

船用高负荷齿轮激光合金化齿面改性研究

韦军伟,陈营利,贾海涛,邵 钢

(中国船舶集团有限公司第七〇三研究所,黑龙江 哈尔滨 150078)

摘 要:为了提高船用高负荷齿轮机械性能,对船用高负荷齿轮材料(42CrMoA)进行激光合金化强化处理,并对处理后的样件进行显微组织分析以及对 HXD-1000TMJC 型数字式显微硬度计进行硬度检测,探究激光合金化处理参数,如粉层厚度、激光输出功率、扫描速度和离焦量以及合金粉末成分对性能的影响。结果表明:以 42CrMoA 材料为基体的齿轮,经过激光合金化强化处理后其强化层由合金化层和淬硬层组成,强化层总深度 1.1 mm;随着合金粉层厚度的增加,淬硬层中马氏体质量分数减少,晶粒变得更加粗大;扫描速度的增加会导致强化层深度减小;离焦量减小会使光斑直径逐步缩小,强化层的宽度也随之显著缩小,合金粉末优化后,显微组织显著细化,硬质颗粒密度增大。

关 键 词:42CrMoA;船用高负荷齿轮;激光合金化;齿面改性

中图分类号:TH132 文献标识码:A DOI:10.16146/j.cnki.rndlgc.2023.02.016

[引用本文格式]韦军伟,陈营利,贾海涛,等.船用高负荷齿轮激光合金化齿面改性研究[J].热能动力工程,2023,38(2):118-124. WEI Jun-wei, CHEN Ying-li, JIA Hai-tao, et al. Study on modification of marine high-load gear tooth surface by laser alloying[J]. Journal of Engineering for Thermal Energy and Power, 2023, 38(2): 118-124.

Study on Modification of Marine High-load Gear Tooth Surface by Laser Alloying

WEI Jun-wei, CHEN Ying-li, JIA Hai-tao, SHAO Gang

(No. 703 Research Institute of CSSC, Harbin, China, Post Code: 150078)

Abstract: In order to improve the mechanical performance of marine high-load gear, this paper studied laser alloying and strengthening treatment of marine high-load gear material (42CrMoA), and the treated samples were subjected to microstructure analysis and HXD-1000TMJC digital microhardness tester for hardness testing, to investigate the effects of laser alloying treatment parameters such as powder layer thickness, laser output power, scanning speed, defocusing amount and alloy powder composition on the performance. The results show that the reinforced layer of the gear with 42CrMoA material as the substrate consists of alloyed layer and hardened layer after laser alloying strengthening treatment, and the total depth of the reinforced layer is 1.1 mm; with the increase of the thickness of the alloy powder layer, the martensite mass fraction in the hardened layer decreases and the grains become more coarse; the increase of the scanning speed leads to the decrease of the depth of the reinforced layer; the decrease of the defocusing amount leads to the gradual reduction of the spot diameter, and the width of the reinforced layer also decreases significantly. After the alloy powder is modified, microstructure is refined prominently and hardened grain density increases.

Key words: 42CrMoA, marine high-load gear, laser alloying, tooth surface modification

引 言

目前,船用高负荷齿轮多采用中低碳合金钢(17CrNiMo6)通过渗碳淬火进行表面强化处理,但在热处理过程中存在时间长、处理温度高(900 ~ 930 ℃)、工件易变形、表面精度低和渗碳处理后需要后续加工等问题^[1-4],而且渗碳淬火工艺必须在专用的渗碳淬火钢上进行,限制了齿轮芯部能够达到的机械性能。因此,针对船用高负荷齿轮渗碳淬火工艺存在的问题,进行齿面改性的研究是十分有意义的。

