

Cu(Ni₈₀Cr₂₀)-陶瓷复合机体的激光刻蚀机制

韦波 王瑞 吴敢 杨建平

(兰州空间技术物理研究所,真空技术与物理重点实验室,兰州 730000)

文 摘 为解决陶瓷基底金属薄膜一体化部件的激光微加工精度问题,研究了纳秒脉冲激光作用于 Cu(Ni₈₀Cr₂₀)-Al₂O₃ 复合机体的薄膜/基底界面分离机制。结果表明:激光刻蚀 Cu 时,光斑扫过的区域的 Cu 能够完全气化,得到较光滑的图案;在刻蚀 Ni₈₀Cr₂₀ 时,光斑扫过的区域首先被氮化,随后氮化层剥离,导致刻蚀图形边沿粗糙。激光光斑能量呈高斯分布,使得 Ni₈₀Cr₂₀ 氮化程度不均匀,是影响刻蚀精度的主要原因。利用波前衍射变换技术将光斑能量由高斯分布转换为能量呈平顶分布,在激光能量大于 5.4 mJ 时,厚度 4 μm 的 Ni₈₀Cr₂₀ 层均匀氮化剥离,实现了 Ni₈₀Cr₂₀-Al₂O₃ 组合体高精度、基底无损伤刻蚀。

关键词 脉冲激光,激光刻蚀,复合机体,物理机制

中图分类号:TN249

DOI:10.3969/j.issn.1007-2330.2015.01.014

Laser Ablation Mechanism of Cu(Ni₈₀Cr₂₀)-Ceramic Composite Body

WEI Bo WANG Rui WU Gan YANG Jianping

(Science and Technology on Vacuum Technology and Physics Laboratory, Lanzhou Institute of Physics, Lanzhou 730000)

Abstract To solve the ceramic substrate metal film-integrated component of laser micro-machining accuracy problems, under atmospheric environment, nanosecond pulsed laser effects, of the Cu(Ni₈₀Cr₂₀)-Al₂O₃ composite body were studied experimentally of film/substrate on interface separation mechanism. The results show that: when laser ablation Cu, laser spot effected region can be completely gasified to give a more smooth image, but when ablation the Ni₈₀Cr₂₀, laser spot effected region first nitride, the nitride layer is then peeled off leading edge of the rough ablation pattern. Gaussian distribution of the energy of the laser spot, making Ni₈₀Cr₂₀ unevenly nitrated, is the main reason affecting the precision of the ablation. Laser wavefront diffraction transform technology is employed, making the spot from the Gaussian distribution of energy into energy distribution is flattened. When the laser energy is greater than 5.4 mJ, the Ni₈₀Cr₂₀ layer thickness 4 μm uniform nitrated, then peeled, realized Ni₈₀Cr₂₀-Al₂O₃ assembly precision, without damage to the substrate ablation.

Key words Pulsed laser, Laser ablation, Composite body, Mechanism

0 引言

近年来,基于陶瓷材料的结构功能一体化部件在航空航天领域的应用越来越广泛,如基于陶瓷基底的金属薄膜型热控装置就是此类部件之一,其制造关键是在沉积金属薄膜的陶瓷结构件机体上刻蚀出高精度金属功能薄膜图形。激光精细刻蚀的基本原理是将高光束质量的小功率激光束(一般为紫外激光、光纤激光)聚焦成极小光斑,在焦点处形成很高的功率密度,使材料在瞬间气化蒸发,形成图形。陶瓷材料一般具有较好的导热性,而金属材料一般熔点较高,

脉冲激光加热的冷却速率又极高,因此,在激光刻蚀陶瓷基金属薄膜结构件时,金属薄膜不易达到熔化或气化温度。在刻蚀精度要求很高的情况下,会引起刻蚀效果差,金属薄膜的刻蚀边缘不齐,陶瓷基底被打毛等现象。研究用激光微刻蚀来制造陶瓷基底上的微电路和微机电系统(MEMS)的功能结构具有指导意义。激光刻蚀过程中薄膜的刻蚀精度是激光微刻蚀技术能否用于众多高要求技术的关键因素之一。当工件由两种或两种以上热、光物性相差很大的材料组成时,问题会变得复杂,往往不能获得好的结果。

