

Ti811 合金表面 TC4 激光熔覆层微观组织及性能

张天刚¹, 孙荣禄^{1,2}

(1. 天津工业大学 机械工程学院, 天津 300387; 2. 天津工业大学 天津市现代机电装备技术重点实验室, 天津 300387)

摘要: 按照 CFM56 系列发动机维修手册的建议, 在 Ti811 合金表面采用同步送粉激光熔覆技术, 以 TC4 合金粉末为原料, 制备出均匀致密、无气孔和裂纹等缺陷的激光熔覆层。分析涂层的宏观形貌、微观组织结构和组织相变过程, 测试涂层的显微硬度和摩擦磨损性能。结果表明, 扫描电镜下涂层微观组织呈现魏氏体结构特征, 涂层显微硬度相比基材有所提高, 主要原因是涂层中的针状马氏体 α' 有一定的强化作用; 涂层中弥散分布的纳米颗粒 Ti_3Al 的沉淀强化和弥散强化等作用也在一定程度上提高了涂层的显微硬度; 熔覆层的磨损机制为磨粒磨损和黏着磨损的复合磨损机制。

关键词: Ti811 合金; 激光熔覆; 针状马氏体; Ti_3Al 化合物; 显微硬度

中图分类号: TG 457.1 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.2019400097

0 序 言

随着航空航天工业飞速发展, 钛合金作为常用结构材料得到广泛应用^[1-3]。Ti-8Al-1Mo-IV(Ti811)是美国研制的一种近 α 型耐热钛合金, 其具有密度低、弹性模量高、振动阻尼性能优良、热稳定性好、焊接性能和成形性能好等诸多优点, 尤其是其比刚度是工业钛合金中最高的钛合金, 因而成为先进航空发动机压气机高温端转动部件的重要选材之一^[4-6]。例如, 赛峰 CFM56-3 和 CFM56-5 系列航空发动机高压压气机转子叶片的第 1 级至第 3 级就是采用 Ti811 作为制造材料锻造而成, 因其工作环境长期受到气流、风沙的冲蚀, 造成叶片整体出现尺寸超差或表面出现失效斑点, 此类问题的出现会严重影响航空发动机高压压气机的正常工作, 甚至可能造成重大事故隐患。目前, 国内没有自主知识产权的企业能够对民航发动机高压压气机转子叶片进行修复, 且开展的相关研究工作也较少。

试验以 Ti811 合金为基板, 按照 CFM56 发动机维修手册中给出的修复建议, 采用光纤式激光器同步送粉 TC4 粉末制备了激光熔覆层, 研究了激光熔覆层的生成机理、微观组织和显微硬度, 为航空发动机高压压气机叶片的修复和再制造提供了试

验和理论依据。

1 试验方法

基底材料为 Ti811 近 α 型钛合金, 采用电火花线切割机对钛合金板进行切割, 制得尺寸为 50 mm × 40 mm × 8 mm 的试块, 其主要化学成分见表 1, 采用喷砂处理的方式对待加工试块进行表面处理, 以去除表面氧化层及污物, 另外, 喷砂处理可以增加基材表面粗糙度, 增加基材对激光能量的吸收率。

表 1 Ti811 钛合金化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of Ti811 alloy

Al	V	Mo	C	N	Fe	O	Ti
8.1	0.99	1.05	0.03	0.01	0.05	0.06	余量

熔覆粉末采用 TC4 球形粉末, 粒度为 60~120 μm , 其主要化学成分见表 2, 形貌如图 1 所示。

表 2 TC4 钛合金化学成分 (质量分数, %)
Table 2 Chemical composition of TC4 alloy

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
5.5~6.8	3.5~4.5	0.30	0.10	0.05	0.01	0.20	余量

试验用激光熔覆系统的型号为 APH3680, 激光器选用通快 Laser TruDisk 4002, 主要工艺参数为: 功率 $P=500\sim900\text{ W}$, 扫描速度 $v=300\sim500\text{ mm/min}$, 激光光斑直径 $D=3.0\text{ mm}$, 送粉量 $M=1.2\text{ r/min}$

