

Ti-6Al-4V 合金表面渗层制备及空蚀性能研究

李海斌, 刘树龙, 刘义, 胡菁, 汤中亮, 张晓波

(淮北师范大学 物理与电子信息学院, 安徽 淮北 235000)

摘要: **目的** 利用化学热处理对钛合金表面进行扩渗处理, 制备硬质表面渗层, 以提高钛合金抗空蚀能力。**方法** 采用氮气气氛下渗铝工艺对 Ti-6Al-4V 合金退火试样进行表面处理, 获得硬质表面渗层。利用 X 射线衍射仪、扫描电子显微镜、能谱分析仪和显微硬度计表征分析表面渗层的物相组成、微观结构、元素分布及力学性能。利用超声波振动空蚀试验机, 按照 ASTM G32 标准, 测试表面渗层在去离子水中的空蚀性能, 并结合空蚀后表面形貌和元素分布, 研究分析其空蚀机理。**结果** 扩渗处理在 Ti-6Al-4V 合金表面生成了具有较高显微硬度的表面渗层, 其由最外面的化合物层和内部的扩散层构成。在 1023 K 温度下处理 1 h 的试样, 其表面渗层均匀、致密、无微裂纹, 在去离子水中空蚀 12 h 的累积质量损失最小, 为未处理试样的 18%, 抗空蚀性能最好。随着处理时间的延长和处理温度的升高, 渗层表面变得不平整, 且表面凸出的硬质陶瓷颗粒物增多。硬质陶瓷颗粒物虽显著增加试样的显微硬度, 但易诱发空泡生成, 使抗空蚀性能变差。**结论** 氮气氛下渗铝处理在 Ti-6Al-4V 合金表面获得的表面渗层可以改善合金的抗空蚀性能, 而表面凸出的大小不均的硬质陶瓷颗粒物使表面渗层的抗空蚀性能减弱。

关键词: 化学热处理; 表面渗层; 渗铝; 渗氮; Ti-6Al-4V 合金; 空蚀

中图分类号: TG166.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)04-0324-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.04.038

Preparation and Cavitation Erosion of Surface Diffusion Coating on Ti-6Al-4V Alloy

LI Hai-bin, LIU Shu-long, LIU Yi, HU Jing, TANG Zhong-liang, ZHANG Xiao-bo

(School of Physics and Electronic Information, Huaibei Normal University, Huaibei 235000, China)

ABSTRACT: The work aims to prepare a surface diffusion coating on Ti-6Al-4V alloy by means of diffusion treatment on the titanium alloy surface through chemical heat treatment, and improve cavitation erosion resistance of the alloy. The surface of annealed Ti-6Al-4V alloy sample was treated by aluminizing in nitrogen atmosphere to obtain a hard surface infiltration layer. Phase constituents, microstructure, element distribution and mechanical properties of the diffusion coating were characterized by X-ray diffraction, scanning electron microscope, energy dispersive spectroscopy and Vickers microhardness tests. Subsequently, cavitation erosion tests were performed by an ultrasound vibration testing apparatus in accordance with ASTM G32 standard to

收稿日期: 2019-05-17; 修订日期: 2019-07-29

Received: 2019-05-17; Revised: 2019-07-29

基金项目: 安徽省自然科学基金青年项目 (1708085QE119, 1908085QE222); 安徽省高等学校自然科学研究项目 (KJ2017B009, KJ2017A393)

Fund: Natural Science Foundation of Anhui Province (1708085QE119, 1908085QE222) and Natural Science Foundation of Education Department Anhui Province (KJ2017B009, KJ2017A393)

作者简介: 李海斌 (1985—), 男, 博士, 讲师, 主要研究方向为表面工程。邮箱: lihaibin2010td@163.com

Biography: LI Hai-bin (1985—), Male, Ph. D., Lecturer, Research focus: surface engineering. E-mail: lihaibin2010td@163.com

引文格式: 李海斌, 刘树龙, 刘义, 等. Ti-6Al-4V 合金表面渗层制备及空蚀性能研究[J]. 表面技术, 2020, 49(4): 324-331.