收稿日期:2014-12-16

作者简介:韦波,1980年出生,硕士,工程师,主要从事激光微加工与激光表面改性技术研究。E-mail:weibo08@hotmail.com

在这种情况下,核心问题是激光刻蚀的分辨率不仅由刻蚀系统的光学分辨率决定,还取决于将薄膜从基底上去除的物理机制。本文以氧化铝特种陶瓷为基底,以纳秒脉冲高峰值功率激光刻蚀氧化铝基铜膜、镍铬合金膜为例,研究脉冲激光刻蚀金属薄膜/高热导率材料复合结构时的界面分离特点。

1 高斯光束对陶瓷基金属结构体的激光刻蚀

采用波长 1 064 nm、脉冲宽度 10 ns 的 Nd:YAG 激光器作为光源,通过移动平台在陶瓷基板镀的 Cu、Ni₈₀Cr₂₀ 薄膜上分别刻蚀线条。样品表面 Cu、Ni₈₀Cr₂₀ 薄膜厚度约 4 μm,陶瓷质量分数为 99% 的 Al₂O₃,图 1 是刻蚀试验装置示意图。

采用 2.5 ~ 6.2 mJ 的激光脉冲刻蚀氧化铝陶瓷基板的 Cu 膜时,随着激光能量的不断升高,Cu 膜被刻蚀区域的刻蚀深度不断加深,当脉冲激光能量 > 5.4 mJ 时,刻蚀区域内 Cu 膜被完全刻蚀干净,露出白色的氧化铝陶瓷,刻蚀线条边缘不够整齐[图 2(a)]。在刻蚀 Ni₈₀Cr₂₀ 合金薄膜时,随着激光能量的

提高,刻蚀深度有所加深,但没有刻蚀 Cu 膜时加深明显,刻蚀区域内残留的 Ni₈₀Cr₂₀ 合金薄膜边缘存在向上翻卷或撕裂状痕迹,后经过较大能量下的多遍刻蚀,薄膜逐渐去除,但刻蚀线条边缘极不整齐(图 2),部分未完全刻蚀掉的薄膜颜色发黄,与金属 Ti 经激光氮化处理后的颜色一致[图 2(b)]。经刻蚀区域露出的 Al₂O₃ 基底明显呈炭黑色,由于较大激光能量下的多次刻蚀造成的基底损伤。

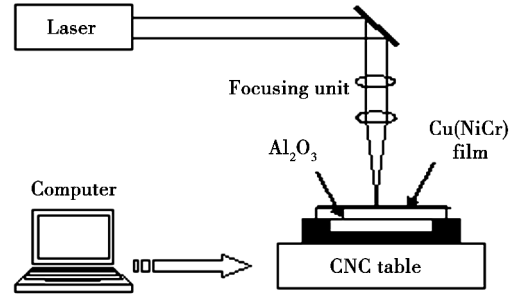
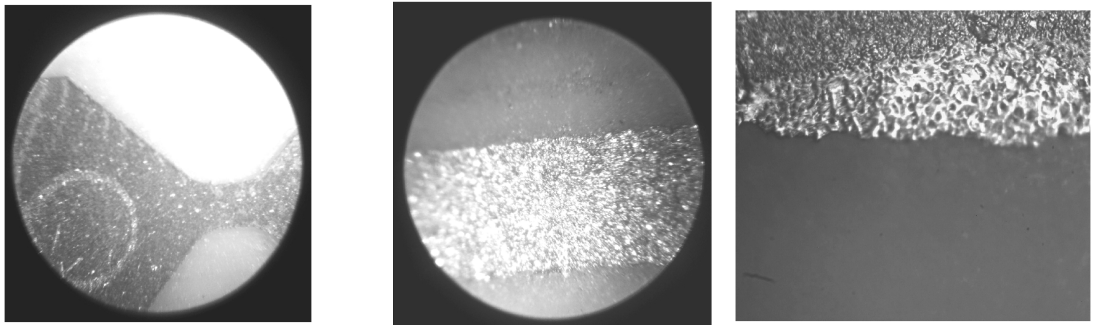


图 1 激光刻蚀系统示意图

Fig. 1 Schematic diagram of laser ablation system



(a) Cu 薄膜刻蚀效果

(b) Ni₈₀Cr₂₀ 薄膜刻蚀效果

图 2 Al₂O₃ 基底 Cu、Ni₈₀Cr₂₀ 薄膜脉冲激光刻蚀显微照片

Fig. 2 Al₂O₃ substrate of Cu, Ni₈₀Cr₂₀ films pulsed laser ablation photomicrograph

