

激光冲击诱导 Ti-22Al-27Nb 合金相变行为研究

耿永祥¹ 马 雄² 周 维³ 张兆龙² 熊 聪⁴ 梁晓波² 郑海忠¹ 曹新鹏¹
(1.南昌航空大学材料科学与工程学院; 2.北京钢研高纳科技股份有限公司;
3.江西洪都航空工业集团有限责任公司; 4.National Aerospace University “Kharkiv Aviation Insitute”)

摘 要 研究了激光冲击强化 Ti-22Al-27Nb 合金的相变行为,分析了激光冲击强化工艺参数对其组织相变的影响。结果表明,随着激光冲击能量、光斑搭接率、激光冲击次数的增加,B2 相向 O 相转变增加,表层显微硬度及其影响层深度也随之增加;激光冲击次数对 O 相的转变影响更为显著,当激光冲击次数由 3 次增加到 7 次时,近表层 O 相含量相比基体由 21.63% 增加到 25.66%;激光冲击诱导了显著的塑性变形,引入了位错缺陷,导致绝热温度升高,促进了 B2 相向 O 相转变。

关键词 激光冲击强化; Ti-22Al-27Nb 合金; 组织相变

中图分类号 TG178; TG156.99; TG146.23 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.07.024

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Phase Transition of Laser Shock Peening Induced Ti-22Al-27Nb Alloy
Geng Yongxiang¹, Ma Xiong², Zhou Wei³, Zhang Zhaolong², Xiong Cong⁴,
Liang Xiaobo², Zheng Haizhong¹, Cao Xinpeng¹
(1.School of Material Science and Engineering, Nanchang Hangkong University; 2.Beijing CISRI-Gaona
Materials & Technology Co., Ltd.; 3.Jiangxi Hongdu Aviation Industry Group Co., Ltd.;
4.National Aerospace University “Kharkiv Aviation Insitute”, Kharkiv, Ukraine)

Abstract: The phase transition of Ti-22Al-27Nb alloy induced by laser shock peening(LSP) was investigated, and the influence law of LSP parameters on the microstructure transformation was analyzed. The results indicate that the transition from B2 phase to O phase is increased with the increase of laser energy, laser overlapping ratio and impact times, and the surface microhardness as well as the depth of affected layer are also increased. The impact times have great effects on the transformation of O phase. When the impact times is increased from 3 to 7, the content of O phase near the surface is increased from 21.63% to 25.66% compared with the matrix. The LSP induces significant plastic deformation and introduces dislocation defects, leading to an increase in adiabatic temperature, which promotes the transition from B2 to O phase.

Key Words: Laser Shock Peening, Ti-22Al-27Nb Alloy, Phase Transition

Ti₂AlNb 基合金因具有低密度、高比强度等特点,广泛应用于航空航天领域^[1~4]。但 Ti₂AlNb 基合金构件在服役过程中由于其表面易损伤和破坏,往往面临疲劳失效的风险,因此,亟需提高其表面性能。近年来,作为一种新型金属材料表面改性技术,激光冲击强化技术(LSP)得到快速发展^[5~7]。目前,LSP 技术已被应用于航空航天领域。KING A 等^[8]研究了 LSP 试样表面的疲劳以及在微动过程中对残余应力的影响;LIM H 等^[9]研究发现,LSP 能提高双相不锈钢的耐磨蚀性能;WANG J T 等^[10]研究了 7075 铝合金激光焊接接头在

经过 LSP 后表面应力腐蚀行为。结果表明,LSP 能有效提高材料抗疲劳、抗表面应力腐蚀和抗磨损等性能。然而,由于 Ti-22Al-27Nb 合金为新型 Ti-Al-Nb 系合金,关于其表面激光冲击强化处理及其诱导的微观组织报道很少。因此,本课题采用 LSP 技术对 Ti-22Al-27Nb 合金表面进行处理,重点研究单脉冲能量、光斑搭接率和冲击次数等工艺参数对 Ti-22Al-27Nb 合金表面显微组织的影响,并为提高 Ti-22Al-27Nb 合金的服役性能提供参考。

收稿日期:2021-12-15;修改稿收到日期:2022-01-27
基金项目:国家自然科学基金资助项目(52071172, 51361026);江西省自然科学基金青年基金资助项目(20212BAB214037)
第一作者简介:耿永祥,男,1987 年出生,讲师,南昌(330063),E-mail:geng2011@yeah.net
通信作者:郑海忠,男,1976 年出生,教授,南昌(330063),E-mail:haizhongzh@126.com
引用格式:耿永祥,马雄,周维,等. 激光冲击诱导 Ti-22Al-27Nb 合金相变行为研究[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(7):907-913.
GENG Y X, MA X, ZHOU W, et al. Phase transition of laser shock peening induced Ti-22Al-27Nb alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(7):907-913.

