激光冲击强化对Ti₂AlNb合金微观组织及残余应力的影响

李飞^{1,2}, 何东声^{1*}, 桓恒³, 张恭轩³, 虞文军², 郭伟¹, 朱颖¹, 彭鹏¹

1. 北京航空航天大学机械工程及自动化学院, 北京 100191;

2. 成都飞机工业(集团)有限责任公司, 成都 610000;

3. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司, 沈阳 110043

*联系人, E-mail: hedongsheng702@buaa.edu.cn

收稿日期: 2019-10-08; 接受日期: 2019-11-04; 网络出版日期: 2019-12-11

国家重点研发计划(编号: 2018YFB1105900)和民机典型结构激光冲击强化应用研究(编号: MJ-2016-F-16)资助项目

摘要 Ti₂AlNb(O-Ti₂AlNb)具有优异的力学性能, 在航空发动机方面有远大应用前景. 激光冲击强化(Laser Shock Peening, LSP)是一种先进的表面改性技术, 能够在材料表面诱导产生高幅值、大深度的残余压应力, 改善材料微观组织, 提高材料抗疲劳、高温氧化等性能. 本文采用激光冲击强化对Ti₂AlNb合金进行表面改性, 并研究其组织演变、残余应力以及高温环境对性能的影响. 结果表明: 激光冲击强化能够显著减小Ti₂AlNb合金近表面的晶粒尺寸. 显微硬度由冲击前的350 HV提升到395 HV; 在冲击区域近表面产生了约-377 MPa的残余压应力; 而在高温环境中, 由激光冲击强化所诱导的材料近表面残余应力随时间逐渐释放, 在600°C条件下, 残余应力释放较为缓慢; 而在720°C条件下, 残余应力迅速释放.

关键词 激光冲击强化, 微观组织, 显微硬度, 残余应力

PACS: 62.50.+p, 68.35.Gy, 42.62.Eh

1 引言

Ti-Al系合金具有高比强度、比模量、良好的抗蠕变等优点, 被广泛地应用于航空航天领域^[1]. 但在室温条件下 α_2 -Ti₃Al脆性大、成型困难限制其发展和应用. 当加入一定量的Nb元素后, α_2 -Ti₃Al相逐渐变为有序的正交结构Ti₂AlNb. 相比于传统的Ti-Al系合金, 这种新型三元钛合金Ti₂AlNb(O-Ti₂AlNb)具有更好的

塑性、抗蠕变性、延展性、断裂韧性等, 有望取代Ni基合金应用于发动机热端部件^[2,3].

激光冲击强化(Laser Shock Peening, LSP)是一种先进的表面改性技术, 能够在金属表面诱导产生一定幅值和深度的残余压应力, 细化表面晶粒改善材料组织, 提高材料抗疲劳、腐蚀、磨损等综合性能^[4-7]. 图1为激光冲击强化示意图, 激光冲击强化的原理是: 在试样的表面覆盖吸收保护层(黑胶带或专用铝箔)和

引用格式: 李飞, 何东声, 桓恒, 等. 激光冲击强化对Ti₂AlNb合金微观组织及残余应力的影响. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2020, 50: 034212
Li F, He D S, Huan H, et al. Effect of laser shock peening on microstructure and residual stress of Ti₂AlNb alloy (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2020, 50: 034212, doi: [10.1360/SSPMA-2019-0347](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2019-0347)

图 1 (网络版彩图)激光冲击强化示意图

Figure 1 (Color online) Schematic of laser shock peening.

约束层(玻璃或者水). 然后采用高峰值功率密度(GW/cm^2)、短脉冲(几十ns)的高能激光束辐照其表面, 激光能量被吸收保护层迅速吸收, 并形成高温(大于 10000°C)、高压(大于 1 GPa)等离子体冲击波, 在约束层的作用下, 冲击波向试样内部传递, 试样发生塑性变形, 并产生位错、孪晶等微观缺陷, 改善组织, 形成一定深度和幅值的残余压应力层. 与传统的表面强化技术相比, 激光冲击强化技术具有强化效果佳、可控性强、适用性好等优点^[8-12].

