

钛合金激光表面氮化层成形特征及分析

姚小春, 石 玟, 李廷取, 李文生

(兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730000)

摘 要: 利用半导体激光器在氮气气氛中对钛合金表面进行氮化, 为了研究线能量、激光功率和扫描速度对 Ti-6Al-4V 合金氮化层表面成形、熔池几何形貌、熔宽、熔深及成形系数的影响, 采用光镜、扫描电镜拍摄氮化层表面成形及其横截面形貌, 用显微硬度计测量氮化层硬度值。结果表明氮化层表面形貌由表面光滑和表面粗糙型 2 种区域组成。熔池表面温度较低时, 增加激光束与基材的相互作用时间, 对表面成形影响不大。相同线能量下随激光功率增大, 氮化层熔深熔宽均呈增大趋势, 成形系数减小; 当激光功率相同时, 随扫描速度减小, 熔深熔宽均呈增大趋势, 成形系数减小; 成形系数很小时氮化层会产生沿纵向分布的裂纹。对流形式及强弱导致形成不同的界面形态, 如: 半球形界面, 指状界面和 W 形界面等, 而且熔合界面会发生多次弯曲。

关键词: 激光氮化; 钛合金; 表面成形; 熔池形貌; 成形系数

中图分类号: TG146.23; TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)12-4060-08

钛及钛合金由于高的比强度, 具有与钢相当的拉伸强度, 良好的耐腐蚀性, 中低温性能稳定, 在航空航天, 航海, 石油化工, 汽车建筑等领域均得到广泛应用, 且钛合金因其良好的生物相容性, 在生物医学方面也得到了广泛应用^[1]。但钛合金在摩擦和接触载荷条件下低的耐磨性限制了钛及钛合金在某些领域的应用, 因此, 钛合金表面改性技术对扩大钛合金应用的领域具有重要意义。在钛合金表面改性方法中, 激光气体氮化被视为一种有潜力的新型有效的表面氮化方法, 具有氮化层与基体结合牢固, 工件变形小, 制备所需时间短, 氮化层深度较深等优点而备受关注^[2-5]。自 1983 年 Katayama^[6]首次采用连续波 CO₂ 激光器进行钛板的表面氮化以来, 近几十年钛及钛合金激光氮化的方法被国内外学者进行了一系列广泛的研究, 并取得了重大进展。

Xue 等^[7]发现采用脉冲模式 (1.06 μm 发射) 的固态 Nd:YAG 激光器比连续波模式下的 CO₂ 激光器 (1.06 μm 发射) 表面更光滑而且裂纹也较少。Selamat 等^[8]和 Majumdar^[9]的研究结果表明氮化层主要由 α'-Ti 和 TiN_x 组成, 其中 x 的值因测量方法不同而在 0.5~0.8 之间变化, 文献[8-10]已经证明氮化层最表层二维形式生长的薄层是 TiN, 由于激光氮化是一个极度不平衡的过程, 因此可能出现 hcp TiN_{0.3}, tet Ti₂N 等相, Mridha

等^[11]和 Sun 等^[12]研究了扫描速度和离焦量与表面成型之间的关系, 表明离焦量和扫描速度显著影响氮化层表面形成物。其对表面成形及热和质量传输均有明显影响。文献[13-15]的结果表明激光氮化过程中熔池中存在马兰戈尼流, 其强度对熔池形貌、表面粗糙度、热和质量传输均存在明显影响。影响激光气体氮化的主要工艺参数有激光功率, 离焦量, 扫描速度, 气体流量及稀释率^[10,16-20], 这些参数对氮化层表面成形, 熔池几何尺寸, 硬度和显微结构有重要影响^[14,20-22]。

激光气体氮化钛及钛合金的基本问题是表面粗糙度高, 裂纹以及短的疲劳寿命^[6,7,23,24]。截至目前为止所采用的激光器大多为 CO₂ 激光器和 YAG 激光器, 但随着激光器技术的发展, 半导体激光器因其自身优势在工业中的应用广泛, 包括系统体积小, 光电转换效率高, 金属材料的吸收效率高, 系统稳定性高及材料加工的重复性好, 加工质量好, 稀释率低, 生产效率高, 矩形光斑更有利于表面处理等。因此采用半导体激光器来进行钛合金的激光表面氮化具有重要意义。文献[25]已采用半导体激光器进行了激光氮化钛合金的实验, 初步证实了该实验方案的可行性。本工作将采用半导体激光器来详细研究激光功率, 扫描速度对氮化层表面成形, 熔池形貌, 硬度, 熔深, 熔宽及裂纹的影响规律。

收稿日期: 2018-12-18

基金项目: 国家自然科学基金 (51675256); 甘肃省基础研究创新群体计划项目 (17JR5RA107); 甘肃省高校协同创新团队项目 (2017C-07)

作者简介: 姚小春, 男, 1992 年生, 硕士生, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 兰州理工大学焊接研究所, 甘肃 兰州 730000, E-mail: 1286185544@qq.com

1 实验

本研究采用商业退火态 Ti-6Al-4V 合金圆形板材为基材，板材的厚度为 8 mm，直径为 120 mm，退火态钛合金的显微结构由密排六方的 α -Ti 和体心立方的 β -Ti 组成。钛合金的化学成分如下：铁-0.3，碳-0.1，氮-0.05，氢-0.015，氧-0.02，铝-(5.5~6.8)，钒-(3.5~4.5)，剩余为钛。