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验材料为 Ti-22Al-27Nb 合金,属第 2 代 Ti₂Al-Nb 基合金,其化学成分见表 1。试样首先进行 1 193 K×2 h 的固溶,然后水冷。Ti-22Al-27Nb 合金组织形貌见图 1。可以看出,合金基体组织是由 B2 相和 O 相两相组织^[11],其中 O 相体积分数约为 50%。采用电火花线切割机将合金切割成尺寸为 20 mm×20 mm×10 mm 的试样块。试样表面依次经 600~2000 号的砂纸打磨,并进行抛光处理,然后将试样浸没在丙酮溶液中超声清洗,随后用冷风吹干备用。

表 1 Ti-22Al-27Nb 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of Ti-22Al-27Nb alloy %					
wt%					
Al	Ti	Nb	Zr	Fe	Mo
10.64	43.11	45.57	0.52	0.10	0.06

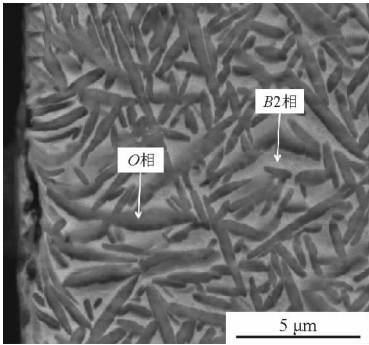


图 1 Ti-22Al-27Nb 合金组织形貌

Fig.1 Microstructure of Ti-22Al-Nb alloy

1.2 试验方法

激光冲击强化试验采用 Nd : YAG 激光器,波长为 1 064 nm,脉宽为 15 ns,光斑直径为 3 mm。研究激光单脉冲能量(20、25、30 J)、光斑搭接率(50%、70%、90%)、冲击次数(1、3、5、7 次)等参数对 Ti-22Al-27Nb 合金组织的影响。为保护试样不被激光灼蚀,采用厚度约为 1 mm 的铝箔作为吸收层,厚度约为 1 mm 的流动水作为约束层。激光冲击强化工艺见图 2。

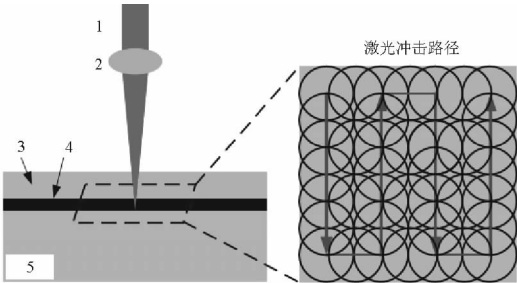


图 2 激光冲击强化工艺示意图

Fig.2 Schematic diagram of laser shock peening

1.激光束 2.聚焦透镜 3.水膜 4.Al 箔 5.试样

采用 D8ADVANCE-A25 型 X 射线衍射仪(XRD)对激光冲击强化表面进行物相分析,测试选用 Cu Kα 靶,管电压为 40 V,管电流为 40 mA,扫描角度为 20°~80°,扫描速度为 0.02 °/s;采用 Nova Nano SEM450 场发射环境扫描电镜(SEM)进行截面微观组织分析,测试电压和电流分别为 20 kV 和 30 mA,在测试之前,先对测试面进行抛光、腐蚀,腐蚀液采用 HF、HNO₃、H₂O₂、H₂O 体积比为 2 : 2 : 5 : 80 混合溶液;采用 JEM-2010HT 型透射电镜(TEM)进行激光冲击表面微观组织分析,测试前从激光冲击表面切取尺寸为 5 mm×5 mm×0.5 mm 的薄片,然后将激光冲击面的对面用砂纸磨至厚度为 0.1 mm,再利用凹坑仪将试样减薄到 0.02 mm,最后进行离子减薄穿孔;采用 HVS-1000 型显微硬度测试仪进行显微硬度测量,测试载荷为 9.8 N,加载 20 s,取 5 组平均值,具体分析测试位置见图 3。

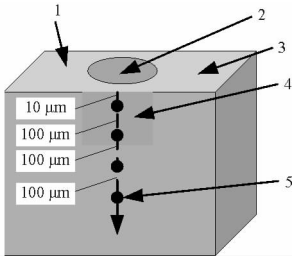


图 3 试样测试位置示意图

Fig.3 Schematic diagram of testing positions

1.激光冲击表面 2.TEM 取样处 3.XRD 测试面
4.SEM 取样区域 5.硬度测试点

2 试验结果与分析

2.1 单脉冲能量对组织相变的影响

采用 50% 搭接率进行 1 次冲击,研究单脉冲能量对组织相变的影响。图 4 为 Ti-22Al-27Nb 合金经不同激光脉冲能量冲击后试样表层的 XRD 图谱。可以看出,激光冲击后试样表层区域主要为 O 相和 B2 相组成。随着激光冲击能量增加,O 相的衍射峰随之增强,B2 相的衍射峰随之减弱。由此推测,高能量激光冲击可能诱导试样表层组织发生相转变。