近年来, 国内外学者对航空航天等常用金属材料如不锈钢、铝合金、钛合金的激光冲击强化展开了大量的研究工作. Ye课题组^[13]对不锈钢疲劳性能进行了研究, 研究表明不锈钢材料疲劳性能的提升是由于激光冲击强化改善其微观结构, 诱导产生了稳定位错结构和残余压应力. 鲁金忠等^[14]深入研究了铝合金激光冲击强化微观组织的演变机理. 北京航空航天大学针对航空用钛合金材料展开了大量激光冲击强化实验和数值模拟研究^[15-17], 主要研究的材料为TC17和TB10, 内容包括微观组织演变以及力学性能、疲劳性能等. 在材料性能方面, 李玉琴等人^[18]研究了激光冲击强化对316L不锈钢焊接接头耐腐蚀性能的影响, 分析得出激光冲击强化改善了焊接接头处的残余应力分布, 减小其表层残余拉应力, 并细化了基体晶粒, 改善了基体组织, 从而提高了焊接接头的抗腐蚀性能. 李东霖等人^[19]研究了TC4钛合金激光冲击强化抗外物打伤性能. 而目前对新型三元合金 Ti_2AlNb 的激光冲击强化研究尚少. 因此, 本文采用激光冲击强化技术对 Ti_2AlNb 合金进行了表面处理, 探究了激光冲击强化后试样近

表面微观组织演变及残余应力分布, 同时对试样进行了保温处理, 探究其在 600 和 720°C 条件下保温 $4\text{--}100\text{ h}$ 残余应力的释放情况.

2 材料和方法

2.1 实验材料

本试验采用 Ti_2AlNb 合金为研究对象, 其主要化学成分如表1所示. 试验前首先采用碱性溶液清洗试样表面油污, 打磨表面氧化膜, 并用丙酮擦拭干净.

2.2 激光冲击强化试验

激光冲击强化试验采用中航工业北京航空制造工程研究所装备的SGR-Extra-15型Nd:YAG激光器. 首先在试样表面粘贴厚度为 $100\text{ }\mu\text{m}$ 的3M专用铝箔作为吸收保护层, 然后在其表面覆盖 $1\text{--}2\text{ mm}$ 的去离子水作为约束层, 激光经全反镜和聚焦透镜聚焦为圆形或方形光斑. 试验采用如下冲击参数: 激光能量 25 J , 波长 1064 nm 、脉冲宽度 15 ns , 冲击次数2次, 圆形光斑, 直径 4 mm , 搭接率 50% . 为避免线切割对冲击后试样造成温度上的影响, 在激光冲击强化前, 先将试样切割成如图2所示的 $20\text{ mm}\times 12\text{ mm}\times 4\text{ mm}$ 的金属块.

2.3 保温实验

对冲击完的试样进行保温处理, 保温温度为 600 和 720°C , 保温时间为 $4\text{--}100\text{ h}$. 保温完成后测量其近表面的残余应力并总结保温过程中残余应力变化规律. 实验编号及保温参数如表2所示.

金相试样经过打磨、抛光后用 $\text{HNO}_3(6\%) + \text{HF}$

表 1 Ti_2AlNb 合金主要化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti_2AlNb alloy substrate

成分	含量 (at%)
Al	18–19
Nb	27–28
C	0.017
Si	0.012
Fe	0.062
Ni	0.066
Cu	0.026
Ti	余量

图2 激光冲击强化试样示意图. (a) 未冲击试样; (b) 冲击试样

Figure 2 Schematic diagram of laser shock peening of specimens. (a) UnLSP specimen; (b) LSPed specimen.

表2 保温温度及时间

Table 2 Temperature and time of insulation

实验编号	保温温度 (°C)	保温时间 (h)	个数 (个)
1	600	4-100	5
2	720	4-100	5

(2%)+H₂O(92%)腐蚀剂进行腐蚀. 采用Merlin蔡司场发射扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)和FEI Tecnai G2 20透射电子显微镜(Transmission Electron Microscope, TEM)观察激光冲击强化前后材料微观组织. 采用FM-800显微维氏硬度计测量激光冲击强化前后显微硬度的变化. 硬度测量载荷为200 g, 保载时间为10 s.