激光合金化表面改性技术自产生以来就受到众多研究人员的关注,Almeida 等人^[5]对铝进行激光合金化研究,通过添加适量的 Mo 元素,发现新形成的合金化层的摩擦系数显著降低,耐磨性得到很大的提高。Brytan 等人^[6]利用 SiC 粉末对不锈钢进行激光合金化处理,发现处理后的不锈钢表面硬度得到了显著提高。刘文昌等人^[7]根据涂钼铬合金元素的合金化试验发现,材料的表面硬度提高了 2 ~ 3 倍,并且层厚可达 1 mm。唐传芳等人^[8]对铝活塞进行激光合金化研究发现,经激光合金化处理后的铝活塞耐磨性比原材料提高 2.48 ~ 3.71 倍,寿命提高 2 倍以上。姚建华等人^[9]对调质态 2Cr13 低碳马氏体不锈钢汽轮机叶片进行激光合金化处理,经检测发现,激光合金化处理后硬度较母材提高 180%,且使叶片表面的残余压应力转变为残余拉应力。Kwok 等人^[10]对 AISI 1050 低碳钢表面预制 NiCrSiB 粉末,经激光合金化处理后,合金表面的整体抗气蚀性是基体的 8.9 倍。

42CrMo 钢常用的表面强化方法为氮化,但强化层深度一般较浅(低于 1.5 mm),难以传递较大扭矩和功率,因此无法满足船用高负荷齿轮的性能要求。本文利用激光合金化技术对 42CrMoA 钢制齿轮进行齿面改性研究,探究工艺参数,如合金粉末预置厚度、激光器输出功率、扫描速度和离焦量对强化层的影响,并利用硬度计、电镜对强化层进行分析,验证该新技术与 17CrNiMo6 钢制渗碳淬工艺性能的优势。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验材料选择 42CrMoA 钢,预备热处理为调质,调质的硬度为 318.2 ~ 343.2 HV,其化学成分要求范围(GB/T3077 - 1999)与实测值如表 1 所示。

表 1 42CrMoA 钢化学成分要求值与实测值(%)

Tab.1 Required and measured values of chemical composition of 42CrMoA steel(%)

合金元素	国标要求范围	实测值
C	0.38 ~ 0.45	0.42
Si	0.17 ~ 0.37	0.29
Mn	0.50 ~ 0.80	0.61
P	≤0.025	0.023
S	≤0.025	0.009
Cr	0.90 ~ 1.20	1.01
Ni	≤0.30	0.24
Mo	0.15 ~ 0.25	0.18
Cu	≤0.12	0.117
Al	≤0.015	0.008

1.2 试验方法

采用激光合金化对 42CrMoA 钢进行表面改性强化处理,试验过程中的工艺参数对于处理结果均会产生影响。合金粉末初步成分配比方案中各元素的质量分数设定为:C,25.2%;(Ti + Zr),30%;Si,8%;B,5%;Ni,3%;Mo,3%;Co,3%;Re₂O₃,5%;CaF₂,5%;Fe,12.8%。在 FH8000 型 CO₂ 快轴流工业激光加工系统上进行单道扫描的激光合金化参数优化试验。试验采用 f = 380 mm 聚焦镜,离焦量为 10 ~ 50 mm,预置粉层厚度为 0.1 ~ 0.5 mm,激光束最大使用功率 5 500 W,扫描速度在 100 ~ 500 mm/min 之间。

使用 HXD-1000TMJC 型数字式显微硬度计对处理后的试样进行硬度检测,并利用显微镜和扫描电镜对材料金相组织进行观察分析。

硬度检测位置参照 GB/T18683 需求,在合金化层及淬硬层横截面月牙形底部最低点与表面垂线交

点为中心的指定宽度 0.5 mm 范围内,垂直于试样表面的任意一条直线上进行硬度测试,如图 1 所示。按照 GB/T18683 - 2002 中规定的金属显微维氏硬度试验方法进行检测强化处理后,图中 h_1 为淬硬层深度, h_2 为合金化层深度。