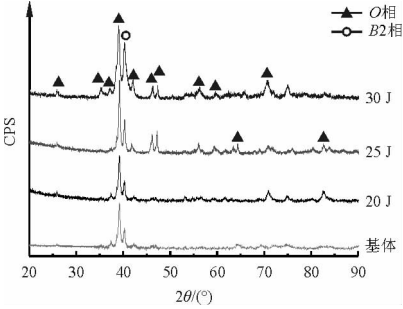


图 4 不同脉冲能量激光冲击后试样表面的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of surfaces by laser shock peening with different pulse energies

图 5 为不同激光脉冲能量下试样截面的 SEM 组织形貌。由图 5a 可知,试样近表层区域的 O 相呈细条状,不规则地镶嵌在基体 $B2$ 相中。当脉冲能量从 20 J 增加到 30 J 时, O 相变短变粗,且析出数量增加,并富集在近表层区域。由此可推测,随着脉冲能量增加,激光冲击诱导了 O 相的析出。

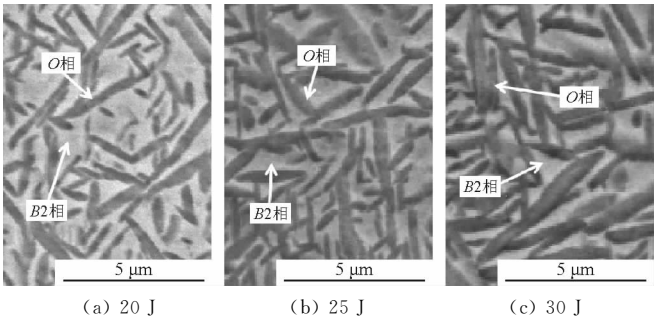


图 5 不同脉冲能量激光冲击后截面 SEM 形貌
Fig.5 Cross-sectional SEM morphologies of specimens by laser shock peening with different pulse energies

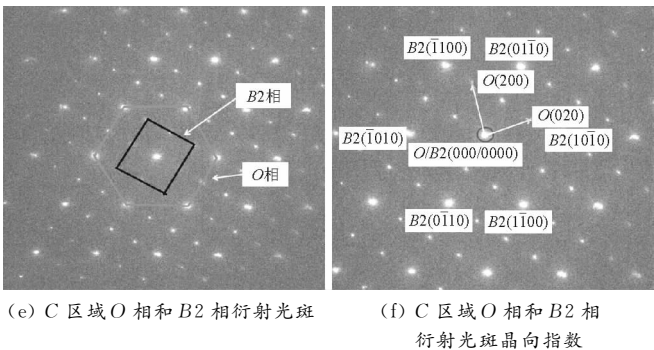
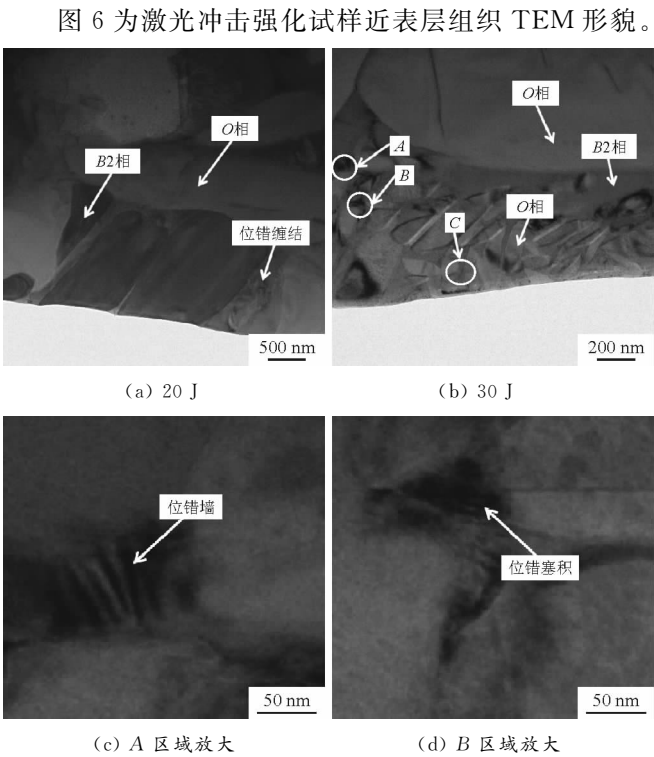


图 6 激光冲击强化试样近表层组织 TEM 形貌
Fig.6 Near-surface TEM morphologies of specimens by laser shock peening with different pulse energies

可以看出,激光脉冲能量为 20 J 时,试样近表层 O 相呈粗大的棒状组织,其附近存在少量的位错缠结。当激光冲击能量增大至 30 J 时,部分粗大的棒状 O 相(呈密排六方结构,衍射光斑和晶向指数见图 6e 和图 6f)被细化,一些细小的 O 相被 $B2$ 相(呈体心结构,衍射光斑和晶向指数见图 6e 和图 6f)包裹着生长,在细小的 O 相与 $B2$ 相之间存在明显的位错墙以及位错塞积(见图 6c 和图 6d)。