LI Hai-bin, LIU Shu-long, LIU Yi, et al. Preparation and cavitation erosion of surface diffusion coating on Ti-6Al-4V alloy[J]. Surface technology, 2020, 49(4): 324-331.

explore the cavitation erosion resistance of the diffusion coating in combination with the surface morphology and element distribution after cavitation erosion. The results indicated that the diffusion treatment produced surface infiltration layer with higher microhardness on the surface of Ti-6Al-4V alloy. The coating consisted of the outermost compound layer and the inner diffusion layer. After 1 h of treatment at 1023 K, its surface infiltration layer was dense, uniform and microcrack-free. After 12 h of cavitation, the specimen treated at 1023 K for 1 h had the least cumulative volume loss was 18% of that of the untreated sample, so it had the best cavitation resistance. With the increase of treatment time and temperature, the surface of the diffusion coating with the hard ceramic particles became uneven and there were more and more hard ceramic particles protruding from the surface. The hard ceramic particles could significantly increase the surface microhardness of the treated specimen, but it was likely to induce the formation of cavitation and reduction of cavitation resistance. In summary, aluminizing treatment in nitrogen atmosphere can considerably improve the cavitation erosion behavior of Ti-6Al-4V alloy. The hard ceramic particles with uneven size protruding from the surface weaken the cavitation erosion resistance of the surface infiltration layer.

KEY WORDS: chemical heat treatment; surface diffusion coating; aluminizing; nitriding; Ti-6Al-4V alloy; cavitation erosion

过流部件对液体剧烈扰动,当液体内部压强低于饱和蒸气压时,则发生空化而产生空泡。大量空泡在过流部件表面生成、溃灭时,会产生超高压应力冲击波和高速微射流,对材料表面反复冲击,从而造成损伤,即空蚀现象^[1-3]。空蚀严重影响到过流部件的正常使用,降低工作寿命,带来安全隐患,因而成为航空航天、石油化工、水利船舶、生物医疗等众多领域关注的焦点之一。钛合金因具有高比强度、高耐腐蚀性和优良的生物相容性,被广泛应用于各领域,然而其硬度低、摩擦学性能差,用作高速螺旋桨、水翼、泵、阀门等过流部件时,往往会发生较为严重的空蚀破坏^[4-5],因此在这些领域的发展应用受到限制。

利用表面技术对材料表面进行改性、强化,是改善材料抗空蚀性能最为有效的方法。目前,已有将相关表面技术用于改善钛合金抗空蚀性能的研究,如激光表面熔覆^[6]、激光表面渗氮^[7]、等离子表面喷涂^[8]等。虽然这些表面技术在一定程度上提高了钛合金的抗空蚀能力,但存在着仪器设备昂贵、操作复杂、成本高等缺点^[6-8]。化学热处理(包括渗氮、渗碳、渗铝、渗硼等)因具有简单、方便、成本低等优点,在工业生产中得到广泛应用^[9-10]。通过化学热处理,可在钛合金表面生成较厚的表面渗层,显著提高合金的表面硬度,从而改善其抗空蚀能力^[11]。Mitelea 等^[11]在 730 °C 高纯 N₂ 和 NH₃ 混合气中对 Ti-6Al-4V 合金进行 6 h 渗氮处理后,合金抗空蚀性能提高 77%。M. S. Mahdipoor 等^[12]分别在 900 °C 和 1050 °C 下对 Ti-6Al-4V 合金进行 5 h 和 10 h 的渗氮处理后,改善了合金的抗空蚀性能。文献[11]和[12]中的渗氮处理虽可改善钛合金的抗空蚀性能,但其处理需在较高温度下保温较长时间,易导致合金基体晶粒粗化,从而影响其力学性能。长时间的高温渗氮处理,即使在高纯 N₂ 中进行,也会因炉膛内少量残余氧而发生氧化,生成疏松质脆的氧化皮,导致性能恶化^[11-12]。