钛合金板材在激光氮化之前先用 400#砂纸打磨以去除基材表面的氧化物和污物，同时保证待处理的板材初始表面条件保持一致。然后用丙酮清洗试样表面，用吹风机吹干待用，实验所用半导体激光器的最大输出功率为 1500 W，波长为 976 nm，采用自制的同轴气体传送装置在纯氮气环境中进行激光气体氮化钛合金，其中喷嘴轴心与激光束同轴，在氮气流遇到基材后，在基材与喷嘴之间的区域形成一个气流高压区，有利于激光束与基材相互作用，同时排斥空气中的氧气进入反应区域。激光气体氮化的示意图如图 1 所示。研究中采用矩形光斑的长边，其能量分布形式为梯形分布，如图 2 所示。

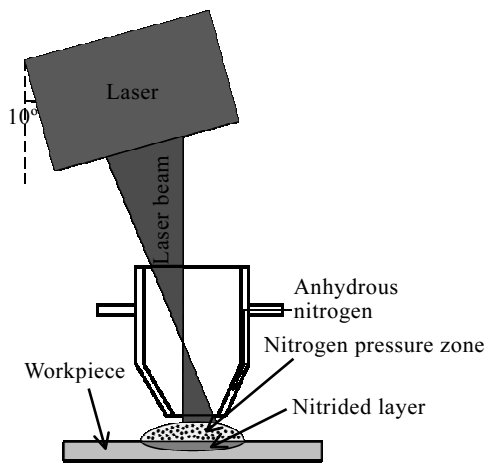


图 1 激光表面氮化示意图

Fig.1 Schematic diagram of laser surface nitriding

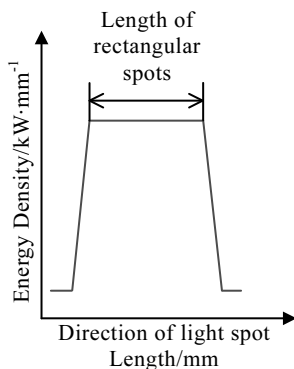


图 2 矩形光斑长边能量分布

Fig.2 Energy distribution of rectangular spot along with long edge

为了研究线能量，激光功率及激光束与基材的相互作用时间对氮化过程的影响，采用图 3 所示的线能量，保持线能量相同的条件下做激光功率分别为 600，900，1200，1400 W 的 4 组激光氮化实验，实验过程中离焦量为 283 mm，气体流量为 25 L/min，气瓶输出端压力为 0.5 MPa，喷嘴至工件的距离为 4 mm。分析工艺参数对激光氮化层表面形貌，熔池形貌，硬度，熔深，熔宽及裂纹的影响。线能量被定义为激光功率与扫描速度的比值，如式 (1)。

$$E = P/v \text{ (J/mm)} \tag{1}$$

激光束与基材表面的相互作用时间为激光束斑的宽度与扫描速度的比值，如式 (2) 所示。

$$t = W/v \text{ (s)} \tag{2}$$

运用线切割沿氮化层轨迹横截面切取尺寸为 20 mm×10 mm×10 mm 的样品，并制备扫描电镜金相试样，所用的腐蚀液为 3 mL HF+5 mL HNO₃+100 mL H₂O 的混合液，用光学显微镜，扫描电子显微镜研究氮化层的表面形貌及熔池形貌，用 HV-1000 显微硬度计每隔 0.1 mm 测量氮化层由表及里的硬度值，加载载荷为 1000 g，加载时间为 15 s。采用配备波长 430 和 870 nm 窄带滤光片^[13]的 i-speed3 型高速摄像机拍摄半导体激光器激光表面氮化钛合金过程中的钛和氮等离子体，拍摄帧数为 3000 fps，置于高速摄像机前的镜头为尼康 AF Micro 200 mm f/4D IF-ED，实验中采用 HSX-F300 型氙灯背光光源。

2 结果与分析

2.1 半导体激光器激光氮化钛合金

采用半导体激光器激光气体氮化 Ti-6Al-4V 合金时，采用配备 430 nm 窄带滤光片的高速相机拍摄激光功率为 600~1400 W 时氮化过程表明该过程中没有等

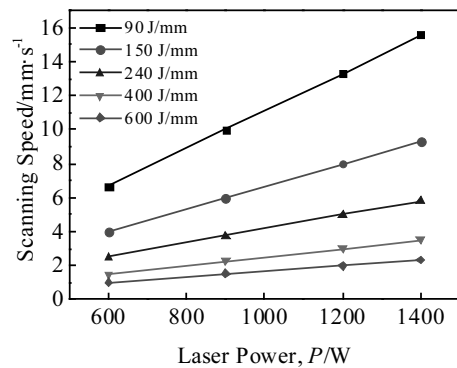


图 3 不同线能量时扫描速度和激光功率对应的关系

Fig.3 Relationship between scanning speed and laser power for different line energy

离子体存在，如图 4 为激光功率 1400 W 的图像。波长为 870 nm 时激光器的输出功率较小，采用氙灯背光光源照射，高速摄像拍摄的图片整体为黑色，也没有发现等离子体。因此该最大功率为 1500 W 的半导体激光器进行表面氮化实验时在本实验参数范围内没有产生等离子体。

