 DZ17G 模拟叶片的典型疲劳断口形貌

Fig.8 Typical fracture morphologies of DZ17G simulated blades without and with micro-scale laser shock peening

4.2 疲劳性能影响机理

4.1 中利用疲劳升降法分析了冲击强化对疲劳强度的影响, 其对应的是疲劳裂纹形成寿命。为了考察疲劳性能的影响机理, 通过观察疲劳源区特征, 分析裂纹萌生过程的影响规律。图 8 为有无微激光冲击处理模拟叶片的典型疲劳断口形貌。断口呈现出典型解理脆性疲劳断口特征, 无明显的塑性变形, 断裂表面垂直于工作应力方向。图 8a 中未强化模拟叶片的主裂纹位于表面, 次裂纹则位于次表层; 但图 8b 中强化模拟叶片的疲劳裂纹源呈现出多疲劳源特征, 且疲劳裂纹源都位于 0.2 mm 深的次表层, 说明微激光冲击可以有效阻止疲劳裂纹在表面形核, 使疲劳源向内迁移, 这正是模拟叶片疲劳强度显著提升的主要原因。此外, 强化后疲劳裂纹扩展区域得到显著的增大, 相比未强化状态裂纹扩展区面积增大了 50%, 说明微激光冲击同样起到了降低裂纹扩展速率、延长裂纹扩展时间的作用。

由图 8c 发现, 未强化叶片表面在循环载荷作用下发生了循环滑移, 形成滑移台阶, 锯齿状的滑移台阶促使疲劳微裂纹在表面形成。但图 8d 强化模拟叶片疲劳源区并未发现明显滑移台阶, 而在晶界区域发现微裂纹, 说明晶粒内形成的高密度位错结构有效阻止了循环滑移的发生, 迫使裂纹在某些阻力较小的晶界区域萌生, 起到抑制和延缓早期疲劳微裂纹形成的作用, 从而延长裂纹形成时间。

综上微观组织、显微硬度和疲劳裂纹形成机制的

分析可知, 水下无吸收保护层微激光高频冲击方法之所以可以显著提升 DZ17G 模拟叶片的高周疲劳性能, 是因为一方面残余压应力可以抵消一部分的工作应力, 减缓裂纹萌生过程^[3]; 另一方面, 位错强化 (如图 5) 与冷作硬化 (图 6) 可以显著提升浅表层材料的强度和硬度, 增大塑性变形抗力, 而且高密度位错结构可以大大提高循环滑移的阻力, 有效阻止早期疲劳微裂纹的萌生, 从而提高疲劳寿命。另外, 高密度位错结构同样可以增加裂纹扩展阻力, 减小裂纹扩展速率。

此外, DZ17G 定向凝固合金模拟叶片在水下无吸收保护层经高频冲击后, 再进行 800 °C 下保温 2 h 退火, 其中值疲劳强度仍有 11.7% 的提高。这是因为在高温环境下激光冲击引入的残余压应力虽会发生大幅度热松弛^[30], 但由于激光冲击的冷作硬化率低^[4-6], 所需的塑性回复能大, 因此浅表层形成的高密度位错和位错缠结等组织结构 (图 5) 在高温下具有较好的稳定性, 从而保证高温环境下的抗疲劳强化效果。

5 结 论

1) DZ17G 模拟叶片经在水下无吸收保护层微激光高频冲击后, 浅表层内仅形成高密度位错和位错缠结等结构, 未发生晶粒细化, 且随着深度增加位错密度逐渐降低, 保证了柱状晶组织的完整性。

2) 水下无吸收保护层微激光高频冲击可以有效降低 DZ17G 模拟叶片塑性层深度, 其硬化层厚度仅为

180 μm , 但表面硬度提高幅度达 30%, 这正是表面高密度位错集聚、缠结所造成的。

3) DZ17G 模拟叶片的中值疲劳强度由原始的 257.00 MPa 提高到 302.00 MPa, 提高幅度为 17.5%, 而且在 800 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 2 h 后疲劳强度仍有 11.7% 的提高。高密度位错和位错缠结可以有效阻止材料循环滑移, 抑制表面微裂纹形成, 从而显著提高疲劳寿命, 而且高密度位错和位错缠结的高温稳定性较好, 保证了保温处理后的疲劳强化效果。