在化学热处理中,渗铝作为一种简单的渗铝工艺,可在较低温度下进行,且可避免钛合金被氧化^[13]。

渗铝处理后,在钛合金表面生成的 Ti-Al 金属间化合物涂层,可显著改善合金的抗高温氧化性能,提高表面的显微硬度^[14]。然而,包埋渗铝易在钛合金表面生成 Al₃Ti 相,虽对高温抗氧化能力有利,但其具有高杨氏模量、高室温脆性和低塑性,影响涂层的力学性能^[15]。Zhou 等^[14]利用预氧化包埋渗铝对 Ti-6Al-4V 合金进行表面处理后发现,预氧化处理可以减小渗铝层中 Al₃Ti 相的含量。Szklinizrz 等^[16]利用非接触渗铝(out-of-pack aluminizing method)在 900 °C 下对 Ti-47Al-2W-0.5Si 合金处理 5 h,表面渗层中不含有 Al₃Ti 相。Zarchi 等^[17]利用非封闭渗铝对纯钛进行表面处理后发现,表面渗层的成分为固溶 Al 原子的 α -Ti 相,无 Ti-Al 金属间化合物。因此,对 Ti-6Al-4V 合金同时采用渗氮和渗铝处理,一方面可以避免钛合金被氧化,生成氧化皮;另一方面氮与钛反应生成氮化物,以减缓 Al 原子向内扩渗,减小脆性 Al₃Ti 相的生成。然而,目前对 Ti-6Al-4V 合金同时采用渗氮和渗铝处理,并进行抗空蚀性能的研究尚未见报道。

本文在高纯 N₂ 气中对 Ti-6Al-4V 合金进行渗铝处理。利用超声振动空蚀设备研究表面渗层在去离子水中的空蚀性能。通过表征分析表面渗层的物相组成和力学性能,研究表面渗层的空蚀损伤机理,以此为提高钛合金抗空蚀性能的表面技术的选择提供依据。

1 实验

1.1 表面渗铝处理

本文所使用的 Ti-6Al-4V 钛合金为热轧退火后的板材,合金成分见表 1。实验前,利用电火花线切割机将合金板材切割成大小为 20 mm×20 mm×3 mm。随后,使用 320#、400#、600#、800#和 1500#砂纸对试样表面进行逐级打磨,并利用抛光机将试样表面抛光至表面粗糙度为 $Ra=(0.20\pm0.01)$ μm 。最后将试样放入超声清洗机,分别在丙酮溶液中清洗 30 min,去离子水中清洗 10 min,无水乙醇中漂洗 5 min,干燥

备用。渗铝所使用的渗铝剂为 10%Al+5% NH_4Cl +85% Al_2O_3 (以质量分数计,试剂均为分析纯)。将上述粉末按质量比称好,放入 Y 型混粉机中,充分混合 2 h 后,取出备用。

表 1 Ti-6Al-4V 合金的成分
Tab.1 Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy wt%

Al	V	Fe	C	N	O	H	Ti
6.02	3.94	0.20	0.10	0.04	0.15	0.015	Balance

表面渗铝采用文献[17]中的非接触渗铝工艺,将 Ti-6Al-4V 合金试样悬挂在盛有渗铝剂的刚玉坩埚内,然后放置在管式炉内。管式炉以 10 K/min 升温至一定温度,并保温一段时间,具体参数见表 2。在整个处理过程中,以 20 mL/min 的流量通入高纯的 N_2 气(纯度为 99.999%)。表面扩渗处理后,试样随炉冷却至室温,取出试样,清洗干燥。

表 2 Ti-6Al-4V 合金处理参数
Tab.2 Processing parameters of Ti-6Al-4V alloy specimens

	Treatment temperature/K	Treatment time/h
As-received	—	—
1	1023	1
2	1023	1.5
3	1023	2
4	1123	1
5	1123	1.5
6	1123	2
7	1173	2

1.2 试样表征及空蚀实验

利用扫描电子显微镜 (SEM, JSM-6610LV) 对已处理试样的表面和截面形貌进行观测,并使用 SEM 仪器附件 EDS 能谱仪对试样表面渗层进行元素分析。利用 X 射线衍射仪 (XRD, Empyrean, PANalytical) 对试样表面渗层的物相和元素进行分析。利用数字显微硬度计 (HVS-1000) 对试样表面和截面显微硬度的分布进行分析,测试加载载荷为 50 g,加载时间为 10 s,在试样的每个测试区选取 5 个点进行测量,并取平均值。

利用超声振动空蚀试验机按照 ASTM G32—2010^[18]对未处理和已处理试样的空蚀性能进行分析,如图 1 所示。空蚀测试具体参数:超声振动功率为 500 W;振动杆振动频率为 (20 ± 0.2) kHz;峰振幅为 (50 ± 3) μm ;测试液体为去离子水,液体温度通过低温循环冷却装置维持在 (23 ± 2) $^\circ\text{C}$;测试试样平行放置至离振动杆下端面 (0.50 ± 0.02) mm 处,且振动杆下端面浸入去离子水中的深度为 (30 ± 0.5) mm。空蚀测