由此可知,通过普通高斯光束刻蚀高熔点金属薄膜时,由于薄膜不易气化造成刻蚀图形边缘粗糙、刻蚀不干净,因此无法进行高精度的刻蚀。这与高熔点金属薄膜/Al₂O₃ 热物性相差很大有关。因此需要对纳秒脉冲激光刻蚀高熔点金属/Al₂O₃ 复合结构体系的物理机制进行研究。

2 陶瓷基底上 Cu(Ni₈₀Cr₂₀) 薄膜刻蚀的物理机理

通过对 Cu(Ni₈₀Cr₂₀)/Al₂O₃ 这种热物性相差很大的复合材料组合体在纳秒脉冲激光照射下的演化物理过程进行研究,将有助于理解激光刻蚀的物理过程及机制,对提高难熔材料/高热导材料这类复合机体的刻蚀精度和刻蚀效果具有指导意义。材料对激光的吸收率由下式决定:

$$\varepsilon = 0.365 \{ \rho [1 + \beta (T - 20)] / \lambda \}^{1/2}$$

式中, ρ 为金属 20℃ 的直流电阻率, β 为电阻温度系数, T 为温度, λ 为激光束的波长。

材料对激光的吸收率是温度的函数。在金属表面熔化、气化前,由于对激光的高反射,当激光照射到金属膜上后,大部分能量被膜表面反射,吸收率将随温度的升高缓慢增加,一旦金属表面熔化、气化,对激光的吸收率就会迅速增大。对于 Cu - Al₂O₃ 与 Ni₈₀Cr₂₀ - Al₂O₃ 体系,当刻蚀激光束照射到 Cu 或 Ni₈₀Cr₂₀ 薄膜表面时,大部分激光能量被金属薄膜表面反射(20℃ 时,Cu 与 Ni₈₀Cr₂₀ 对 1 064 nm 的 Nd:YAG 激光的吸收率分别为 7% 与 5% 左右)。进入到金属薄膜内部的激光能量首先在很浅的表层内(0.01 ~ 0.1 μm) 被吸收,此吸收层厚度与薄膜材料对光的吸收系数有关。对于波长 1064 nm 的红外波段激光,其在 Cu 和 Ni₈₀Cr₂₀ 中的穿透深度分别约为 15.3 和 12.7 nm,远小于被刻蚀薄膜厚度。因此,脉冲激光对更深层的影响是通过热传导实现的。由于 Al₂O₃ 的热传导率[20 W/(m·K)] 较常用的复合材料高,激光加热薄膜时的热量很容易通过 Al₂O₃ 基底

耗散,因此 Al_2O_3 基金属薄膜的刻蚀较复合材料基金属薄膜的刻蚀难度更大。

Cu 的熔点 ($1\ 083^\circ\text{C}$) 比 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 的 ($1\ 400^\circ\text{C}$) 低很多,在刻蚀试验中 Cu 膜相对 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 膜较易刻蚀的结果,证明激光薄膜深层刻蚀是通过产生的热量来作用的(表 1)。在 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 薄膜的刻蚀过程中,由于其熔点很高,加之基底热传导很快,因此在刻蚀过程中,很难在薄膜内层达到薄膜熔化或气化所需温度,表现出很难刻动的情况。而在薄膜表面由于与激光束直接作用能达到很高的温度,并且在大气环境中刻蚀时,大气中有很高的氮气含量,氮气与 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 在激光加热的作用下使表面层的薄膜被氮化,因此在上面的试验中刻蚀区域薄膜明显呈黄色。

表 1 Cu 与 NiCr 的物理性质

Tab.1 Physical properties of Cu and $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$

Metal	$\rho/$ $10^{-6}\ \Omega \cdot \text{m}$	$\beta/$ $10^{-6}\ \text{K}^{-1}$	melting point $/^\circ\text{C}$	thermal conductivity $/\text{W} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}$
Cu	0.48	50	1083	397
$\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$	1.09	70	1400	60