参考文献 References

- [1] Suresh S. Translated by Wang Zhongguang(王中光). *Fatigue of Structures and Materials*(材料的疲劳)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1999: 99
- [2] Peyre P, Fabbro R. *Optical Quantum Electronics*[J], 1995, 27(12): 1213
- [3] Charles S M, Tao W, Lin Y *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2002, 24(10): 1021
- [4] Prev  y P, Hornbach D, Mason P. *Proceedings of the 17th Heat Treating Society Conference and Exposition and the 1st International Induction Heat Treating Symposium*[C]. Indianapolis: ASM Material Park, 1998: 3
- [5] Fabbro R, Peyre P, Berthe L *et al.* *Laser Application*[J], 1998, 10(6): 265
- [6] Nalla R K, Altenberger I, Noster U *et al.* *Material Science and Engineering A*[J], 2003, 355(1): 216
- [7] Lu Jinzhong(鲁金忠), Zhang Yongkang(张永康), Gu Wei(顾韡). *Journal of Jilin University*(吉林大学学报)[J], 2008, 38(2): 309
- [8] Zhang Xingquan(张兴权), He Guangde(何广德), Rao Sixian(饶思贤). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2009, 34(4): 38
- [9] He W F, Li Y H, Li Q P. *Advanced Materials Research*[J], 2010, 135: 209
- [10] Li Wei(李伟), He Weifeng(何卫锋), Li Yinghong(李应红) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2009, 36(8): 2197
- [11] Ye Chang, Sergey Suslov, Fei Xueling *et al.* *Acta Materialia* [J], 2011, 59(19): 7219
- [12] Li Y H, Zhou L L, He W F *et al.* *Science and Technology of Advanced Material*[J], 2013, 14(5): 55 010
- [13] Li Yuqin(李玉琴), He Weifeng(何卫锋), Nie Xiangfan(聂祥樊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(6): 1517
- [14] Guo Jianting(郭建亭). *Material Science for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2010: 149
- [15] Zhang Wenwu, Yao Y L. *Journal of Manufacturing Process* [J], 2002, 124(2):369
- [16] Zhang W W, Yao Y L, Noyan I C. *Journal of Manufacture Science Engineering*[J], 2004, 126(1): 18
- [17] Chen H Q, Wang Y, Kysar J W *et al.* *Tsinghua Science Technology*[J], 2004, 9(5): 506
- [18] Chen H Q, Yao Y L, Wang Y *et al.* *Journal of Manufacture Science Engineering*[J], 2004, 126(2): 226
- [19] Sano Y, Obata M, Kubo T *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 417: 334
- [20] Maawad E, Sano Y, Wagner L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 536: 82
- [21] Jiao Yang(焦阳), He Weifeng(何卫锋), Luo Sihai(罗思海) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2015, 42(10): 1003002-1
- [22] “Chinese Aeronautical Material handbook” Edits Committee (《中国航空材料手册》总编委会). *Chinese Aeronautical Material Handbook*(中国航空材料手册)[M]. Beijing: Chinese Standard Press, 2002: 722
- [23] Fabbro R, Fournier J, Ballard P *et al.* *Applied Physics*[J], 1990, 68(2): 775
- [24] Peyre P, Fabbro R, Merrien P *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 210(1-2): 102
- [25] Tan Hua(谭华). *Introduction to Experimental Shock-Wave Physics*(实验冲击波的物理导引)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2007: 156
- [26] Ballard P, Fournier J, Fabbro R *et al.* *Journal de Physique IV* [J], 1988, 49(3): 401
- [27] Nie Xiangfan(聂祥樊), He Weifeng(何卫锋), Wang Xuede(王学德) *et al.* *Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(7): 1691
- [28] Wang Y, Kysar J W, Yao Y L. *Mechanics of Materials*[J], 2008, 40(3): 100
- [29] Vukelic S, Noyan I C, Kysar J W *et al.* *Experimental Mechanics*[J], 2011, 51(5): 793
- [30] John R J, Buchanan D J, Caton M J *et al.* *Procedia Engineering*[J], 2010, 2(1): 1887

Micro-scale Laser Shock Peening Method and Fatigue Test of DZ17G Directionally Solidified Superalloy

Nie Xiangfan¹, Li Yinghong¹, He Weifeng¹, Xu Lingzhi², Luo Sihai¹, Li Xiang¹, Li Yiming¹, Tian Le¹

(1. Science and Technology on Plasma Dynamics Laboratory, Air Force Engineering University, Xi'an 710038, China)

(2. Beijing Power Machinery Institute, Beijing 100074, China)

Abstract: Aiming at the fatigue fracture fault of aero-engine turbine blades, laser shock peening was conducted on the DZ17G directionally solidified superalloy simulated blades to improve fatigue performance. However, in order to avoid the occurrence of grain refinement in the columnar crystals, an underwater high frequency laser shock method without ablation coating based on micro-scale laser shock peening was proposed. In this method, a short laser pulse width micro-scale laser beam was conducted to decrease the plasticity degree and affected depth, and high frequency shock without ablation coating was conducted to form a uniform plastic strengthening layer. The microhardness and high-cycle fatigue performance of the original sample and the strengthening sample were comparatively examined. The results indicate that there are high density dislocations and dislocation tangles generated in the shallow layer of DZ17G superalloy simulated blades, but no grain refinement occurs, and the density of dislocations decreases sharply with the increase of depth. High density dislocations and dislocation tangles result in a high improvement of hardness, increased by 30%. However, a hardened layer of 180 μm in thick is generated. The fatigue strength of the DZ17G superalloy simulated blades increases from 257.00 MPa to 302.00 MPa, increased by 17.5%. There is still an improvement of 11.7% in fatigue strength after the thermal insulation at 800 °C for 2h. High density dislocations and dislocation tangles are the immanent causes for fatigue performance improvement.

Key words: DZ17G directionally solidified superalloy; micro-scale laser shock peening; high-density dislocation; micro-hardness; high-cycle fatigue

Corresponding author: Nie Xiangfan, Ph. D., Lecturer, Science and Technology on Plasma Dynamics Laboratory, Air Force Engineering University, Xi'an 710038, P. R. China, Tel: 0086-29-84787537, E-mail: skingkd@163.com