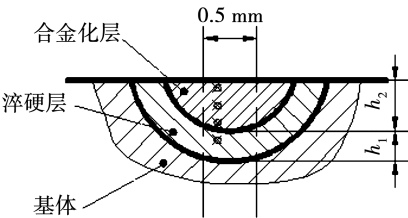


图 1 强化层深度及硬度检测示意图

Fig. 1 Schematic diagram of strengthening layer depth and hardness testing

2 试验结果与分析

2.1 预置粉层厚度对表面处理结果的影响

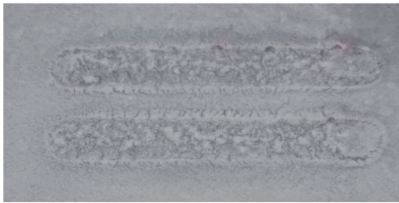
将激光束输出功率固定为 5 500 W,离焦量固定为 50 mm,确定不同粉末厚度下的扫描速度。当粉末厚度超过 0.4 ~ 0.5 mm 时,采用240 mm/min以下的扫描速度才能保证粉层充分熔化;当粉层厚度为 0.25 ~ 0.4 mm 时,需采用400 mm/min以下的扫描速度;当粉层厚度为 0.1 ~ 0.15 mm 时,需采用 500 mm/min 以下的扫描速度。经实验选择适应性最佳的扫描速度为 180 mm/min,考察 3 种粉层厚度对强化层性能的影响。因粉层厚度 0.11 mm 时获得的强化层表面成形太差,因此在该厚度下又进行了扫描速度 $v = 300$ mm/min 的单道扫描。

图 2 ~ 图 4 为不同粉层厚度时的强化层表面成形状态。粉层厚度 0.44 和 0.28 mm 的表面堆高分别为 0.3 和 0.1 mm,磨削后成型均良好;粉层厚度 0.11 mm 处理后强化层表面存在凹坑,表面成形很差,无实用价值。图 4 图片中给出的上、下两道合金化层分别在 180 和 300 mm/min 扫描速度下形成。

不同粉层厚度获得的激光强化层硬度如表 2 所示。



磨削前



磨削后

图 2 粉层厚度 0.44 mm 时的强化层表面成形状态
Fig. 2 Surface forming state of strengthening layer when the thickness of powder layer is 0.44 mm

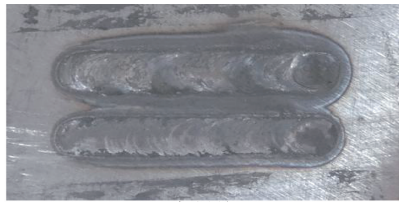


磨削前

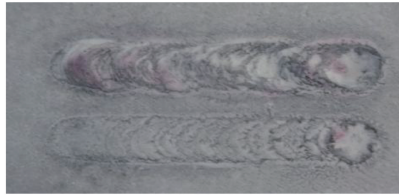


磨削后

图 3 粉层厚度 0.28 mm 时的强化层表面成形
Fig. 3 Surface forming state of strengthening layer when the thickness of powder layer is 0.28 mm



磨削前



磨削后

图 4 粉层厚度 0.11 mm 时的强化层表面成形状态
Fig. 4 Surface forming state of strengthening layer when the thickness of powder layer is 0.11 mm

表 2 不同粉层厚度的激光合金化层硬度
Tab.2 Hardness of laser alloying layer with different powder thickness

粉末厚度/mm	速度/ mm·min ⁻¹	硬度/HV	
		合金化层	淬硬层
0.44	180	826	667
0.28	180	851	704
0.11	180	846	720
0.11	300	826	667

由表 2 可知,不同粉层厚度合金化层的硬度没有明显变化,淬硬层的硬度随着粉层厚度增加减小。其中,淬硬层硬度随粉层厚度增加而减小的原因是,粉层厚度大时形成的合金化熔池体积更大,通过基体传导的热量更多,散热时间更长,因此淬硬层冷速降低,从而减少了组织中发生马氏体相变的数量,晶粒也变得粗化,硬度降低。虽然晶粒相对变粗,但仍比渗碳淬火工艺的晶粒细小。在 500 倍光镜观察下,随着粉层厚度的增加,淬硬层中马氏体含量减少,晶粒变得更加粗大。淬硬层组织如图 5 所示。