采用 Image Pro 软件对该区域 O 相和 $B2$ 相的体积分数进行测量,结果见图 7,其中,灰色为 O 相,浅色为 $B2$ 相。 O 相含量的计算结果见表 2。可以看出,基体中 O 相的含量约为 50%,激光冲击后试样近表层区域 O 相的体积分数分别为 53.91%、60.52%、65.13%,比基体中 O 相分别增加了 3.91%、10.52%、15.13%,表明高能量激光冲击诱导了 O 相的形成。

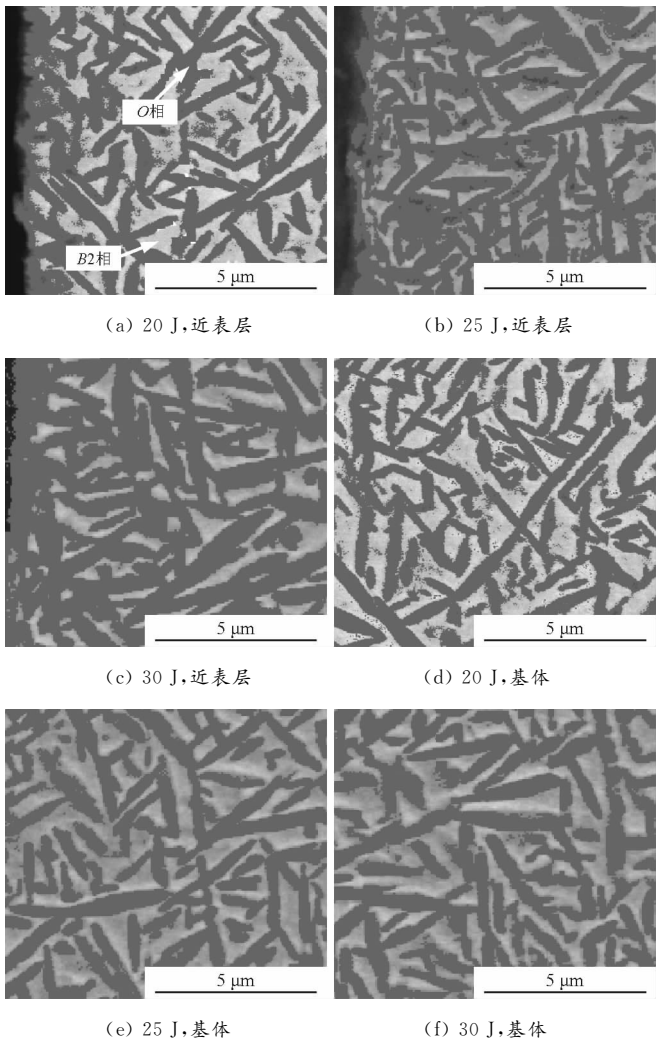


图 7 不同脉冲能量激光冲击后试样表层内 O 相微观形貌
Fig.7 O phase morphologies after laser shock peening with different pulse energies

图 8 为不同脉冲能量激光冲击试样沿深度方向上的显微硬度。可以看出,当激光冲击能量分别为 20、

表 2 不同脉冲能量下激光冲击近表层区域的相体积分数

Tab.2 Phase volume fraction near the surface after laser shock peening with different pulse energies %		
激光脉冲能量/ J	φ_B	
	O 相	B2 相
20	53.91	46.09
25	60.52	39.48
30	65.13	34.87

25、30 J 时,试样最表层显微硬度(HV)分别为 334、360、373,相比基体,显微硬度分别提升了 4.38%、11.11%、14.72%。其显微硬度的影响层深度随着激光冲击能量的升高而递增,分别为 610、710、1 010 μm 。随着脉冲能量增加,体心立方结构基体相(B2 相)转变为有序正交结构的强化相(O-Ti₂AlNb),O 相含量的增加导致 Ti-22Al-27Nb 合金表层显微硬度提升。

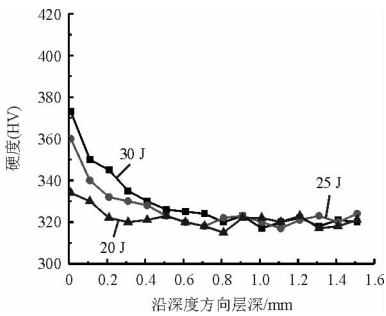


图 8 不同能量激光冲击后试样沿深度方向显微硬度分布
Fig.8 Microhardness distribution of specimens along the depth direction after LSP with different energies