线能量为 90, 240, 400, 600 J/mm 时测得的氮化层熔深和熔宽的结果如图 5 所示。表明氮化层熔深最大可接近 1 mm，熔宽可达 5.5 mm。图 6 是线能量为 400 J/mm 时不同激光功率和扫描速度下得到的氮化层由表及里的硬度分布曲线，随着激光功率的增大，氮化层由表及里的硬度呈增大趋势，当激光功率为 1200

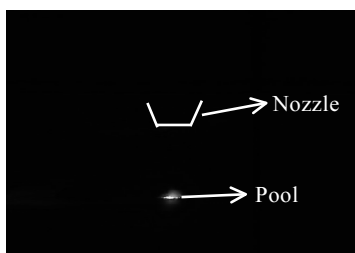


图 4 激光功率为 1400 W 时氮化过程高速摄像图

Fig.4 High-speed video of the nitriding process with 1400 W laser power

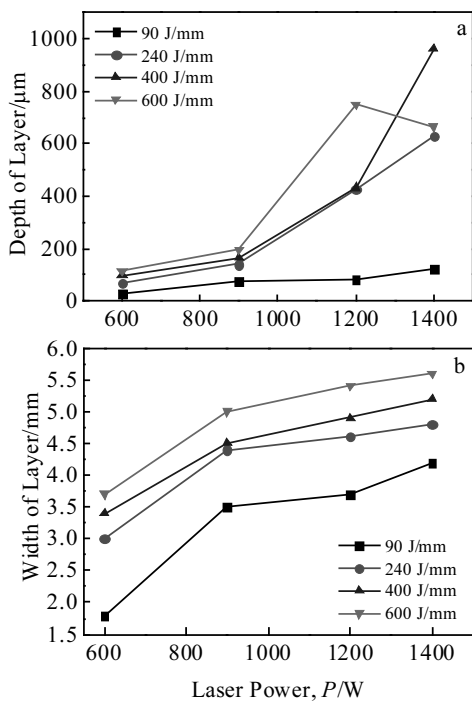


图 5 线能量一定时熔深和熔宽与激光功率的关系

Fig.5 Relationship between depth (a), width (b) of molten pool and laser power for the certain line energy

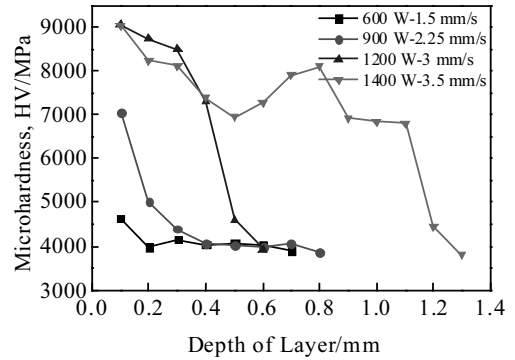


图 6 线能量恒为 400 J/mm 时获得的 4 组氮化层硬度曲线

Fig.6 Hardness curves of nitrided layers obtained at line energy of 400 J/mm

和 1400 W 时，氮化层近表面硬度 (HV) 可达到 9000 MPa 以上，硬度与基材相比提高了接近 3 倍。

图 7 的结果表明采用半导体激光器进行激光表面氮化，氮化层分布着大量的树枝晶组织，这与采用 CO₂ 和 YAG 激光器进行激光表面氮化的结果一致。以上结果表明采用半导体激光器能实现 Ti-6Al-4V 合金表面的有效氮化。

2.2 工艺参数对氮化层成形的影响

在氮气环境中激光气体氮化 Ti-6Al-4V 合金，线能量为 90, 240, 400, 600 J/mm 时氮化层表面成形如图 8 所示。激光氮化层表面展示了氮钛化合物特有的金黄色，但当线能量大于 400 J/mm 且激光功率大于 1200 W 后，表面变成银色，此外氮化层表面出现了平行于扫描方向的连续黑色颗粒状物质。这些黑色物质可通过棉花擦拭去除，其可能为碳，空气中的 CO₂ 进入反应区发生氧化还原反应导致该产物的形成。线能量在 90~600 J/mm 之

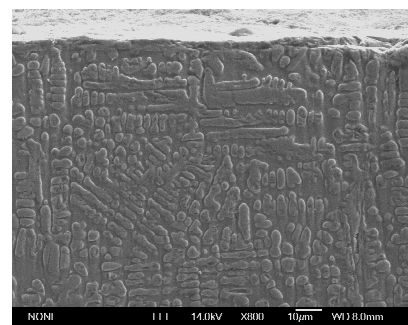


图 7 氮化层显微结构

Fig.7 Microstructure of nitrided layers (line energy: 400 J/mm, laser power: 1400 W, scanning speed: 3.5 mm/s)