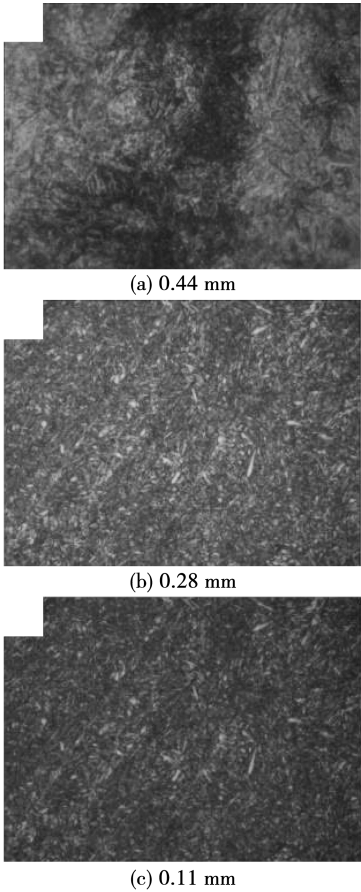


图 5 不同粉层厚度的淬硬层金相组织照片
Fig.5 Metallographic structure photo of hardened layer with different powder thickness

2.2 激光输出功率对表面的影响

试验采用的预置粉层厚度为 0.36 mm,固定扫描速度 180 mm/min 和离焦量 50 mm,考察激光输出功率对材料强化层与合金化层深度和硬度的影响。试验结果如表 3 所示。

表 3 不同功率时激光强化层硬度
Tab.3 Hardness of laser strengthening layer with different power

功率/W	粉末厚度/mm	深度/mm		硬度/HV	
		合金化层	强化层	合金化层	淬硬层
5 500	0.36	1.0	2.3	902	646
5 000	0.36	1.0	2.3	805	714
4 500	0.36	1.1	2.3	870	664
4 000	0.36	1.1	2.3	879	664

试验结果表明,在保证粉末充分熔化的前提下,单独改变激光输出功率对合金化层和强化层深度没有显著影响。合金化层硬度及淬硬层硬度与输出功率之间也未见明显规律性。但根据激光表面强化的一般经验,激光热输入量越小,造成零件的变形越小。因此,当扫描速度等其他参数不变时,在保证粉末充分熔化的前提下,应选择较小的输出功率。由于操作过程中涂层厚度较难精确控制,所以要根据实际情况选择激光输出功率。

2.3 扫描速度和离焦量对表面处理结果的影响

将激光输出功率固定为 $P=5\,500\text{ W}$,预置粉层厚度 0.35 mm,在不同离焦量下考察扫描速度对强化层深度和硬度的影响,实验结果如表 4 所示。

表 4 不同激光合金化速度及离焦量的合金化层硬度
Tab.4 Hardness of alloying layer with different laser alloying speeds and defocusing amounts

编号	速度/ mm·min ⁻¹	离焦量/ mm	深度/mm		硬度/HV	
			合金化层	淬硬层	合金化层	淬硬层
1	400	50	1.1	0.9	852	756
2	320	50	1.0	1.1	857	711
3	240	50	1.1	1.1	864	652
4	160	50	1.0	1.4	880	720
5	400	30	0.8	1.05	948	704
6	320	30	0.9	1.15	911	689
7	240	30	1.05	1.3	897	713
8	160	30	1.5	1.3	899	697
9	400	10	1.3	0.65	843	636
10	320	10	1.1	0.9	836	698
11	240	10	1.4	0.85	849	631
12	160	10	1.4	1.0	864	644

扫描速度为激光束移动的速度,由表 4 可知,当离焦量为 50 mm 时,在其他工艺参数相同的情况下,随着激光扫描速度降低,对合金化层的硬度并没有产生显著的影响,但强化层的总深度在逐步增加。当离焦量为 30 mm 时,对比试验编号 5~8 可以发现,随着扫描速度的降低,激光合金化层和强化层的深度均逐渐增加,且深度增加的幅度越来越大;合金化层和淬硬层硬度没有明显的变化规律。当离焦量为 10 mm 时,对比试验组合 9~12 可以发现,随着激光扫描速度的降低,合金化层的深度先降低后增加,但变化幅度不大,强化层的总深度呈逐渐增加趋势;硬度无明显的变化规律。此外,在各离焦量下,随着扫描速度降低,强化层的宽度逐步增加,图 6 (a)~图 6(c)中每张图从左到右对应的扫描速度依次为 400,320,240 和 160 mm/min。