3 结果

3.1 微观组织演变

图3为扫描电子显微镜下激光冲击强化前后Ti₂AlNb表面微观组织图. 图3(a)为激光冲击强化前的组织. 从图中可以观察到三种相: α_2 相为等轴晶HCP晶型; B₂相为基体BCC晶型; O相为板条状正交晶型, 三

图3 (网络版彩图)激光冲击强化前后Ti₂AlNb合金截面组织. (a) 激光冲击强化前粗大晶粒; (b) 激光冲击强化后细化晶粒

Figure 3 (Color online) SEM observed microstructure. (a) Original coarse grain; (b) refined grain after LSP.

相组织符合Ti₂AlNb合金的常规组织状态^[20].

经过激光冲击强化后, 如图3(b)所示, α_2 相和O相均产生明显细化现象, 等轴晶 α_2 相的晶粒直径以及O相的晶粒长度大大减小, 这是由于激光冲击强化有细化材料近表面晶粒的效果^[21].

图4为激光冲击强化前后Ti₂AlNb合金典型TEM图像, 激光冲击强化前后材料微观组织发生了明显的变化. 激光冲击强化前如图4(a)所示, 材料近表层中观察不到明显的位错, 这是由于激光冲击强化前Ti₂AlNb合金未发生明显塑性变形, 材料内部未产生明显的微观缺陷. 而在激光冲击强化后如图4(b)所示, 材料近表层可观察到明显的位错线, 并且随着位错的滑移、增殖、聚集、纠缠塞积, 使得晶粒内部及外部的位错密度增加, 形成了位错墙和位错缠结等位错结构, 这些位错结构形成亚晶界, 将粗大晶粒分割为细小的晶粒, 从而使材料近表层的晶粒得以细化, 改善了材料的组织状态. 而当720°C保温30 h后, 如图5所示, 材料中观察不到明显的位错结构. 在高温的环境中, 材料中由激光冲击强化所诱导的微观位错结构逐渐移动、消失, 位错密度大大降低.

图4 (网络版彩图)Ti₂AlNb合金典型TEM图像. (a) 激光冲击强化前; (b) 激光冲击强化后

Figure 4 (Color online) Typical TEM images of Ti₂AlNb alloy. (a) Before LSP; (b) after LSP.

图 5 (网络版彩图)激光冲击强化后在720°C保温30 h的TEM图像

Figure 5 (Color online) TEM images of Ti_2AlNb alloy after heat treatment at 720°C for 30 h.

3.2 显微硬度分布

图6为激光冲击强化前后 Ti_2AlNb 合金深度方向的显微硬度的变化。激光冲击强化前试样深度方向没有明显的硬度变化,显微硬度平均值为350 HV;激光冲击强化后靠近冲击层的显微硬度提升到395 HV,提高了约45 HV,随着测试深度的增加,冲击后试样的显微硬度逐渐减少,硬度变化的影响层约为1 mm。这是因为激光冲击强化所产生的冲击波随传播的深度增加而逐渐衰减,材料的塑性变形因而也逐渐减弱,因此所带来的硬度提升也随着深度的增加而逐渐减少,最终稳定在基材硬度范围。

根据材料的显微硬度HV与材料的位错密度的关系^[22,23]: $\text{HV} = \text{HV}_0 + \alpha G b \rho^{1/2}$. HV_0 为基体的硬度, α , G , b

图 6 (网络版彩图)激光冲击强化前后显微硬度分布
Figure 6 (Color online) Micro-hardness before and after LSP.