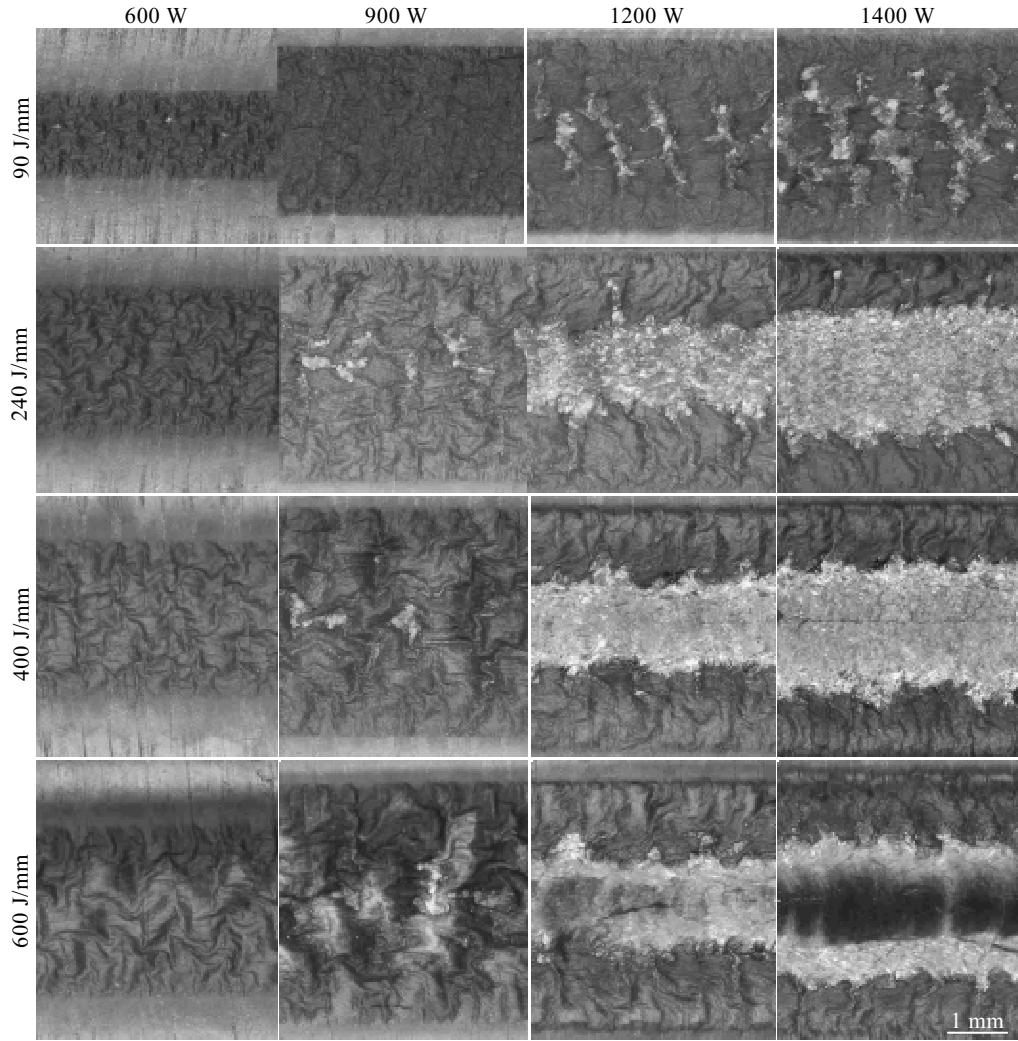


图 8 线能量分别为 90, 240, 400, 600 J/mm 时对应的不同激光功率的氮化层表面形貌

Fig.8 Surface morphologies of nitrided layers obtained in different laser power when line energy is 90, 240, 400, 600 J/mm

间变化时，当激光功率为 600, 900 W 时都得不到表面光滑的氮化层，当激光功率为 1200, 1400 W 时随线能量增大氮化层逐渐变光滑。

图 8 表明相同线能量下随激光功率增大，氮化层表面形貌经历了由粗糙到光滑的过程，表明基体表面存在温度差异，从而导致氮化层表面成形差别较大。激光气体氮化过程中钛熔体中吸附大量的氮，根据 Ti-N 相图，氮的溶入使熔体熔点升高（超过 1668 °C），因此含氮钛熔体低温的流动性很差，此时假如基材表面温度低于氮化钛的熔点（激光功率较小的情况），激光束一离开辐照区含氮熔体便开始局部凝固形核，因此形成沉积深度非常薄的粗糙表面。而且氮化层轨迹边缘熔合线附近热梯度很大，但氮元素在基材表面均匀分布，氮钛化合物聚集度相对较高，其熔点高，增加了熔池液体的粘度，不利于得到表面光滑的氮化层。当熔池表面的温

度低时，即使增加激光束与基材的相互作用时间，也得不到表面光滑的氮化层。

文献[14]采用 CO₂ 激光器进行了不同离焦量条件下纯钛表面激光氮化实验，其表面成形的结果表明氮元素在氮化层中心区域的聚集度最高，而在边缘氮元素明显减小，因此氮化物在基材表面不均匀分布。对比本实验表面粗糙的氮化层（线能量和激光功率都较小），氮钛化合物在基材表面反应区均匀分布，如图 8 所示，表面粗糙的氮化层对应的熔深非常小且沿深度均匀分布，此时热和质量传输以扩散为主（图 12），这证明氮元素在基材表面反应区均匀分布。表面光滑的氮化层（线能量和激光功率都较大时），由于熔池中较强的对流对基材表面反应区均匀分布的氮存在显著影响，此时不能直观地判断基材表面反应区氮元素的分布情况。氮化层表面光滑区和粗糙区的颜色均为金