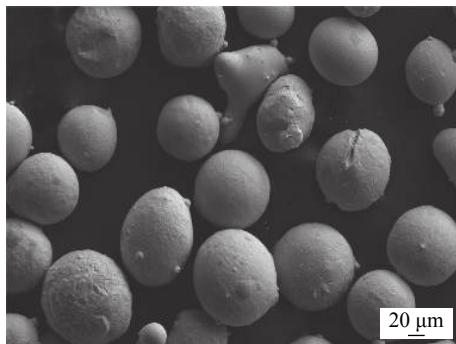


图 1 熔覆材料 TC4 粉末颗粒形貌

Fig. 1 Morphology of TC4 powders (as precursor for cladding)

送粉气体为氦气, 保护气体为氩气, 激光头焦距为 16 mm.

用卡尔蔡司 SIGMA3 型扫描电镜分析熔覆层的微观组织结构. 用 Wilson 电子显微硬度计测量熔覆层的显微硬度. 利用 RTEC UP 白光非接触式轮廓仪测量熔覆层磨损形貌. 采用布鲁克 UMT 摩擦磨损试验机测试熔覆层的摩擦磨损性能.

2 试验结果及分析

激光熔覆过程中形成的熔池形貌如图 2 所示. 从图中可以看出, 熔池呈圆形, 由于激光器在加工过程中以一定的扫描速度移动, 因此在激光熔覆方向的反向形成了“慧尾”现象. 熔池呈圆形说明熔覆材料和基材在熔覆过程中得到了充分熔化.



图 2 熔池形貌图

Fig. 2 Molten pool topography

图 3 为激光熔覆层的横截面宏观形貌, 从图中可以看出涂层内部组织致密均匀, 涂层与基材的结合区形成了光滑连续的白色亮带, 呈良好的冶金结合, 涂层中无明显裂纹和气孔等缺陷存在.

应当指出的是, 激光熔覆层的成形质量和裂纹、气孔等缺陷不仅与激光熔覆工艺参数密切相关, 而

且还与材料体系组成、送粉气流量、保护气体的流量等密切相关. 经试验分析测试, 在试验中选取的激光功率 $P = 700 \text{ W}$, 扫描速度 $v = 420 \text{ mm/min}$, 保护气体流量为 11 L/min, 送粉气体流量为 7 L/min.

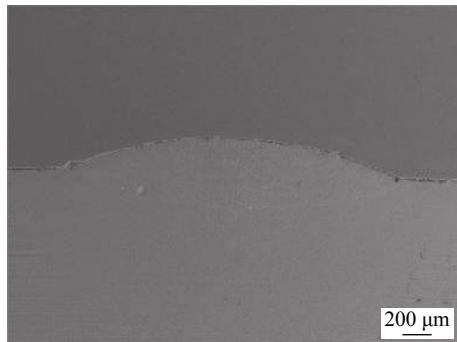


图 3 TC4 激光熔覆层表面形貌

Fig. 3 Morphology of TC4 laser cladding coating

图 4 为激光熔覆涂层 X 射线衍射 (XRD) 图谱, 由图分析可知熔覆层中主要生成相包括 α -Ti, β -Ti 和 Ti_3Al .

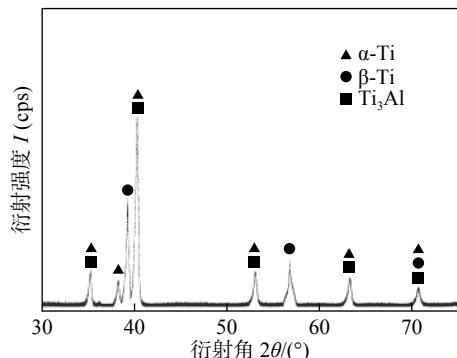


图 4 激光熔覆 TC4 合金涂层 X 射线衍射图谱

Fig. 4 X-ray diffraction pattern of laser cladding TC4 alloy coating

图 5a 是激光熔覆层中部区域的微观组织形貌, 图中生成了典型的魏氏体组织^[7]. 图中 A1 为生成的粗大板条组织, 在 A1 围成的区域内, 分布了大量的针状马氏体组织 A2 和暗色区域 A3, 对 A1, A2 和 A3 做 EDS 分析显示, Ti 元素的含量均在 80% (质量分数) 左右, 可见 A1, A2 和 A3 均为 Ti 元素组成的不同形态物相. 图 5b 是图 5a 的局部放大图, 从图 5b 中可以看出涂层中 A1, A2 和 A3 区域内弥散分布着 10 ~ 50 nm 左右的白色颗粒 A4.