为与材料特性有关的常数。从TEM分析结果可知,在激光冲击强化后,材料近表面的位错密度大幅度提升。并且,材料近表面晶粒尺度减小,二者共同作用下使其显微硬度得到了提高。

3.3 残余应力分布

激光冲击强化前后 Ti_2AlNb 合金近表面残余应力发生显著变化。在激光冲击强化前,材料的残余应力几乎为0。当激光冲击强化后,材料表面产生了残余压应力,近表层残余压应力约为-377 MPa。激光冲击强化过程中,材料的动态响应与准静态不同,材料的强度极限会提高,延伸率会降低。当冲击波压力低于材料的Hugoniot弹性极限(HEL)时,材料发生完全弹性变形并会在卸载后恢复到初始状态;当冲击波压力介于1 HEL与2 HEL之间时,材料在产生弹性变形后会进一步发生塑性变形,卸载后材料的弹性变形恢复,而留下部分永久塑性变形,产生残余应力;当冲击波压力大于2 HEL时,材料发生完全塑性变形,并产生饱和残余压应力^[24]。

3.4 保温过程残余应力演变

图7为激光冲击强化后720°C保温处理过程中残余应力演变,图中可以看出,当采用25 J冲击能量、2次冲击次数、搭接率50%的冲击参数冲击 Ti_2AlNb 合金时,近表面残余压应力为-377 MPa。经过720°C保温处理后,残余压应力释放极为迅速。保温4 h后,近表面

图 7 (网络版彩图)720°C保温条件下0.1 mm深处残余应力测试结果

Figure 7 (Color online) Residual stress test results at 0.1 mm depth under 720°C.

的残余压应力约为 -65 MPa , 随着保温时间的增加, 当保温时间为 10 h 以上时, 残余压应力几乎完全释放.

当保温温度为 600°C 时, 残余应力释放速度相比于 720°C 条件下较为缓慢, 如图8所示. 保温 4 h 后, 最大残余应力为 -277 MPa . 随着保温时间的增加, 残余应力进一步释放, 最大残余应力逐渐减少. 当保温到 100 h 后, 表面仍存在 -50 MPa 的残余应力, 残余应力未完全释放, 激光冲击强化的效果依然存在. 残余应力的释放程度跟温度和时间有关, 温度越高, 残余应力释放越迅速, 保温时间增长, 残余应力进一步释放. 这是由于在高温条件下, 如图5所示, 激光冲击强化诱导的微观缺陷会移动和消失, 位错密度会随着时间逐渐减少, 导致其中的残余压应力随之释放^[25].

4 结论

(1) 激光冲击强化对 Ti_2AlNb 合金有显著的晶粒细化作用. 激光冲击强化后材料近表面产生高密度位错, 显微硬度提升了 45 HV , 硬化层深度为 1 mm 左右.

(2) 激光冲击强化能够有效改善 Ti_2AlNb 合金近表面残余应力分布. 激光冲击强化后材料表面产生了残余压应力, 残余压应力的幅值约为 -337 MPa .

图8 (网络版彩图) 600°C 保温条件下 0.1 mm 深处残余应力测试结果

Figure 8 (Color online) Residual stress test results at 0.1 mm depth under 600°C .

(3) 激光冲击强化诱导的残余应力在保温处理过程中会有一定程度的释放, 当温度为 720°C 时, 释放速度极快, 保温 10 h 后残余应力几乎完全释放; 当温度为 600°C 时, 残余应力释放速度减慢, 保温时间不超过 50 h 时, 依然存在高于 -100 MPa 的残余压应力, 随着保温时间延长, 残余应力进一步释放, 当保温时间达到 100 h 时, 残余应力基本完全释放.