试过程中,每隔一段时间将试样取出、清洗、干燥和称量,记录试样的质量损失,并及时更换去离子水。空蚀测试后,利用 SEM (EDS) 对试样的表面形貌进行观测。

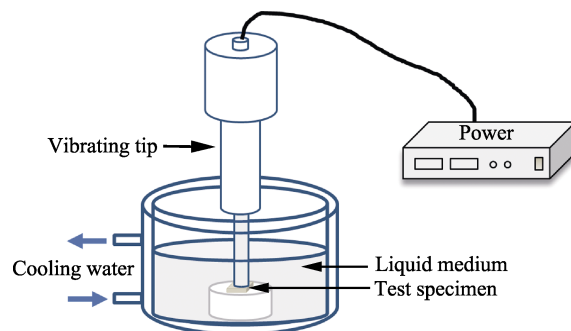


图 1 超声振动空蚀试验机示意
Fig.1 Illustration of ultrasonic vibratory apparatus

2 结果与讨论

2.1 显微组织分析

Ti-6Al-4V 合金表面处理前后的 XRD 图谱如图 2 所示。对于未处理试样,只能观测到很强的 α -Ti 衍射峰和较弱的 β -Ti 衍射峰。观察渗铝处理后试样的外观可以发现,试样表面呈暗黄色。这表明经处理后,试样表面生成了渗层。通常包埋渗铝在钛合金表面主要生成较多的 Al_3Ti 和较少的 TiAl 和 TiAl_2 相^[14,19]。由 XRD 图谱可知,本文在氮气下渗铝处理所生成的表面层由钛的氮化物、钛铝化合物和钛铝氮化合物组成。在较低温度和较短时间处理下,试样 1 表面层的主要成分为 $\text{TiN}_{0.26}$ 、 Ti_2N 、TiN、 Ti_3Al 、TiAl 和 Ti_2AlN 相,不含富铝的 Al_3Ti 相。这主要是因为表面渗层最外面生成钛的氮化物,可以阻缓 Al 原子向内扩渗,从而减少了 Al_3Ti 相的生成^[5]。同时可以发现,随着处理时间的延长和处理温度的升高, TiAl 和 Al_3Ti 相的 X 射线衍射峰强度逐渐增强。

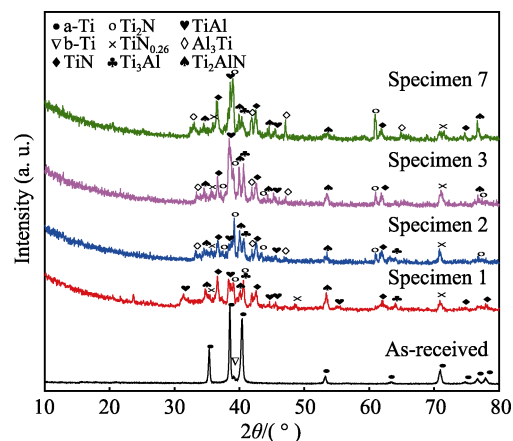


图 2 Ti-6Al-4V 合金试样处理前后的 XRD 图谱
Fig.2 XRD patterns of the as-received and treated Ti-6Al-4V alloy specimens

Ti-6Al-4V 合金试样 1、2、3 和 7 的表面和截面的 SEM 形貌如图 3 所示。1123 K 处理 1 h 的试样 4 截面形貌及 EDS 元素线扫描图谱如图 4 所示。表 3 为图 4 中标记处的 EDS 元素分析结果。由 SEM 图可知, 处理后试样表面生成了一定厚度的表面渗层。由 XRD 和 EDS 元素线扫描分析可知, 该表面渗层由外面的化合物层和内部的扩散层组成: 化合物层成分为氮化钛、钛铝化合物和钛铝氮化合物; 扩散层则由 N 和 Al 原子扩散固溶于 α -Ti 形成 (见图 4 和表 3)。进一步分析发现, 化合物层为两层结构。化合物层的最外层厚度为 1~2 μm , 几乎不含有 Al 元素 (见表 3),