对 A1, A2, A3 和 A4 的分析要基于 Ti-Al 二元合金相图, 如图 6 所示. TC4 是典型的 $\alpha + \beta$ 型钛合金, TC4 从液相区经冷却至 1 670 °C 后先进入 β 固相区, 继续冷却至 882 °C 后进入 α 固相区, 由于激光熔覆具有急冷急热的特点, 熔池存在的时间极

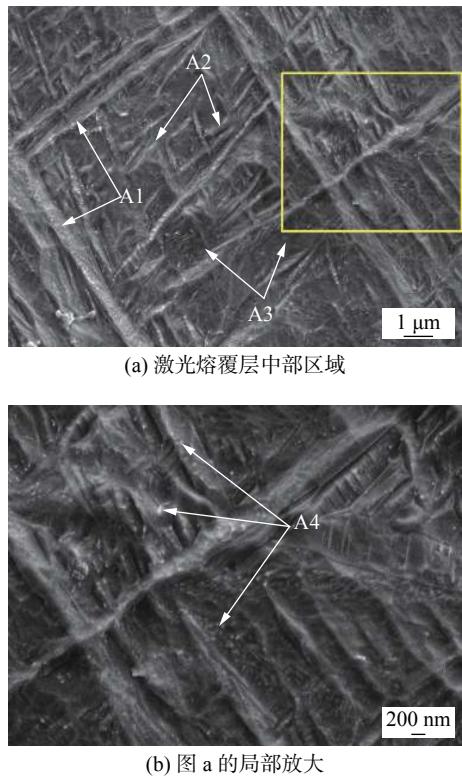


图 5 激光熔覆 TC4 合金涂层的微观组织形貌
Fig. 5 Microstructure of laser cladding TC4 coating

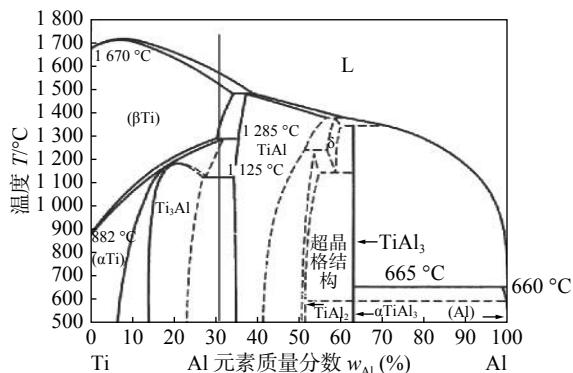
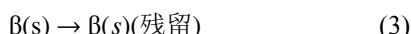


图 6 Ti-Al 二元合金相图
Fig. 6 Ti-Al binary alloy phase diagram

短, 那么进入 β 固相区的 TC4 将发生如下反应^[7], 即



进入 β 固相区的 TC4 在快速冷却过程中, 除了式(1)表示的正常 β 相转变为 α 相外, 由于激光熔覆过冷度较大, 熔池存在时间极短, 会造成部分 β 相来不及转变为 α 相, 除了部分 β 相残留外(式(3)), 还有部分 β 相将转变为成分与母体相同、晶体结构不同的过饱和固溶体(密排六方晶格马氏体)^[8], 如

式(2)所示。式(2)为典型的 α 或 $\alpha + \beta$ 型钛合金的马氏体相变^[9], 这种相变属于无扩散型相变, 在相变过程中不会发生原子扩散, 只发生晶格重构, 动力学的特点是转变无孕育期, 瞬间形核长大, 转变速度极快^[10]。式(2)生成的 α' 为亚稳相, 通常的 XRD 分析无法区分 α 相和 α' 相, α' 相在室温以上加热, 即可直接分解为 $\alpha + \beta$ 相。有研究指出^[11], α' 相在电镜下呈针状马氏体, 特点是晶格与母体 β 相之间存在严格取向关系, 且总是沿着 β 相的晶面形成。结合 EDS 分析结果及图 5 中 A2 的形态可以断定, A2 为针状马氏体 α' 相, 结合图 5 和 XRD, EDS 分析结果可以判定, A3 为围绕针状 α' 相残留的 β 相。另外, α' 的特点不同于钢中的马氏体, 钛合金的 α' 相硬度略高于 α 固溶体, 对合金的强化作用有限。