2.2 光斑搭接率对组织相变的影响

采用 25 J 单脉冲能量 1 次冲击,研究光斑搭接率对组织相变的影响。图9为不同光斑搭接率下试样表

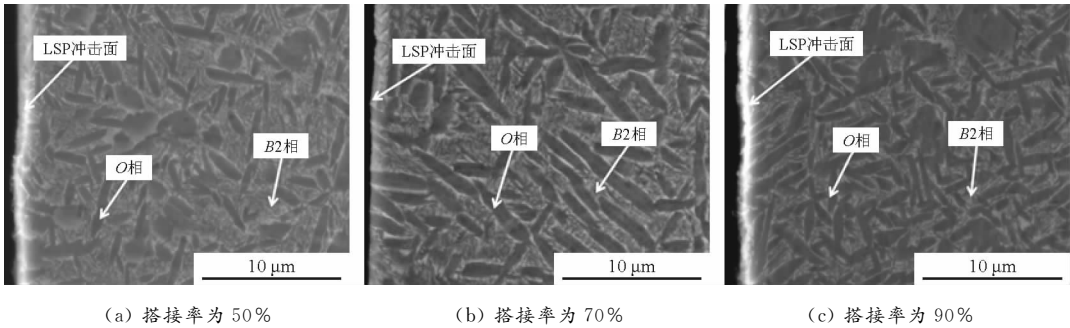


图 10 不同光斑搭接率激光冲击后试样截面 SEM 形貌
Fig.10 Cross-sectional SEM morphologies of specimens by laser shock peening with different overlapping ratio

使得搭接区域存在较大的应力突变^[12]。

表 3 为利用 Image Pro 软件测量的不同搭接率下近表层 O 相和 B2 相含量。可以看出,光斑搭接率越高,B2 相转变为 O 相的含量越高,这是由于增大光斑搭接率,使得单位体积内激光的能量增多和作用于试样表面的冲击波压力增大引起的。

图 11 为不同搭接率激光冲击后试样沿深度方向的

层 XRD 图。可以看出,光斑搭接率分别为 50%、70%、90%时 XRD 图谱上的主要衍射峰均为 O 相和基体 B2 相;搭接率为 90%时,O 相衍射峰最高,50%时 O 相衍射峰最低。因此,随着激光冲击光斑搭接率的增大,O 相析出增加。这是由于光斑搭接率的增大使得单位体积内包含的能量密度升高,致使 B2 相转变为 O 相的驱动力增加。

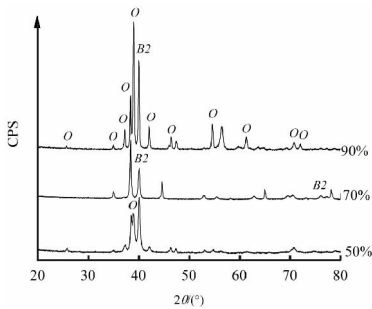


图 9 不同光斑搭接率激光冲击后试样表面 XRD 图谱(其余未标注峰均为 O 相)
Fig.9 XRD patterns of surfaces by laser shock peening with different overlapping ratio

图 10 为不同光斑搭接率激光冲击后试样截面 SEM 组织形貌。可以看出,当光斑搭接率为 50%时,试样近表层区域的 O 相为细小的短棒状;当光斑搭接率为 70%时试样近表层区域的 O 相呈细长条状,与 50%时相比,O 相聚集增多;当光斑搭接率为 90%时,试样近表层区域的 O 相变得更细但长度有所减少。因此,增加光斑搭接率,O 相经历了由长大再细化的过程,这是由于激光冲击过程中不同光斑搭接率会影响残余应力场的分布,导致材料表面发生了不均匀塑性变形,

表 3 不同搭接率激光冲击后近表层区域 O 相和 B2 相体积分数
Tab.3 O and B2 phase volume fraction near the surface after laser shock peening with different overlapping ratio %

光斑搭接率/%	φ_B	
	O 相	B2 相
50	65.22	34.78
70	66.54	33.46
90	70.31	29.69

显微硬度分布。可以看出,当光斑搭接率为 50%、70%、90%时,试样最表层显微硬度(HV)分别为 382、388、401,与原始试样相比分别提升了 19.36%、21.25%、25.31%。其显微硬度影响层深度随着光斑搭接率的升高而增加,分别为 810、910、1 110 μm 。这是由于光斑搭接率增加,试样表面同一位置处的冲击次数增加,而且强化相 O 相的转变量也随之增加,因此增大了试样表面的显微硬度。

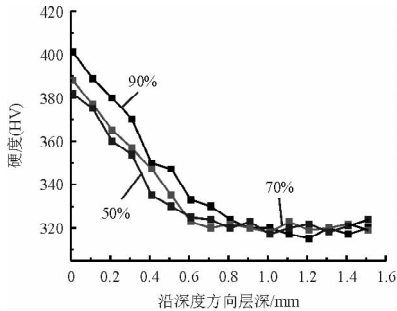


图 11 不同搭接率激光冲击后试样沿深度方向显微硬度分布
Fig.11 Microhardness distribution of specimens along the depth direction after LSP with different overlap ratio

2.3 冲击次数对组织相变的影响

采用 25 J 单脉冲能量、50% 搭接率,研究冲击次数对组织相变的影响。图 12 为不同激光冲击次数下试样最表层 XRD 图谱。由图 12 可知,XRD 图谱上的主要衍射峰仍为 O 相和基体 $B2$ 相。当冲击 5 次时 O 相的