其主要成分为钛的氮化物 TiN 、 Ti_2N 、 $\text{TiN}_{0.26}$ 相; 化合物层的内层则含有较多的 Al 和 N, 其主要成分为钛铝氮化合物和钛铝化合物。由图 5 可知, 随着处理温度的升高和处理时间的延长, 表面渗层的化合物层和扩散层厚度均增加, 且扩散层厚度的增加幅度较大。同时可以发现, 在 1023 K 温度下处理的试样 1, 其表面渗层致密、均匀、无微裂纹缺陷, 且与基体冶金结合。温度升高后, 表面渗层中则存在少量的孔洞。此外, 观察表面 SEM 形貌图可得, 1023 K 处理 1 h 的试样 1 表面较平整, 仅有极少量凸出的颗粒物。由上述的 XRD 和 EDS 分析可知, 这些凸出颗粒物应为

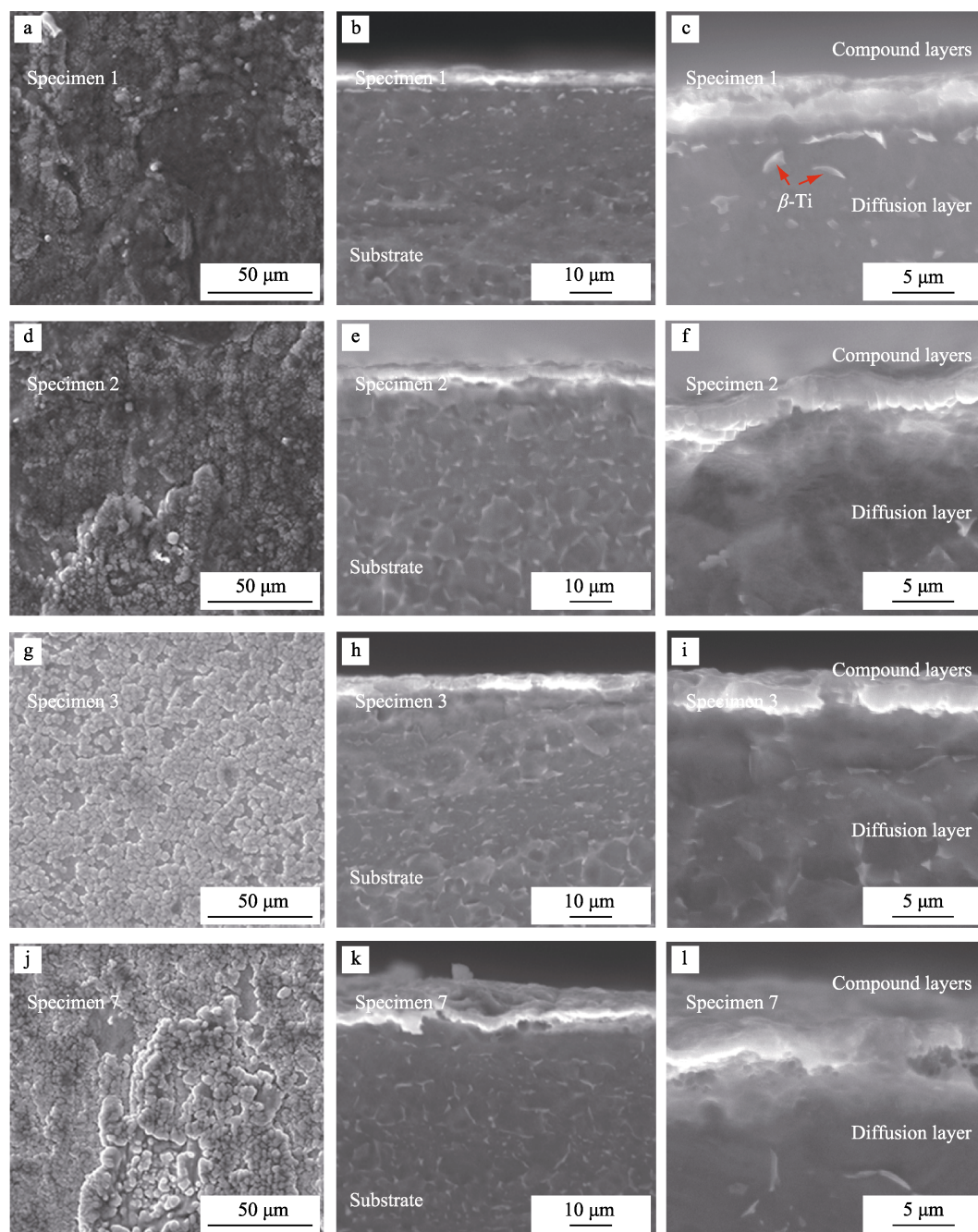


图 3 Ti-6Al-4V 合金试样处理后的表面形貌和截面形貌

Fig.3 Surface and cross-sectional morphology of the treated Ti-6Al-4V alloy specimens:
(a), (b) and (c) specimen 1, (d), (e) and (f) specimen 2, (g), (h) and (i) specimen 3, (j), (k) and (l) specimen 7

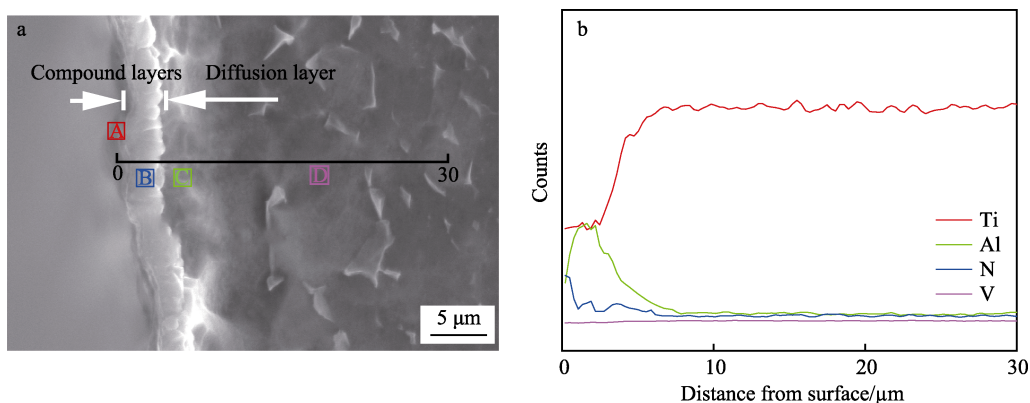


图4 试样4的截面显微组织及EDS元素线扫描图谱