魏氏体组织的显著特点是晶界清晰完整, 钛合金从 β 相区快速冷却的过程中, 从原始的 β 晶界析出连续的晶界 α , 晶界围成的 β 晶粒上析出针状 α' , 且晶界 α 相呈现细长平直、相互平行等特点^[12-13]。图 5a 中晶界细长平直, 呈平行的条状相, 晶界围成的区域内分布大量针状马氏体, 结合魏氏体组织中晶界的生长特点, 以及 XRD 和 EDS 分析结果, 可以判定 A1 为晶界 α 相。

当钛合金中 Al 的含量在 5% ~ 25%(质量分数)左右时, 钛合金在相变过程中会生成 Ti_3Al 金属间化合物^[8], Ti811 中 Al 含量为 8.1%(质量分数), TC4 中 Al 含量为 5.5% ~ 6.8%(质量分数), 涂层中具备生成 Ti_3Al 的条件, 再结合二元合金相图可知, 当 Al 含量较低时, Ti_3Al 会沉淀析出。

Chen 等人^[14]通过原位烧结 $TiH_2-47Al-0.1Si-5Nb$ 等合金原位生成了超细纳米晶粒 Ti_3Al , 在基体中以 20 ~ 50 nm 的纳米颗粒弥散分布在基体中。从图 5b 中发现, A4 相的形貌尺寸和分布特点完全符合上述研究成果对于 Ti_3Al 的描述, 即 A4 相呈纳米颗粒伴随 α 相, α' 相和残留 β 相弥散分布在涂层中。综合上述分析, 结合 XRD 分析结果以及 Ti-Al 二元合金相图可以判定, A4 为纳米级的 Ti_3Al 颗粒, 沉淀析出后均匀弥散分布在涂层中, 形成了涂层的沉淀强化和弥散强化。

3 涂层的显微硬度分析

图 7 为激光熔覆层表面到基材的显微硬度曲

线分布。从图中可以看出,激光熔覆层的显微硬度相比基材来说有所提高,涂层最高硬度为 475 HV0.5,基材的平均硬度为 400 HV0.5 左右,涂层显微硬度有所提高的主要原因有以下 3 点。

(1) 涂层中的针状马氏体对涂层的显微硬度有所提高。

(2) Ti_3Al 虽然为脆性相,但其沉淀强化和弥散强化作用提高了涂层硬度。

(3) 激光熔覆本身的细晶强化作用也在一定程度上提高了涂层硬度。

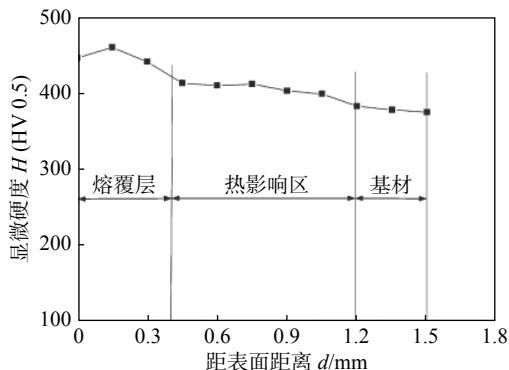


图 7 激光熔覆层表面到基体的显微硬度曲线

Fig. 7 Microhardness curve from the surface of laser cladding coating to substrate

4 涂层摩擦磨损性能分析

表 3 为激光熔覆层和基材的磨损深度、磨损体积及摩擦系数。由表 3 可见,激光熔覆层的磨损深度、磨损体积和摩擦系数均小于基材,这表明激光熔覆层耐磨性能和减磨性均得到了明显改善。