参考文献

- Zhu Z S. Recent research and development of titanium alloys for aviation application in China (in Chinese). *J Aeronaut Mater*, 2014, 34: 44–50 [朱知寿. 我国航空用钛合金技术研究现状及发展. *航空材料学报*, 2014, 34: 44–50]
- Shen J, Feng A H. Recent advances on microstructural controlling and hot forming of Ti_2AlNb -based alloys (in Chinese). *Acta Metall Sin*, 2013, 49: 1286–1294 [沈军, 冯艾寒. Ti_2AlNb 基合金微观组织调制及热成形研究进展. *金属学报*, 2013, 49: 1286–1294]
- Li B B, Shen J. Recent advances on Ti_2AlNb -based alloys (in Chinese). *J Mater Metall*, 2011, 10: 30–38 [李渤渤, 沈军. Ti_2AlNb 基合金的研究进展. *材料与冶金学报*, 2011, 10: 30–38]
- Zhang X C, Zhang Y K, Lu J Z, et al. Improvement of fatigue life of Ti–6Al–4V alloy by laser shock peening. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527: 3411–3415
- Liao Y, Ye C, Cheng G J. A review: Warm laser shock peening and related laser processing technique. *Opt Laser Tech*, 2016, 78: 15–24
- Li W, Li Y H, He W F, et al. Development and application of laser shock processing (in Chinese). *Laser Optoelectron Prog*, 2008, 45: 15–19 [李伟, 李应红, 何卫峰, 等. 激光冲击强化技术的发展和应. *激光与光电子学进展*, 2008, 45: 15–19]
- Qiao H C, Gao Y, Zhao J B, et al. Research process of laser peening technology (in Chinese). *Chin J Nonferr Metals*, 2015, 25: 1744–1755 [乔红超, 高宇, 赵吉宾, 等. 激光冲击强化技术的研究进展. *中国有色金属学报*, 2015, 25: 1744–1755]
- Fairand B P, Clauer A H. Laser generation of high-amplitude stress waves in materials. *J Appl Phys*, 1979, 50: 1497–1502
- Zhou L C, He W F, Luo S H, et al. Laser shock peening induced surface nanocrystallization and martensite transformation in austenitic stainless steel. *J Alloys Compd*, 2016, 655: 66–70
- Che Z G, Yang J, Gong S L, et al. Self-nanocrystallization of Ti–6Al–4V alloy surface induced by laser shock processing. *Rare Metal Mater Eng*, 2014, 43: 1056–1060

- 11 Zhu Y, Fan B W, Guo W, et al. Influence of laser shock peening times on microstructure and hardness of TA15 titanium alloy (in Chinese). *J Beijing Univ Aeronaut Astron*, 2014, 40: 444–448 [朱颖, 范博文, 郭伟, 等. 激光冲击次数对TA15 微观组织和硬度的影响. 北京航空航天大学学报, 2014, 40: 444–448]
- 12 Kashaev N, Ventzke V, Horstmann M, et al. Effects of laser shock peening on the microstructure and fatigue crack propagation behaviour of thin AA2024 specimens. *Int J Fatigue*, 2017, 98: 223–233
- 13 Montross C, Wei T, Ye L. Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: A review. *Int J Fatigue*, 2002, 24: 1021–1036
- 14 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. *Acta Mater*, 2010, 58: 3984–3994
- 15 Hu Y, Yao Z, Hu J. 3-D FEM simulation of laser shock processing. *Surf Coat Tech*, 2006, 201: 1426–1435
- 16 Sun R J, Zhu Y, Guo W, et al. Effect of laser shock processing on surface morphology and residual stress field of TC17 titanium alloy by FEM method (in Chinese). *J Plast Eng*, 2017, 24: 187–193 [孙汝剑, 朱颖, 郭伟, 等. 激光冲击强化对TC17表面形貌及残余应力场影响的有限元数值模拟研究. 塑性工程学报, 2017, 24: 187–193]
- 17 Sun R, Li L, Zhu Y, et al. Dynamic response and residual stress fields of Ti6Al4V alloy under shock wave induced by laser shock peening. *Model Simul Mater Sci Eng*, 2017, 25: 065016
- 18 Li Y Q, Meng C J, Wang X D, et al. Corrosion resistance property of 316L stainless steel welding joints treated by laser shock peening (in Chinese). *Laser Optoelectron Prog*, 2017, 54: 061402 [李玉琴, 孟长军, 王学德, 等. 激光冲击强化316L不锈钢焊接接头的耐腐蚀性能. 激光与光电子学进展, 2017, 54: 061402]
- 19 Li D L, He W F, You X, et al. Experimental research on improving fatigue strength of wounded TC4 titanium alloy by laser shock peening (in Chinese). *Chin J Lasers*, 2016, 43: 702006 [李东霖, 何卫锋, 游熙, 等. 激光冲击强化提高外物打伤TC4钛合金疲劳强度的试验研究. 中国激光, 2016, 43: 702006]
- 20 Si Y F, Meng L H, Chen Y Y, et al. Research development of Ti₂AlNb-based alloy (in Chinese). *Aerosp Mater Tech*, 2006, 36: 10–13, 25 [司玉锋, 孟丽华, 陈玉勇, 等. Ti₂AlNb基合金的研究进展. 宇航材料工艺, 2006, 36: 10–13, 25]
- 21 Lu J Z, Wu L J, Sun G F, et al. Microstructural response and grain refinement mechanism of commercially pure titanium subjected to multiple laser shock peening impacts. *Acta Mater*, 2017, 127: 252–266
- 22 Armstrong R W. 60 years of Hall-Petch: Past to present nano-scale connections. *Mater Trans*, 2014, 55: 2–12
- 23 Hall E O. The deformation and ageing of mild steel: II characteristics of the Lüders deformation. *Proc Phys Soc B*, 1951, 64: 742–747
- 24 Petch N J. The cleavage strength of polycrystals. *J Iron Steel Inst*, 1953, 173: 25–28
- 25 Ren X D, Zhou W F, Xu S D, et al. Iron GH2036 alloy residual stress thermal relaxation behavior in laser shock processing. *Opt Laser Tech*, 2015, 74: 29–35