衍射峰最高,冲击 1 次时 O 相的衍射峰最低,冲击 7 次时 O 相的衍射峰较低。这是由于较多的激光冲击次数导致了位错密度的增加和晶格畸变的产生^[13],而过多的冲击次数又会破坏试样表层的完整性。

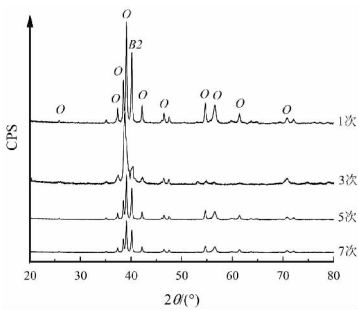


图 12 激光不同冲击次数试样表面 XRD 图谱
(其余未标注峰均为 O 相)
Fig.12 XRD patterns of surfaces by laser shock peening with different shock times

图 13 为不同冲击次数下试样截面 SEM 形貌。可以看出,1 次冲击时试样近表层区域的 O 相组织为细小的短棒状,且部分 O 相聚集在一起;3 次冲击时试样近表层区域 O 相尺寸增大变粗;5 次冲击时试样近表层区域 O 相被拉长, O 相团聚消失;7 次冲击时试样近表层区域的 O 相被挤压成细条状,这是由于同一位置经多次激光冲击后超过了试样的塑性变形极限,进而导致冲击 7 次的试样表面出现了裂纹。

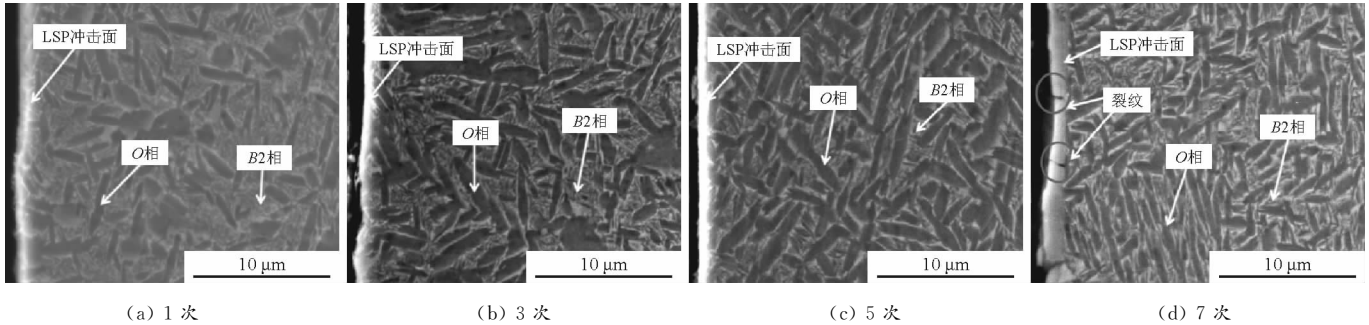


图 13 不同冲击次数激光冲击后试样截面 SEM 形貌

Fig.13 Cross-sectional SEM morphologies of specimens by laser shock peening with different shock times

表 4 为利用 Image Pro 软件测量的不同激光冲击次数下近表层 O 相和 $B2$ 相含量。可以看出,与基体中 O 相含量相比,冲击次数为 1、3、5、7 次时分别增加了 15.22%、21.63%、23.66%、25.33%。这是由于随着冲击

表 4 不同激光冲击次数后近表层区域 O 相和 $B2$ 相体积分数
Tab.4 O and $B2$ phase volume fraction near the surface after laser shock peening with different shock times %

激光冲击次数	φ_B	
	O 相	$B2$ 相
1	65.22	34.78
3	71.63	28.37
5	73.66	26.34
7	75.66	24.67

击次数增加,材料表面塑性变形程度加深,为 $B2$ 相向 O 相转变提供了足够的驱动力,进而使 O 相析出增加。

图 14 为不同激光冲击次数的试样沿深度方向的显微硬度分布。可以看出,当激光冲击次数为 1、3、5、7 次时,试样最表层显微硬度(HV)分别为 382、414、433、451,与基体试样最表层的显微硬度相比,分别提升了 19.36%、19.38%、35.31%、40.94%,其显微硬度影响层深度分别为 810、1 310、1 510、1 610 μm 。显然,冲击次数增加,增大了材料表面变形程度,同时促进了 O 相析出增加,因此导致试样表面显微硬度的增大。

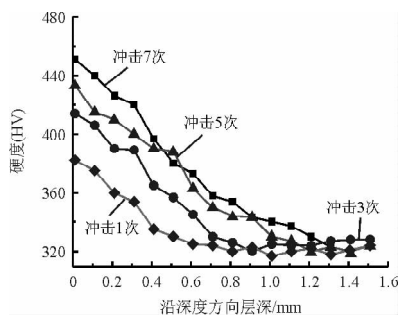


图 14 不同冲击次数激光冲击后试样沿深度方向显微硬度分布

Fig.14 Microhardness distribution of specimens along the depth direction after LSP with different impact times