表 3 激光熔覆层和基材 Ti_8Al_1 合金的摩擦磨损参数

Table 3 Friction and wear parameters of laser cladding layer and Ti_8Al_1 alloy

材料	磨损深度 $D/\mu m$	磨损体积 $V/\mu m^3$	摩擦系数 f
熔覆层	52.4	5.57×10^7	0.44 ~ 0.55
Ti_8Al_1 合金	66.7	6.89×10^7	0.63 ~ 0.75

图 8a, 8b 分别为激光熔覆层和基材的表面形貌三维白光干涉轮廓。图 9a, 9b 分别为激光熔覆层和基材磨损表面形貌。由图 9b 可以看出,基材磨损表面附着了摩擦磨损过程中剥落的残留物;由图 9b 可以看出,基材磨损表面出现了大面积剥落现象,这是由于 Ti_8Al_1 钛合金的硬度较低,在摩擦过程中对摩副硬质合金对基材 Ti_8Al_1 合金表面产生了较强的犁削作用,磨损形式主要为黏着磨损^[15]。由

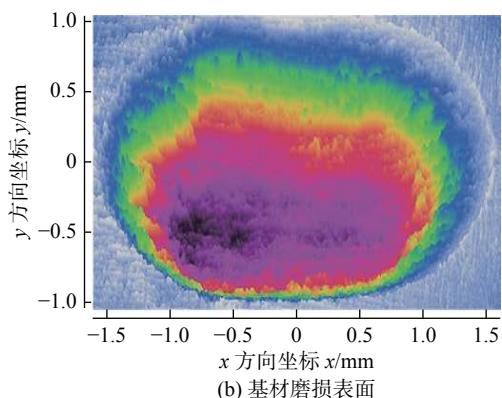
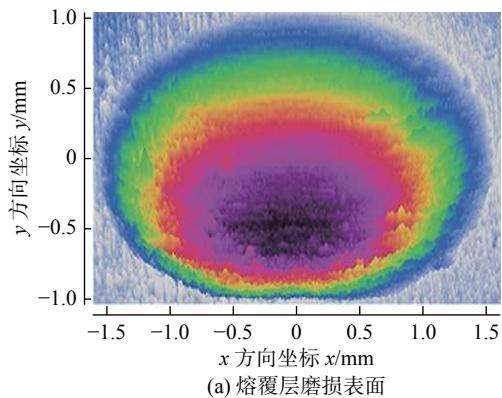
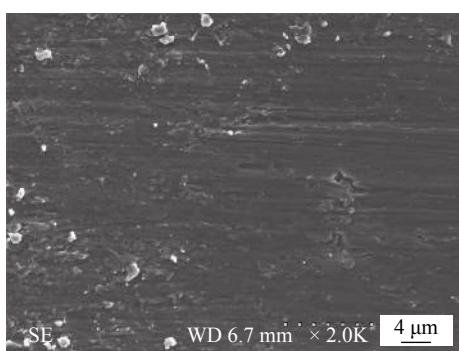
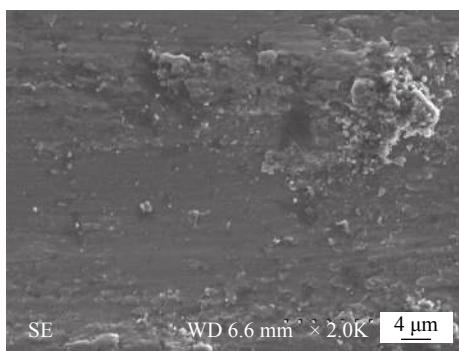


图 8 白光干涉轮廓仪分析结果

Fig. 8 Analysis results of white-light interferometry profilometer



(a) 激光熔覆层



(b) 基材

图 9 摩擦磨损形貌

Fig. 9 Friction and wear morphology

图 8a 和图 9a 可知,激光熔覆层的磨损表面比较光

滑、平坦, 磨痕细浅, 磨损表面上存在着轻微的划痕, 磨损机制主要为磨粒磨损和黏着磨损的复合磨损^[13]。

5 结 论

(1) Ti811合金表面TC4激光熔覆层微观组织呈现典型的魏氏体形貌, 生成相包括细长条 α -Ti组成的晶界组织, 针状淬火马氏体 α' 、残留 β -Ti和涂层中沉淀析出的纳米 Ti_3Al 颗粒。