(a) 离焦量 50 mm



(b) 离焦量 30 mm



(c) 离焦量 10 mm

图 6 不同扫描速度和离焦量下强化层外观照片

Fig. 6 Photos of the appearance of strengthening layer under different scanning speeds and defocusing amounts

离焦量是激光焦点离作用工件间的距离,首先会显著影响强化层的宽度。从图 6(a)~图 6(b)可以看到,随着离焦量减小,光斑直径逐步缩小,强化层的宽度也显著缩小。合金化层硬度与离焦量无明显相关性,淬硬层的硬度则在离焦量为 10 mm 时显著降低。当激光合金化速度为 400 和 320 mm/min 时,随着离焦量的减小,合金化层深度先减小后增大,强化层深度无明显变化规律。当激光合金化速度为 240 mm/min 时,随着离焦量的减小,合金化层和强化层的深度没有明显变化规律,强化层硬度值也没有明显的变化,但是总体的变化趋势为随着合金化速度的降低,合金化层和强化层的深度增加。当激光合金化速度降为 160 mm/min 时,合金化层深度和强化层深度随着离焦量的减小,大趋势也是逐渐增加;淬硬层的深度则逐步减小。

3 优化分析

3.1 合金粉末优化

根据初步配比方案获得的合金化层的显微组织特征,合金粉末的优化方向包括:(1) 增加碳含量,目的是在合金化层中生成莱氏体,细化奥氏体晶粒,以及促进原位自生碳化物颗粒的形成和长大。(2) 调整 Ti 和 Zr 的相对比例,增加二者的总加入量,必要时加入其他强碳化物形成元素,目的是提高原位自生碳化物的分布密度,促进颗粒尺寸增大。优化后确定的激光加工参数为: $P=5\ 500\text{ W}$, $v=200\text{ mm/min}$, 离焦量 50 mm, 预置粉层厚度 0.29 mm, 侧吹 Ar 保护气,流量为 15 L/min。合金粉末具体的成分配比质量分数为: C, 30%; Ti, 20%; Zr, 12%; Nb, 4%; Si, 8%; B, 7%; Ni, 3%; Mo, 3%; Co, 3%; Re_2O_3 , 5%; CaF_2 , 5%。

3.2 粉末优化后显微组织与硬度分析

图 7 为合金粉末优化前后的合金化层电镜照片。可以看出,合金粉末优化前材料组织为粗大的竹叶状马氏体,这将导致合金化层的韧性差,在大面积制作时易出裂纹;颗粒尺寸偏小,分布密度偏低,无法充分发挥原位自生硬质颗粒在耐磨性能方面的优势。参数优化后其组织得到显著细化,金相组织表现为细小的亚共晶组织(残余奥氏体和马氏体),材料的颗粒密度增加,在受力效果上将优于未优化处理方案。