在纳秒脉冲激光刻蚀过程中脉冲时间很短,在不考虑基底材料的情况下可认为刻蚀过程为两个阶段。

第一阶段激光能量注入到材料表面,激光能量的吸收主要受薄膜表面的吸收、反射的影响。对于金属薄膜,电子吸收激光能量并传递给晶格的时间约为 $0.01\ \text{ns}$ ^[1],因此可认为在纳秒脉宽激光作用时间内,薄膜表面吸收的激光能量充分转换为热能。在脉冲持续的 ns 级时间段内,热能扩散和物质的移除都来不及发生,此过程仅在表面形成一个过热区域。第二阶段是激光脉冲结束后的演化过程,此过程为热物理过程,为由材料的热导率、比热容、相变和气化潜热等因素决定的薄膜材料内层发生热扩散、熔化流动甚至气化现象。图 3 为根据上述分析画出的纳秒激光刻蚀难熔金属/高导热陶瓷基底结构体的物理机制。激光脉冲作用于难熔金属薄膜后,部分能量被金属薄膜吸收并转换为热使金属薄膜表面温度升高并向深层传导热,当表面局部温度超过金属气化温度时,金属薄膜表面局部被刻蚀,由于刻蚀所需温度很高,表面部分薄膜与空气接触被氮化[图 3(a)];继续刻蚀时激光束直接照射在氮化表面,氮化层达到高温后碎裂剥落[图 3(b)];热量向深层扩散,使深层薄膜达到气化温度被刻蚀[图 3(c)]。

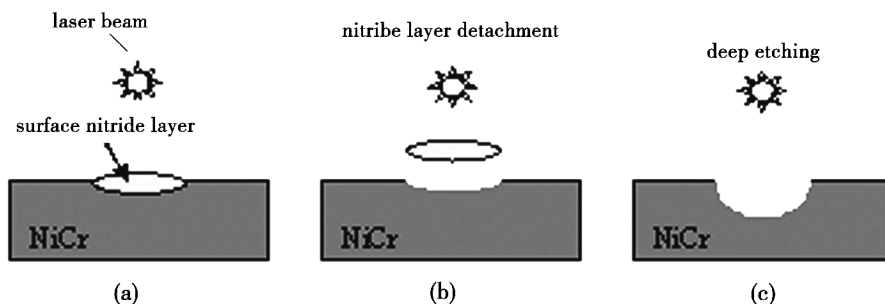


图 3 Al_2O_3 基 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 薄膜激光刻蚀机制示意图

Fig. 3 Schematic diagram for laser ablation $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ film on Al_2O_3 substrate

3 整形激光束刻蚀

在使用高斯光束刻蚀时,由于光斑能量呈高斯分布,在刻蚀时光斑中心扫过的区域由于能量高易被刻蚀,而光面边沿扫过的区域能量低不易被刻蚀,而光斑边沿扫过的地方恰恰是刻蚀图案的边缘,这样亦会造成刻蚀边缘不齐、毛刺等问题。因此,希望激光光

斑能量密度分布形式是中心低边沿高的火山口型分布,且边沿能量密度分布呈大梯度。采用文献[3]中的设计制作了具有高峰功率的的激光波前衍射变换元件,将实际为多阶模式输出的激光束能量分布整形形成平顶式能量分布的圆形和方形光斑进行刻蚀,获得了锋锐整齐的刻蚀边界(图 4)。

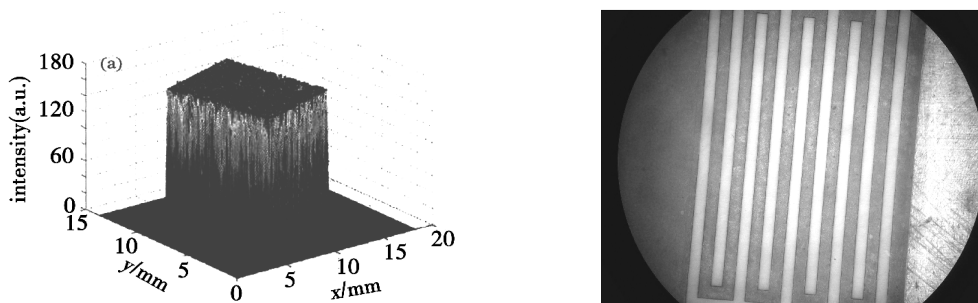


图 4 整形后方形光斑扫描刻蚀的 Al_2O_3 基底 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 薄膜形成的图形

Fig. 4 Graphic of shaping square spot scanning ablation $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ film on Al_2O_3 substrate