(2) Ti811合金表面TC4激光熔覆层显微硬度相比基材有所提高, 主要原因是涂层中的针状马氏体的存在以及 Ti_3Al 的沉淀强化和弥散强化等作用。

(3) Ti811基材的磨损机制主要为黏着磨损, 熔覆层磨损机制主要为典型磨粒磨损和黏着磨损的复合磨损机制。

参考文献:

- [1] 李重河, 朱明, 王宁, 等. 钛合金在飞机上的应用 [J]. 稀有金属, 2009, 33(2): 84–91.
Li Chonghe, Zhu Ming, Wang Ning, et al. Application of titanium alloy in airplane[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2009, 33(2): 84–91.
- [2] 赵永庆, 葛鹏. 我国自主研发钛合金现状与进展 [J]. 航空材料科学报, 2014, 34(4): 51–61.
Zhao Yongqing, Ge Peng. Current situation and development of new titanium alloys invented in China[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 51–61.
- [3] 朱知寿. 我国航空用钛合金技术研究现状及发展 [J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 44–50.
Zhu Zhishou. Recent research and development of titanium alloys for aviation application in China[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 44–50.
- [4] 王向东, 逯福生, 贾翔, 等. 2003年中国钛工业发展报告 [J]. 钛工业进展, 2004, 21(2): 30–36.
Wang Xiangdong, Lu Fusheng, Jia Hong, et al. Development report of titanium industry in China in 2003[J]. Titanium Industry Progress, 2004, 21(2): 30–36.
- [5] Boyer R R, Briggs R D. The use of β titanium alloys in the aerospace industry[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14(6): 681–685.
- [6] 曹春晓. 钛合金在大型运输机上的应用 [J]. 稀有金属快报, 2006, 25(1): 17–21.
Cao Chunxiao. Applications of titanium alloys on large transport[J]. Rare Metals Letters, 2006, 25(1): 17–21.
- [7] 赵永庆, 陈永楠, 张学敏, 等. 钛合金相变及热处理 [M]. 长沙: 中南大学出版社, 2011.
- [8] 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.
- [9] 常辉, Gautier E, Bruneseaux F, 等. Ti-B19钛合金的 $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ 等温相变动力学 [J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(11): 1695–1699.
Chang Hui, Gautier E, Bruneseaux F, et al. $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ isothermal phase transformation kinetics in Ti-B19 metastable titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(11): 1695–1699.
- [10] 张伟强. 固态金属及合金中的相变 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2016.
- [11] 朱知寿. 新型航空高性能钛合金材料技术研究与发展 [M]. 北京: 航空工业出版社, 2013.
- [12] Ivasishin O M, Markovsky P E, Matviychuk Y V, et al. A comparative study of the mechanical properties of high-strength β -titanium alloys[J]. Journal of Alloy and Compounds, 2008, 457(1–2): 296–309.
- [13] 郭纯, 陈建敏, 姚润钢, 等. 激光熔覆原位制备 Ti_3Al 金属间化合物涂层结构及摩擦学性能 [J]. 摩擦学学报, 2013, 33(1): 14–21.
Guo Chun, Chen Jianmin, Yao Rungang, et al. Microstructure and tribological properties of Ti_3Al intermetallic compound coating by laser cladding[J]. Tribology, 2013, 33(1): 14–21.
- [14] Chen H, Zhou H M, Zou Y. Synthesis of ultrafine crystal/nano-crystalline TiAl-based alloy by in situ sintering[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(10): 2387–2390.
- [15] 高雪松, 黄因慧, 田宗军, 等. 钛合金表面激光熔覆等离子体喷涂 $Al_2O_3 + 13\%TiO_2$ 涂层冲蚀磨损性能 [J]. 中国激光, 2010, 37(3): 858–862.
Gao Xuesong, Huang Yinhui, Tian Zongjun, et al. Erosive wear resistance behavior of laser cladding $Al_2O_3 + 13\%TiO_2$ coating prepared by plasma spraying on titanium alloy surface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(3): 858–862.

第一作者简介: 张天刚, 男, 1978年出生, 博士, 副教授。主要从事金属材料表面改性方面的研究工作。发表论文20余篇。Email: 113099506@qq.com