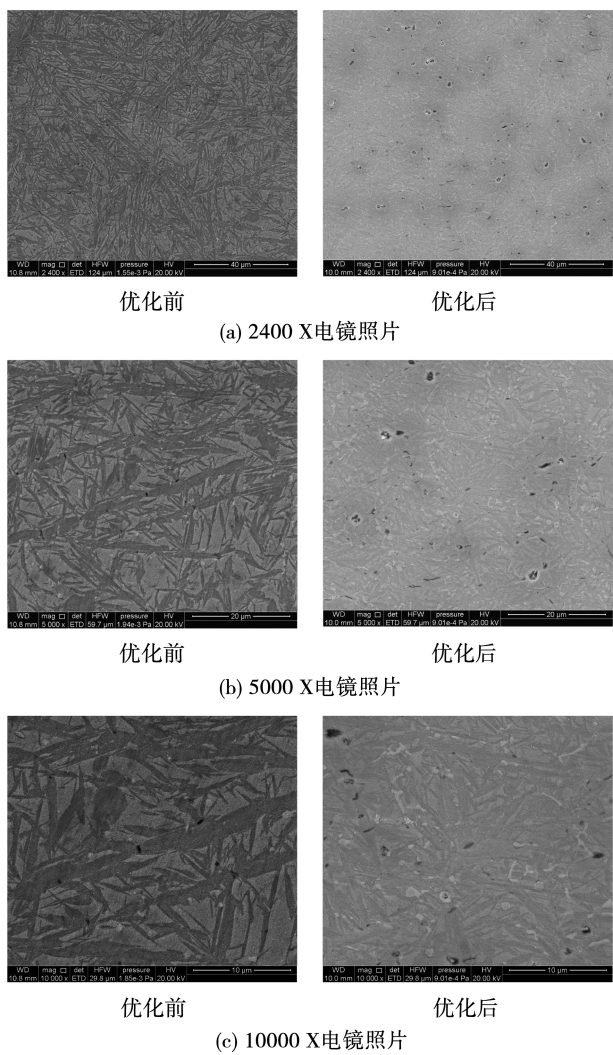


图 7 合金粉末优化前后的合金化层电镜 (SEM) 照片

Fig.7 SEM photos of alloying layer before and after alloy powder optimization

对颗粒进行的微区成分分析,颗粒中的主要金属元素的质量比和原子比如表 5 所示。强碳化物形成元素在颗粒中高度富集,说明生成的颗粒是以 Ti,Zr,Fe 为主的复杂碳化物陶瓷颗粒。

表 5 原位自生颗粒中金属元素相对比例

Tab.5 Relative proportions of metallic elements in in-situ authigenic particles

元素	质量比/%	原子比/%
Zr	23.02	14.5
Nb	4.37	2.71
Ti	47.58	57.06
Fe	25.03	25.73

42CrMoA 钢激光合金化工艺优化后的硬度梯度与 17CrNiMo6 渗碳(10 h)淬火的硬度梯度如图 8 所示。从图中可以看出,42CrMoA 钢激光合金化工艺优化后的硬度梯度变化较为均匀,而 17CrNiMo6 渗碳淬火钢硬度先增加,达到最大值后其硬度降低变化率较大,在受力时由于表面硬度较低,较容易出现疲劳损伤。由于激光合金化处理 42CrMoA 钢硬度更高,且在合金化层内硬度值保持较高,可以使齿轮具有更好的抵抗赫兹应力性能。

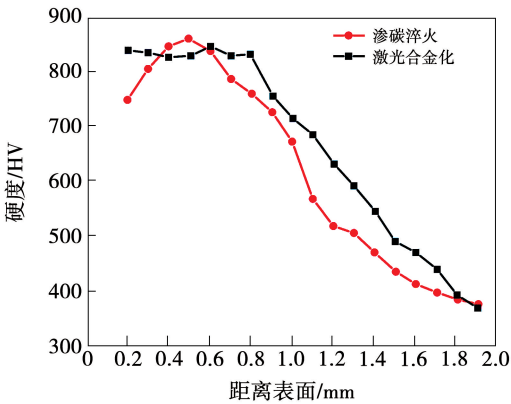


图 8 优化后硬度与 17CrNiMo6 渗碳(10 h)淬火硬度变化

Fig.8 Changes of hardness after optimization and 17CrNiMo6 carburization (10 h) quenching hardness

在完成激光合金化处理并加工至成品尺寸的试验齿轮上取样检测齿面强化层的深度和硬度,结果如表 6 所示。其中,第一侧齿面加工工艺为激光合金化+激光淬火,第二侧齿面加工工艺为激光合金化。

表 6 试验齿轮强化层深度和硬度检测结果

Tab.6 Test results of depth and hardness of strengthening layer of test gear

检测项目	第一侧齿面	第二侧齿面
合金化层深度/mm	0.5	0.5
强化层总深度/mm	1.1	1.1
合金化层平均硬度/HV	810.5	803.1
淬硬层最大硬度/HV	640.9	657.8