黄色，但在图 8 中发现表面粗糙区颜色变化较大，这是由于使用了光学显微镜，表面粗糙区反射到达目镜的光线^[14]，使拍摄颜色出现较大区别。

氮化层表面显微形貌如图 9 所示，分为粗糙表面和光滑表面，这 2 种显微形貌在基材与氮化层之间的熔合区都生成垂直于扫描方向的胞状晶，这些胞状晶垂直于等温线，即最大的散热方向。

图 5 表明线能量一定时随激光功率增大，氮化层熔深和熔宽均呈增大趋势；当激光功率一定时，随着线能量增大，即扫描速度减小，氮化层深度和宽度呈增大趋势，如图 10 所示。但当线能量为 600 J/mm，激光功率

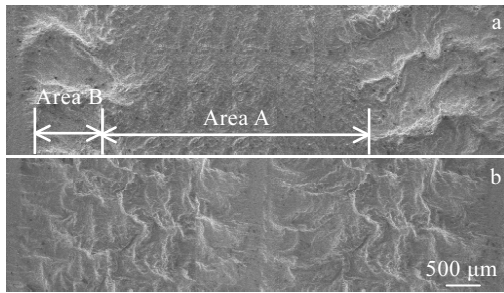


图 9 氮化层光滑表面与粗糙表面显微形貌

Fig.9 Micro-topography of smooth surface (a) and rough surface (b) of nitrided layers

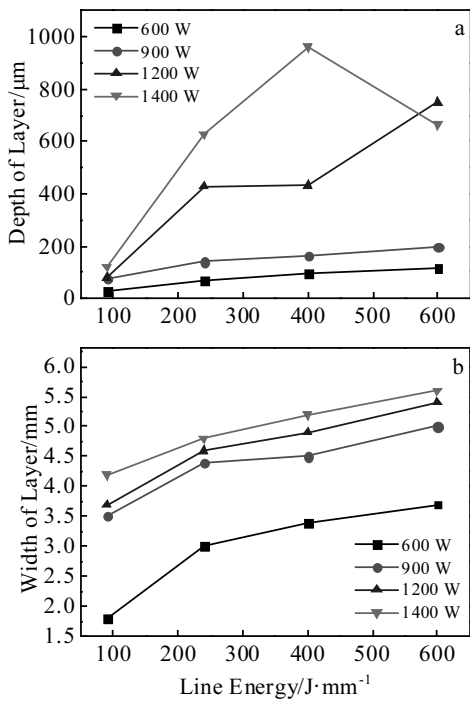


图 10 激光功率一定时熔深和熔宽与线能量的关系

Fig.10 Relationship between depth (a), width (b) of molten pool and line energy with the certain laser power

为 1400 W 时，熔深反而降低。这是因为激光功率和扫描速度均影响基材表面热输入，当氮化层的宽度大于激光束直径时，由于大的表面热梯度，马兰戈尼流出现在熔池的边缘，其将通过增加熔宽或增加熔深明显影响轨迹形状。此外扫描速度决定了基材表面与氮粒子相互作用的时间，扫描速度越小，氮粒子溶入熔池的时间越长，溶入熔池的氮越多，而氮化物的生成反应是一放热反应，这可能对熔池几何尺寸甚至形貌产生影响。

图 11 表明激光功率相同时，随着线能量增加，即扫描速度减小，成形系数明显减小。当成形系数很小时（高功率低扫描速度时），熔池界面易出现指状界面及 W 形界面，且其界面还会发生多次弯曲。当线能量相同时随着激光功率增大，成形系数减小。

从图 11 和 12 可知，当熔池成形系数比较大时，熔池中都不会产生裂纹，贯穿氮化层终止在热影响区的纵向裂纹出现在成形系数很小的情况下，线能量为 480 J/mm，激光功率为 1400 W，扫描速度为 2.9 mm/s 时氮化层中的裂纹（图 15），文献[8,10,17]采用 CO₂ 激光器的也有类似情况。由于高能量密度激光束的快速加热和基材的激冷效应，会在钛合金中产生很大的张应力，这些应力超过材料的强度极限时释放便产生裂纹。氮化层熔池形貌表明裂纹在熔合线发生变形的

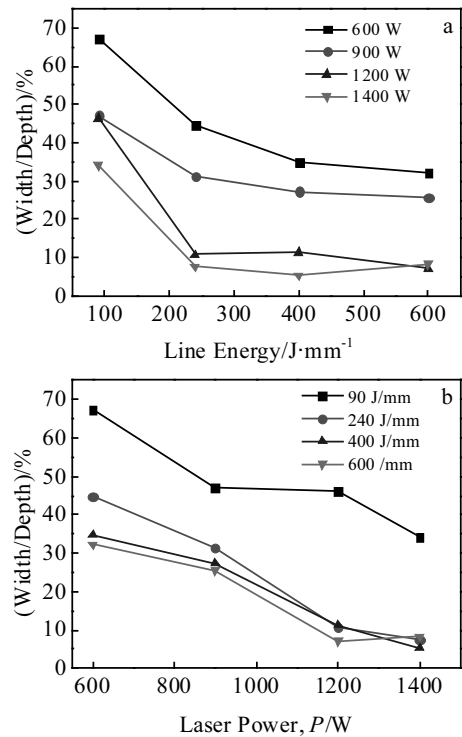


图 11 成形系数与线能量和激光功率的关系

Fig.11 Relationship between forming coefficient and line energy (a), laser power (b)