Effect of laser shock peening on microstructure and residual stress of Ti_2AlNb alloy

LI Fei^{1,2}, HE DongSheng^{1*}, HUAN Heng³, ZHANG GongXuan³, YU WenJun², GUO Wei¹,
ZHU Ying¹ & PENG Peng¹

¹ School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, China;

² Chengdu Aircraft Industrial (Group) Co., Ltd, Chengdu 610000, China;

³ AECC Shenyang Liming Aero-Engine Co., Ltd, Shenyang 110043, China;

Ti_2AlNb -based alloys are developed from conventional titanium aluminides (TiAl -based alloys and Ti_3Al -based alloys). Comparing with TiAl and Ti_3Al -based alloys, Ti_2AlNb -based alloys have better mechanical properties of strength density ratio, high temperature fracture toughness and creep resistance. It is expected to replace traditional high temperature materials such as nickel-based alloys for the manufacture of aero-engine components. Laser shock peening (LSP) is an advanced surface modification technology which induces high amplitude, large depth residual compressive stress on the surface of materials. It can effectively enhance mechanical properties of material such as micro-hardness, fatigue resistance, high temperature oxidation performance. Compared to other surface modification technologies such as shot peening and rolling, LSP can not only induce deeper compress residual stress (1–2 mm), which is about five to ten times deeper than that of shot peening, but it can refine the grain or even form nanocrystals which plays a significant role in enhancing properties of material. For these reasons, this surface treatment technology has been widely used in the aircraft and nuclear energy industries. In this paper, the surface modification of Ti_2AlNb alloy was carried out by laser shock peening, and the microstructure evolution, residual stress and the performance at high temperature were investigated. The results show that laser shock peening can significantly reduce the grain size of the surface of Ti_2AlNb alloy. Dislocation lines, dislocation tangles and dislocation walls were generated after LSP. The micro-hardness is increased from 350 HV to 395 HV and the effect layer is about 1.2 mm. The residual compressive stress of -337 MPa is generated on the surface of the sample. In addition, residual stress is released obviously at high temperature. The residual stress on the surface of sample reduces to -65 MPa after heat treatment at 720°C for 4 h. The residual stress is almost completely released after heat treatment at 720°C for 10 h. However, the release rate of residual stress is slowed down at 600°C . The effect of laser shock peening is still presence after heat treatment for 100 h.

laser shock peening, microstructure, micro-hardness, residual stress

PACS: 62.50.+p, 68.35.Gy, 42.62.Eh

doi: [10.1360/SSPMA-2019-0347](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2019-0347)