4 结论

对 Al_2O_3 基体上的 Cu 、 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 薄膜进行了脉冲激光刻蚀实验,激光刻蚀 Cu 时,光斑扫过的区域 Cu 能够完全气化,得到较为光滑的图形,而在刻蚀熔点高于 Cu 的 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 时,光斑扫过的区域 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 在高温下首先与空气中的氮气反应形成氮化层,氮化层与 Al_2O_3 基体间形成间隙,随后氮化层剥离,刻蚀图形边缘粗糙。结合实验现象对激光作用下 $\text{Cu}(\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20})-\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合机体的薄膜/基底界面分离机制进行了分析,提出了脉冲激光刻蚀 $\text{NiCr}-\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合机体的薄膜/基底界面分离机制,即激光光斑能量呈高斯分布,是导致 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 氮化不均匀,影响刻蚀精度的主要原因。利用波前衍射变换技术将能量呈高斯分布的光斑转换为能量呈平顶分布的光斑,在激光能量大于 5.4 mJ 时实现了厚度 $4\text{ }\mu\text{m}$ 的 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}$ 层均匀氮化剥

离,解决了 $\text{Ni}_{80}\text{Cr}_{20}-\text{Al}_2\text{O}_3$ 组合体高精度、基底无损伤刻蚀问题。

参考文献

- [1] Wang Jiajin. Laser Processing Principles and Application[M]. Beijing: China Measure Press, 1992:99-155
- [2] 杨建平,陈学康,吴敢,等. 纳秒激光刻蚀复合材料基金属薄膜机制研究[J]. 中国激光,2011,38(6):77-83
- [3] 李珂,石鹏,张晓波,等. 双透镜系统光束整形元件的设计制作[J]. 中国激光,2010,37(8):1972-1977
- [4] 刘会霞,杨胜军,王霄,等. 脉冲激光烧蚀凹腔的实验分析及数值模拟[J]. 中国激光,2009,36(1):219-223
- [5] Ryk G, Kligerman Y, Etsion I. Experimental investigation of laser surface texturing for reciprocating automotive components[J]. Tribology Transactions, 2002,45(4):444-449

(编辑 吴坚)

(上接第44页)

可以看出,该环氧胶均具有良好的耐 γ -射线辐照能力,经总剂量 $1\times 10^8\text{ rad}$ 辐照后,其击穿电压、体积电阻率以及拉剪强度均未发生明显劣化。

2.5 真空挥发性能

按照 ASTM E-595 标准,空间领域用胶黏剂材料的脱气率必须达到高真空环境下的 TML 小于 1%、CVCM 小于 0.1%。KH-A 的 TML 为 0.97%,CVCM 为 0.01%,均满足导电环的使用要求。

3 结论

研制了一种可满足卫星 SADA 功率导电环使用要求的新型环氧胶黏剂——KH-A,其 T_g 为 $143\text{ }^\circ\text{C}$; $25\text{ }^\circ\text{C}$ 时的拉剪强度(粘接 45#钢)为 23.0 MPa , $125\text{ }^\circ\text{C}$ 时达到 20.9 MPa ; 固化样片经 $1\times 10^8\text{ rad}$ γ -射线(^{60}Co)辐照后,击穿强度由 20.1 升高到 25.2 kV/mm ; 在真空下的 TML 为 0.97%,CVCM 为 0.01%。KH-A 各项性能指标均满足产品设计要求。

参考文献

- [1] 李睿,刘继奎,徐跃民,等. 太阳帆板驱动机构的表面充放电效应研究[J]. 空间科学学报,2014,34(3):360-366
- [2] 李睿,叶壮,等. Development of A New Generation High Reliability Long Life Solar Array Drive Mechanism for Future Applications, 64 届国际宇航大会,2013 年 9 月
- [31] 牛利,张齐贤,王晓丹. 多官能团环氧树脂材料的合成与应用[C]. 第二届全国特种胶黏剂研究和应用技术研讨会论文集,2008:72-74
- [4] 邱求元,肖加余,江大志,等. POSS 改性 AFG-90 环氧树脂体系流变特性[J]. 国防科技大学学报,2008,30(6):29-33
- [5] 张健,韩孝族. 液体橡胶增韧环氧树脂/咪唑体系的形态与力学性能[J]. 应用化学,2005,22(12):1333-1337
- [6] 孟珍珍,郭金彦,曾照坤. CTBN 与 ATBN 改性环氧胶黏剂的研究[J]. 粘接,2012(2):67-69
- [7] 胡小龙,黄鹏程. 聚醚胺对环氧树脂高低温粘接性能的影响[J]. 粘接,2004,25(4):20-23

(编辑 吴坚)