熔池中产生的可能性更大，这表明熔池中的马兰戈尼流影响了熔池的几何尺寸，以至于影响了熔池中裂纹的产生，Wolf 等^[26]通过实验表明凝固前沿高曲率导致高的收缩率并且对于一些合金来说凝固裂纹产生的可能性较高。

2.3 工艺参数对熔池的影响

图 12 为图 8 对应的熔池形貌，粗糙表面和光滑表面对应的熔池几何尺寸存在较大差异。氮化层横截面形貌图片提供了熔池中氮流动机制的重要信息。粗糙表面氮化层渗透深度非常小且深度均匀，在这种情况下，熔池中观察不到对流线，热与质量传输以扩散为主；对于表面光滑氮化层轨迹对应的熔池，此时对应的激光功率和扫描速度较大，熔池中对流线非常明显，这表明熔池中存在马兰戈尼流，其主导熔池的几何形貌，马兰戈尼流引入的熔池流动速度被计算大约是 1 m/s^[15]。

液体的表面张力 $\sigma = \sigma_0 - ST$ ，当表面张力梯度 $d\sigma/dT < 0$ ，熔池边缘的表面张力比熔池中心的表面张力大，这促成激光束轴线附近的流体向边缘流动，与此同时熔池内部熔体也在表面流体的液态粘性剪切力的驱动下依次流动，最终使熔池横截面上激光束中心线

左侧形成逆时针环流，右侧形成顺时针环流，即为马兰戈尼流动，其表面张力系数为负时表面张力模型如下图 13 所示，反之亦然^[27]。文献[13,14]采用 CO₂ 激光器激光氮化商业纯钛的结果表明在纯氮气中马兰戈尼流主导熔池流动，当在氮气中加入氩气后，热和质量传输从马兰戈尼流为主变成扩散为主。液态钛的表面张力梯度 $d\sigma/dT < 0$ ，对于 Ti-6Al-4V 合金从熔池形貌观察，形成浅而宽的熔池，符合 $d\sigma/dT < 0$ 的情况。

熔池横截面形貌表明熔池界面存在半球形界面、指状界面、W 形界面^[13,28]，如图 14 所示。此外熔池界面还会发生弯曲现象，如图 15 所示。

半球形界面是焊接中最常见的熔池形貌，由于钛合金的导热系数很低，只相当于 45#钢的 1/5~1/7，在纯氮气环境中激光表面氮化钛合金，马兰戈尼流是熔池内热和质量传导的主要机制。液体金属在熔池表面从熔池中心到边缘的流动受马兰戈尼流驱动，该流动形成熔池金属的一个循环回路，结果氮化层熔池形貌为图 14a 所示的半球形。

在钛氮固溶体中表面张力随着温度降低而增大，造成表面从热区到冷区的流动；熔池温度升高 M_a 增大，

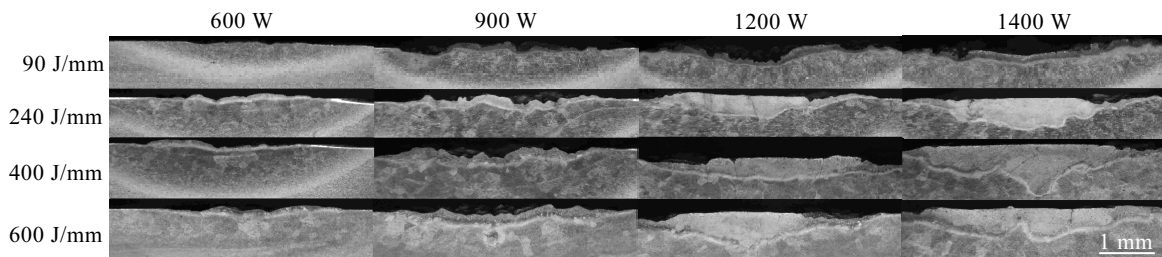


图 12 图 8 对应的氮化层熔池形貌

Fig.12 Morphologies of molten pool of nitrided layers corresponding to Fig.8

导致马兰戈尼流增强，熔池上部的涡流激发熔池底部相反方向的涡流，在熔池中产生 2 个涡流，如图 14b 所示。当向边缘流动的熔体在到达熔池轨迹边缘基材便凝固的条件下，熔池中心的指状形貌将被观察到。从

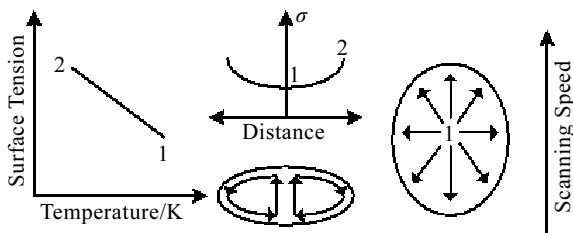


图 13 Heiple 表面张力学说模型

Fig.13 Heiple model of surface tension^[27]