Fig.4 Microstructure (a) and EDS analysis of linear composition of element (b) of the specimen 4

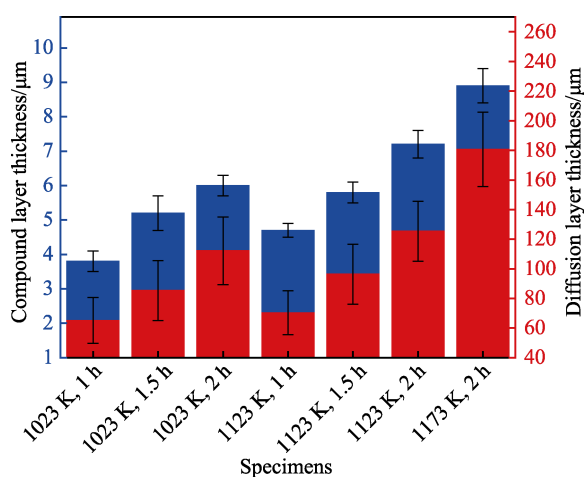


图5 Ti-6Al-4V合金试样处理后的化合物层和扩散层的厚度

Fig.5 Thickness of compound layer and diffusion layer of the treated Ti-6Al-4V alloy specimens

表3 图4中EDS结果
Tab.3 EDS results of Fig.4

No.	Ti	Al	N	V
A	57.81	0.82	41.37	—
B	43.01	35.67	21.30	—
C	71.58	15.56	12.30	0.56
D	85.08	8.02	5.17	1.73

硬质的氮化物颗粒。同时,随着处理时间的延长和处理温度的升高,试样表面变得不平整,且有微孔、微裂纹存在,表面凸出颗粒物数量增加,颗粒物生长得更大,且大小不均匀。

2.2 显微硬度分析

使用显微硬度计对处理后 Ti-6Al-4V 合金试样表面和截面的显微硬度分布进行测试,其结果见表4和图6。对于未处理的合金试样,其表面显微硬度为 (287.3 ± 5.6) $\text{HV}_{0.05}$ 。处理后,试样表面的显微硬度得到了显著提高,为未处理试样的 2.7~3.6 倍。这主要