对齿轮芯部硬度的检测结果显示,其硬度达到 332.9 HV。运用激光合金化技术处理齿轮,单件生产过程中用时约为渗碳淬火工艺的 1/3,且激光合

金化工艺后续加工量小、变形小。

4 结 论

(1) 激光合金化处理过程中合金化预置粉层厚度、激光束的输出功率、扫描速度以及离焦量等参数对于处理过程都会产生影响。在预置粉层厚度一定、保证熔化良好的条件下,选择较低的激光输出功率和适当的扫描速度会使处理变形减小,材料的组织性能更好。

(2) 随着合金粉层厚度的增加,淬硬层中马氏体含量减少,晶粒变得更加粗大;随着扫描速度的增加,强化层深度减小;随着离焦量减小,光斑直径逐步缩小,强化层的宽度也随之显著缩小。

(3) 经激光合金化处理过后的样件,表层硬度在一定范围内变化平稳,而渗碳淬火试样硬度变化为先增大后减小,在距离表面 0.2 mm 的位置,激光合金化处理的 42CrMoA 钢硬度比 17CrNiMo6 渗碳淬火钢高 93 HV,同时芯部还保持良好的韧性。

(4) 合金粉末优化后,得到的显微组织显著细化,硬质颗粒密度增加。

参考文献:

[1] 李佐锋. 气体渗碳淬火对齿轮精度的影响[J]. 农业装备与车辆工程,2006(11):36-38.

LI Zuo-feng. The influence of gas carburization quench on gear's precision [J]. Agricultural Equipment & Vehicle Engineering, 2006(11):36-38.

[2] 马亚和. 渗碳钢的热处理变形[J]. 热加工工艺,1978(6):44-63.

MA Ya-he. Heat treatment deformation of carburized steel [J]. Hot Working Technology, 1978(6):44-63.

[3] 张玉忠, 刘 保. 齿轮渗碳淬火变形分析与控制[J]. 热加工工艺, 2019(8):206-208,211.

ZHANG Yu-zhong, LIU Bao. Distortion analysis and control of carburizing and quenching of gears[J]. Hot Working Technology, 2019(8):206-208,211.

[4] 柳晓鹏,雷建波. 齿轮渗碳淬火变形原因及控制措施[J]. 四川兵工学报,2009,30(5):58-60.

LIU Xiao-peng, LEI Jian-bo. Deformation cause and control measures of gear carburizing and quenching [J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2009,30(5):58-60.

[5] ALMEIDA A, CARVALHO F, CARVALHO P A, et al. Laser developed Al-Mo surface alloys; microstructure, mechanical and wear behaviour [J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 200:4782-4790.

[6] BRYTAN Z, DOBRZANSKI L A, PAKIEA W. Laser surface alloying of sintered stainless steels with SiC powder[J]. Journal of Achievements in Materials & Manufacturing Engineering, 2011, 47(1):42-56.

[7] 刘文昌, 陆占余, 贾 晶. 45~#钢激光表面合金的研究[J]. 山西大学学报(自然科学版), 1988(3):31-34.

LIU Wen-chang, LU Zhan-yu, JIA Jing. Study of laser surface alloying of 45~# steel [J]. Journal of Shanxi University (Natural Science Edition), 1988(3):31-34.

[8] 唐传芳, 冯燕武, 郑仲渝, 等. 铝活塞的激光表面合金化[J]. 金属热处理, 1996(9):3-5.

TANG Chuan-fang, FENG Yan-wu, ZHENG Zhong-yu, et al. Laser surface alloying on Al-piston [J]. Heat Treatment of Metals, 1996(9):3-5.

[9] 姚建华, 于春艳, 孔凡志, 等. 汽轮机叶片的激光合金化与激光淬火[J]. 动力工程, 2007(4):652-656.

YAO Jian-hua, YU Chun-yan, KONG Fan-zhi, et al. Laser alloying and quenching of steam turbine blades [J]. Power Engineering, 2007(4):652-656.

[10] KWOK C T, MAN H C, CHENG F T. Cavitation erosion-corrosion behaviour of laser surface alloyed AISI 1050 mild steel using NiCrSiB [J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 303(1/2):250-261.

(丛 敏 编辑)