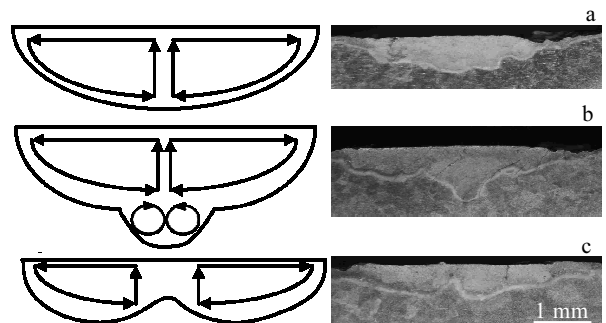


图 14 熔体流动示意图及对应的熔池形貌

Fig.14 Diagrams of melt flow and morphology of molten pool^[13,28]: (a) hemispherical interface, (b) finger interface, and (c) W-shaped interface

图 12 发现, 指状熔深是在线能量很大时出现的, 即扫描速度很小, 此时激光束与基材的相互作用时间很长, 熔池温度高, 熔池中的对流较强, 有利于引发二次涡流, 而在扫描速度较大时, 形成半球形熔池。如图 14c 所示的 W 形界面, 出现在扫描速度非常小的情况下, 传热和熔池几何尺寸主要受强烈的马兰戈尼流影响, 熔体流动仅仅展示了一个循环回路, 液体流向边缘并且在边缘的强回流使得边缘比中心更深。

在激光气体氮化过程中熔池界面会出现熔合线的多次变形, 如图 15 所示, 这种形貌一般在激光功率较大且扫描速度低时出现, 在熔池深度方向上出现 3 个类似于指状的形貌, 这种结构的形成可能与实验中所用的喷嘴有关, 激光辐照基材表面产生熔池, 由于热输入大, 熔体体积较大且其粘度较小, 此时在环隙氮气的冲击作用下, 使氮气流直接作用的区域熔深增加。而在扫描速度较大且激光功率较小的情况下没出现熔合界面的多次变形。

此外由于氮钛化合物形成的反应 $L+N \rightarrow TiN$ 是一放热反应, 氮化层熔合区界面变形也与这些热量有关, 因为在纯氮气中激光表面处理钛合金氮化层熔合区并没有出现以上形貌。

文献[28]提出了 3 个无量纲数 P_r , M_a 和 Q^* , 可以用这 3 个无量纲数来研究波状熔池的形状。结果表明对于热传导系数较小且 P_r 大 (8.1) 的情况, 熔体流动仅仅展示了一个循环回路, 传热和熔池几何尺寸主要受强烈的对流影响, 流向边缘的液体强回流使得边缘

比中心更深, 形成 W 形熔池。 P_r 很小 (0.014), 熔池界面形状清晰 (即 $Q^* > 20$) 且 M_a 非常高 (305 000) 的情况下, 材料热传导低且强烈的马兰戈尼流驱动了非常大的速度, 熔体形成 2 个循环回路, 导致半球形熔合界面发生变形。

3 结 论

1) 采用半导体激光器能有效地实现钛合金表面氮化, 氮化层表面硬度可达 9000 MPa 以上, 与基材相比硬度提高了将近 3 倍, 氮化层深度可达到 1 mm, 氮化层组织主要为树枝晶。表明采用半导体激光器进行激光氮化 Ti-6Al-4V 合金是可行的。

2) 理想氮化层表面颜色为金黄色, 热输入过大氮化层表面将变成银白色, 而且出现了垂直于扫描方向的黑色颗粒状物质; 氮化层表面显微形貌分为表面光滑和粗糙 2 种。相同线能量下随激光功率增大, 氮化层熔深和熔宽均呈增大趋势, 成形系数减小; 当激光功率一定时, 随扫描速度减小, 氮化层深度和宽度呈增大趋势, 成形系数减小, 但当线能量为 600 J/mm, 激光功率为 1400 W 时, 熔深反而降低。

3) 熔池中存在对流, 对流形式及强弱导致形成半球形熔池, 指状熔池和 W 形熔池, 此外还会产生熔合界面的多次变形。以上有别于半球形形貌的熔池大多出现在成形系数很小的情况下, 其一, 此时熔宽大于激光束直径, 马兰戈尼流出现在熔池的边缘, 其将通过增加熔宽或增加熔深明显影响轨迹形状; 其二, 当成形系数很小时, 对应的激光功率较大且扫描速度很小, 熔池温度较高且激光束与基材的相互作用时间较长, 溶入熔池中的氮粒子多, 而氮化物的生成反应是一放热反应, 也会对熔池几何尺寸甚至形貌产生影响。

4) 由于熔池轨迹形状和构造方面有许多未知因素, 热和质量的空间分布没有很好的表征, 激光氮化过程中反应的不同阶段的动力学及对流和扩散对熔池中热和质量传输的相对贡献均不确定, 因此马兰戈尼流对激光氮化过程的影响还有待进一步研究。