2.4 组织相变机制分析

激光冲击诱导试样发生相转变,一方面是由于激光冲击导致的塑性变形程度增加,并在试样表层引入位错缠结、位错墙以及位错塞积等缺陷,这些组织缺陷可为 $B2$ 相向 O 相转变提供驱动力;另一方面,激光冲击可引起材料绝热温度升高,当温度值达到组织相变温度时,就会促进组织相变发生。激光冲击诱导的绝热温度增量 ΔT ,可通过下式得到^[14]:

$$\Delta T \approx \frac{\beta}{\rho c_v} p \epsilon \dot{\epsilon} t$$

式中, β 为 Taylor-Quinney 系数,大多数金属为 0.9; ρ 为材料密度,该合金密度为 5.4 g/cm^3 ; c_v 为材料比热容,该合金比热容为 $425 \text{ J/(kg} \cdot \text{K)}$; p 为激光冲击压力,对于钛基合金, $p \approx 1.5 I_0^{0.5} \text{ (GPa)}$ ^[15], I_0 为激光功率密度; $\dot{\epsilon}$ 为应变率,激光冲击诱导的应变率通常达 $10^7/\text{s}$; t 为激光冲击作用时间,通常为激光脉宽的 2~3 倍。以单脉冲激光能量 25 J 、光斑直径为 3 mm 、激光脉宽为 15 ns 为例, I_0 为 23.58 GW/cm^2 , p 约为 7.28 GPa , $\Delta T \approx 1142 \text{ K}$,激光冲击诱导的绝热温度增量达到了 $B2$ 相的转变温度。因此,其转变机制可认为,高能量激光冲击诱导了合金试样产生较大的塑性变形,导致合金试样绝热温度上升至 $B2$ 相的转变温度,从而促进了向 O 相转变。

3 结 论

(1)增加激光冲击能量、光斑搭接率导致 Ti-22Al-27Nb 合金中 $B2$ 相向 O 相的转变增加。当激光冲击能量分别为 20 、 25 、 30 J 时,近表层 O 相的含量分别为 53.91% 、 60.52% 、 65.13% ,与基体相比分别增加了 3.91% 、 10.52% 、 15.13% ,试样最表层显微硬度与基体相比分别提升了 4.38% 、 11.11% 、 14.72% ,其显微硬度层深度随激光冲击能量的增加而增加。当光斑搭接率为 50% 、 70% 、 90% 时,近表层 O 相的含量分别为 65.22% 、 66.54% 、 70.31% ,与基体相比分别增加了

15.22% 、 16.54% 、 20.13% ,试样最表层显微硬度与基体相比分别提升了 19.36% 、 21.25% 、 25.31% ,其显微硬度层深度也随光斑搭接率的增加而增加。

(2)增大激光冲击次数导致更显著的 O 相转变。当激光冲击次数为 3 、 5 、 7 次时, Ti-22Al-27Nb 合金中近表层 O 相的含量分别为 71.63% 、 73.66% 、 75.66% ,与基体相比分别增加了 21.63% 、 23.66% 、 25.66% ,试样最表层显微硬度与基体相比分别提升了 19.38% 、 35.31% 、 40.94% ,其显微硬度层深度也随之增加。

(3)随着激光冲击能量、光斑搭接率和冲击次数的增加, Ti-22Al-27Nb 合金中发生塑性变形程度增加,试样表层引入了位错缠结、位错墙以及位错塞积等缺陷,这为 $B2$ 相向 O 相转变提供了驱动力。同时,随着激光冲击能量、光斑搭接率和冲击次数增加,激光冲击诱导的合金试样绝热温度上升,达到了 $B2$ 相向 O 相发生转变的温度,进而促进 O 相形成。

参 考 文 献

- [1] 司玉锋, 孟丽华, 陈玉勇. Ti_2AlNb 基合金的研究进展[J]. 宇航材料工艺, 2006, 36(3): 10-13.
- [2] 林鹏. Ti-22Al-25Nb 合金板材高温变形行为与成形性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.
- [3] REDDY R G, YAHYA A M, BREWER L. Thermodynamic properties of Ti-Al intermetallics[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2001, 321(2): 223-227.
- [4] SUJATA M, MADAN M, RAGHAVENDRA K, et al. Fretting fatigue in aircraft components made of Ti-Al-V alloys[J]. Procedia Engineering, 2013, 55(12): 481-486.
- [5] LIAO Y L, SUSLOV S, YE C, et al. The mechanisms of thermal engineered laser shock peening for enhanced fatigue performance[J]. Acta Materialia, 2012, 60(13-14): 4997-5009.
- [6] 李伟, 李应红, 何卫锋, 等. 激光冲击强化技术的发展和应[J]. 激光与光电子学进展, 2008(12): 16-20.
- [7] 刘学军, 张旖诺, 吴嘉俊, 等. 激光冲击强化技术原理及其应用研究[J]. 有色金属加工, 2019, 48(1): 14-19.
- [8] KING A, STEUWER A, WOODWARD C, et al. Effects of fatigue and fretting on residual stresses introduced by laser shock peening[J]. Materials Science & Engineering, 2006, A435(4): 12-18.
- [9] LIM H, KIM P, JEONG H, et al. Enhancement of abrasion and corrosion resistance of duplex stainless steel by laser shock peening[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(6): 1347-1354.
- [10] WANG J T, ZHANG Y K, CHEN J F, et al. Effects of laser shock peening on stress corrosion behavior of 7075 aluminum alloy laser welded joints[J]. Materials Science & Engineering, 2015, A647: 7-14.
- [11] KONG B B, WANG D J, ZANG F Y, et al. Microstructure and mechanical properties at elevated temperature of laser-welded Ti-22Al-25Nb alloy sheets[J]. Intermetallics, 2019, 112: 106516.