是因为处理后试样表面生成了氮化钛、钛铝氮等硬质陶瓷相,显著提高了材料的表面硬度。同时, N 和 Al 原子固溶于 α -Ti 中,引起晶格畸变,同样使得基体硬化,且随着固溶 N 和 Al 溶度的减小,试样显微硬度沿扩渗深度方向减小。此外,随着处理时间和温度的增加,表面显微硬度增加。

表4 Ti-6Al-4V合金试样处理前后的显微硬度
Tab.4 Microhardness of the as-received and treated Ti-6Al-4V alloy specimens

	Treatment temperature/K	Treatment time/h	Surface microhardness ($\text{HV}_{0.05}$)
As-received	—	—	287.3 ± 5.6
1	1023	1	788.4 ± 16.4
2	1023	1.5	823.6 ± 17.3
3	1023	2	915.7 ± 19.1
4	1123	1	795.3 ± 15.7
5	1123	1.5	858.9 ± 18.2
6	1123	2	956.3 ± 16.5
7	1173	2	1024.8 ± 17.6

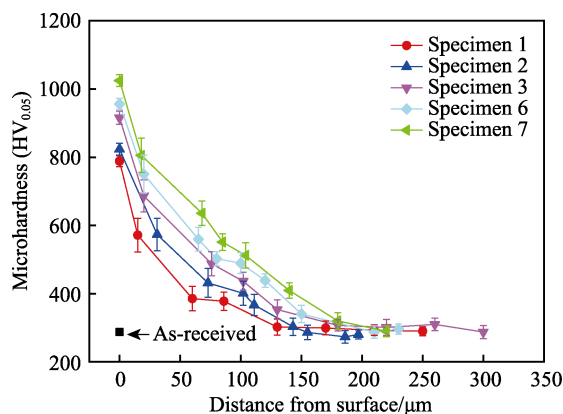


图6 Ti-6Al-4V合金试样处理前后的表面显微硬度和截面显微硬度分布

Fig.6 Surface microhardness and section microhardness profile of the as-received and treated Ti-6Al-4 alloy specimens

2.3 空蚀性能分析

在去离子水中, 经过不同空蚀时间的测试后, Ti-6Al-4V 合金试样处理前后的累积质量损失见表 5 和图 7。可以发现, 12 h 的空蚀测试后, 原始未处理 Ti-6Al-4V 合金试样的累积质量损失达(12.4±0.2) mg。经表面处理后, 试样的累积质量损失均比未处理试样低。其中, 在 1023 K 温度下处理的试样 1, 经 12 h 空蚀测试后, 累积质量损失最小, 为(2.2±0.1) mg, 其抗空蚀性能最好。这表明利用化学热处理技术在 Ti-6Al-4V 合金表面制备的表面渗层具有较好的抗空蚀性能。同时, 随着表面处理时间的延长和温度的升高, 试样的累积质量损失逐渐增加, 其抗空蚀性能降低。

经 12 h 空蚀测试后, 未处理和处理后 Ti-6Al-4V 合金试样的表面形貌如图 8 所示, 未处理试样放大的表面 SEM 形貌如图 9 所示, 试样 6 的表面形貌及局部 EDS 元素分析如图 10 所示。处理后试样的空蚀机理如图 11 所示。由图 8a 可以发现, 经过 12 h 空蚀测试后, 原始未处理的 Ti-6Al-4V 合金试样已失去原平整光滑的表面, 其表面发生强烈的塑性形变(如图 9 所示), 且材料大量脱落, 这表明未处理合金试样的抗空蚀性能差。由图 8b—e 可知, 经处理后的试样, 表面大部分保持完好, 这也进一步表明氮气下渗铝处理可以有效改善 Ti-6Al-4V 合金的抗空蚀性能。试样 1、2、3 大部分表面保持完整, 局部有因空蚀造成的坑洞。试样 7 表面有更多的空蚀坑洞, 且空蚀坑洞尺寸变大, 但表面层仍保持较好。

表 5 处理前后 Ti-6Al-4V 合金试样的累积质量损失
Tab.5 Cumulative mass loss of the as-received and treated Ti-6Al-4V alloy specimens