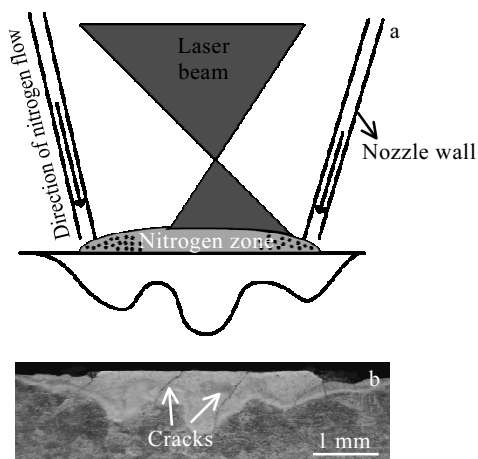


图 15 熔池界面发生多次弯曲的示意图及形貌图

Fig.15 Diagram of molten pool interface with multiple inflections (a) and corresponding morphology of molten pool (b) (line energy 480 J/mm, laser power 1400 W, scanning speed 2.9 mm/s)

参考文献 References

[1] Bell T, Bergmann H W, Lanagan J et al. *Surface Engineering* [J], 1986, 2(2): 133
 [2] Schaaf P. *Progress in Materials Science*[J], 2002, 47(1): 1
 [3] Bloyce A. *Transactions of the IMF*[J], 1994, 72(2): 58
 [4] Niinomi M. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2003, 4(2): 445
 [5] Xu W, Brandt M, Sun S et al. *Acta Materialia*[J], 2015, 85: 74
 [6] Katayama S, Matsunawa A, Morimoto A et al. *Proceedings of*

- the ICALCO '83[C]. Los Angeles: CA, 1983: 127
- [7] Xue L, Islam M, Koul A K *et al.* *Advanced Performance Materials*[J], 1997, 4(1): 25
- [8] Selamat M S, Baker T N, Watson L M. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 113(1-3): 509
- [9] Majumdar J D. *Physics Procedia*[J], 2011, 12: 472
- [10] Abboud J H, Fidel A F, Benyounis K Y. *Optics & Laser Technology*[J], 2008, 40(2): 405
- [11] Mridha S, Baker T N. *Materials Science and Engineering A* [J], 1991, 142(1): 115
- [12] Sun Z, Annergren I, Pan D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 345(1-2): 293
- [13] Nassar A R, Akarapu R, Copley S M *et al.* *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2012, 45(18): 185 401
- [14] Kamat A M, Copley S M, Todd J A. *Acta Materialia*[J], 2016, 107: 72
- [15] Höche D, Schaaf P. *Heat and Mass Transfer*[J], 2011, 47(5): 519
- [16] Weerasinghe V M, West D R F, De Damborenea J. *Journal of Materials and Processing Technology*[J], 1996, 58(1): 79
- [17] Mridha S, Baker T N. *Materials Science and Engineering A* [J], 1994, 188(1-2): 229
- [18] Kaspar J, Bretschneider N, Jacob S *et al.* *Surface Engineering* [J], 2007, 23(2): 99
- [19] Man H C, Zhao N Q, Cui Z D. *Surface and Coating Technology*[J], 2005, 192(2-3): 341
- [20] Liu J L, Luo Q Q, Zou Z R. *Surface and Coating Technology*[J], 1993, 57(2-3): 191
- [21] Li C K, Shi Y, Gu Y F *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 255: 876
- [22] Abboud J H. *Surface and Coating Technology*[J], 2013, 214: 19
- [23] Man H C, Bai M, Cheng F T. *Applied Surface Science*[J], 2011, 258(1): 436
- [24] De Souza G B, Foerster C E, da Silva S L R *et al.* *Surface Coating Technology*[J], 2005, 191(1): 76
- [25] Lisiecki A. *Metals*[J], 2015, 5(1): 54
- [26] Wolf M, Schobbert H, T Böllinghaus *et al.* *Hot Cracking Phenomena in Welds*[M]. Berlin Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 2005: 245
- [27] Heiple C R. *Weld Journal*[J], 1982, 61(4): 97
- [28] Arora A, Roy G G, DebRoy T. *Scripta Materialia*[J], 2009, 60(2): 68

Forming Characteristics and Analysis of Nitrided Layers During the Laser Nitriding Titanium Alloy

Yao Xiaochun, Shi Yu, Li Tingqu, Li Wensheng

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730000, China)

Abstract: Ti-6Al-4V alloy was nitrided in nitrogen atmosphere using diode laser, in order to study the influence of line energy, laser power and scanning speed on the surface morphology, molten pool geometry, width, penetration depth and the forming coefficient of the nitrided layers. The surface and cross-section morphologies of the nitrided layers were taken by optical and scanning electron microscopy, and the hardness was measured by microhardness tester. The results show that the surface morphology are composed of the smooth and rough surface. When the surface temperature of the molten pool is low, increasing the interaction time has little effect on the surface morphology. With the increase of laser power under the same line energy, the melting depth and width of the nitrided layer increase, and the forming coefficient decreases. As the scanning speed decreases under the same laser power, the penetration depth and width increase, and the forming coefficient reduces. When the forming coefficient is very small, the nitrided layers will produce longitudinally distributed cracks. The convection form and the strength result in the formation of a hemispherical interface, a finger interface, a W-shaped interface and so on; besides, multiple inflections happen in the slope of the boundaries of molten pool.

Key words: laser nitriding; titanium alloy; surface morphology; molten pool geometry; forming coefficient

Corresponding author: Shi Yu, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Institute of Welding, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730000, P. R. China, Tel: 0086-931-2976702, E-mail: shiyu@lut.cn