全金属型铸造技术在齿轮箱铝铸件生产的应用

刘 怡 解西锋
(成都中电锦江信息产业有限公司)

摘 要 通过对齿轮箱的箱体和箱盖两种铸件结构的分析,选用全金属型重力铸造工艺生产。采用“缩管法”冒口设计理论和“均温法”金属型设计理论,确定适合的铸造工艺及金属型参数。针对齿轮箱铸件在设计和生产中存在的问题提出解决方案,实现了铸件的正常生产。与砂型铸造和配砂芯金属型铸造比较,薄壁铝合金铸件全金属型铸造优点明显。

关键词 金属型铸造;齿轮箱体;薄壁铝铸件

中图分类号 TG249.3 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.07.025

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Application of All-metal Mold Gravity Technology in Gearbox Aluminum Alloy Castings

Liu Yi, Xie Xifeng

(Process Technology Department of CEC Jinjiang Info Industrial Co., Ltd.)

Abstract: Through structure analysis of body and cover of gearbox, all-metal mold gravity casting process was selected to determine the appropriate process and metal mold parameters based on riser design theory of “shrinkage pipe method” and metal mold design theory of “temperature equalization method”. In view of the problems existing in the design and production of gearbox castings, solutions were put forward to realize the normal production of castings. Compared with sand mold casting and metal mold casting with sand core, all-metal mold casting has superior advantages for thin-wall aluminum alloy castings.

Key Words: Metal Mold Casting, Gearbox Body, Thin-wall Aluminum Alloy Castings

在载荷相对较小但是有轻质要求的机械产品中,铝合金变速箱是一个很好的选择。铸造铝齿轮箱采用砂型铸造生产时易出现铸件内外品质差、成本高等问题;采用压铸工艺生产铝合金变速箱存在孔洞缺陷几率高,设备、模具投入和运行费用高,不易实现经济型批量生产等问题。而采用金属型重力铸造生产(硬模件),由于其力学性能好、组织致密、精度较高以及良好的经济性,是理想的铝齿轮箱生产方法。

薄壁箱体金属型铸件多采用砂芯(普通型砂、树脂砂或其他),这是因为金属芯抽芯困难,或起模斜度大,不满足零件尺寸要求,或零件、模具极易拉伤;铝液冷却

速度快,充型困难,铸件浇不足;铸件易产生裂纹;全金属型腔易憋气等。因此,全金属型铸造在薄壁箱体或腔体铸件上的应用受到很大限制。

本课题结合“缩管法理论”和“均温理论”,以齿轮箱箱体和箱盖为对象,采用全金属型铸造工艺,研究了铸件的铸造工艺和金属型设计,以期在全金属型铸造技术在薄壁箱体或腔体铸件上的应用提供参考。

1 铸造工艺的可行性分析及设计

箱体和箱盖结构分别见图 1 和图 2。铸件材质均为 ZAlSi12 铝合金,箱体最大轮廓尺寸为 307 mm×

收稿日期:2022-03-22;修改稿收到日期:2022-04-20

第一作者简介:刘怡,男,1963 年出生,高级工程师,成都(610500),E-mail:liuyi1963@163.com

引用格式:刘怡,解西锋. 全金属型铸造技术在齿轮箱铝铸件生产的应用[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(7):913-916.

LIU Y, XIE X F. Application of all-metal mold gravity technology in gearbox aluminum alloy castings[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(7):913-916.

[12] 刘世伟. 激光冲击处理技术研究[D]. 合肥:中国科学技术大学, 2000.

[13] 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[J]. Acta Materialia, 2017, 127(17): 252-266.

[14] CHEN S, MU J, WANG Y D, et al. Formation of omega phase induced by laser shock peening in Ti-17 alloy[J]. Materials Characterization, 2020, 159: 110 017.

[15] DING K. FEM simulation of two sided laser shock peening of thin sections of Ti-6Al-4V alloy[J]. Surface Engineering, 2003, 19 (2): 127-133.

(编辑:刘晨辉)