	Treatment temperature/K	Treatment time/h	Cumulative mass loss/mg
As-received	—	—	12.4±0.2
1	1023	1	2.2±0.1
2	1023	1.5	3.2±0.1
3	1023	2	4.7±0.2
4	1123	1	2.5±0.1
5	1123	1.5	3.3±0.2
6	1123	2	6.3±0.2
7	1173	2	7.7±0.2

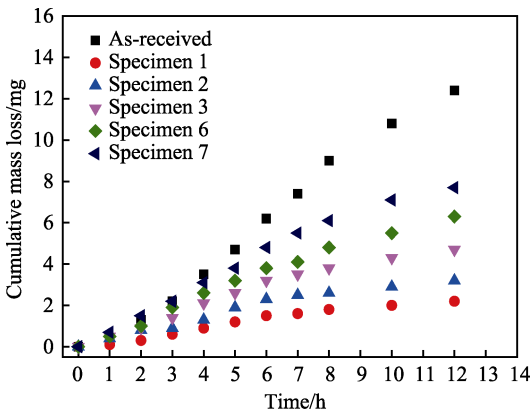


图 7 处理前后 Ti-6Al-4V 合金试样空蚀测试的累积质量损失曲线
Fig.7 Cumulative mass loss of the as-received and treated Ti-6Al-4V alloy specimens

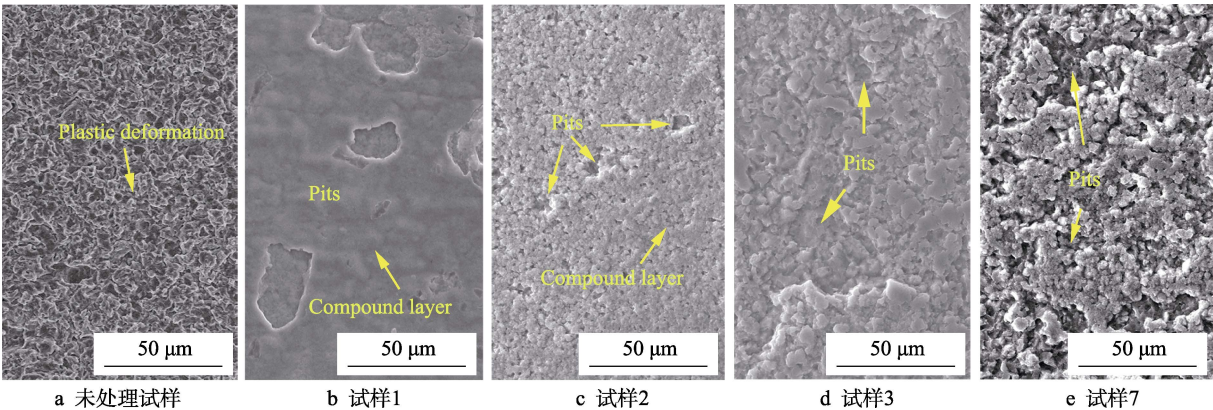


图 8 处理后 Ti-6Al-4V 合金试样经 12 h 空蚀测试后的表面形貌 SEM 图
Fig.8 SEM image of surface morphology of the Ti-6Al-4V alloy specimens after 12 h of cavitation erosion test:
a) as-received specimen; b) specimen 1; c) specimen 2; d) specimen 3; e) specimen 7

由图 10a 可知, 空蚀测试后, 试样 6 表面较完整。经 EDS 元素分析可知, 平整的表面为化合物层。同时, 材料表面发现有较多的空蚀坑。观察图 10b 可知, 空蚀坑洞的形成主要是因为空蚀过程中, 超高压应力冲击波和微射流的冲击, 造成表层中的晶粒被剥落。此外, 在空蚀坑周围未发现明显的裂纹。这表明表面生成的均匀、致密、高硬度表面渗层, 在空蚀过程中能够很

好地抵御超高压应力冲击波和微射流的冲击, 可以抑制裂纹的生成和扩展, 进而有效改善材料的抗空蚀性能。此外, 由图 7 和图 8 可以发现, 随着表面处理时间的延长和处理温度的升高, 空蚀测试后的试样表面有更多因材料剥落而形成的坑洞, 抗空蚀性能降低。这主要是因为, 随着表面处理时间的延长和温度的升高, 试样表面变得不平整, 硬质陶瓷颗粒物增多, 且

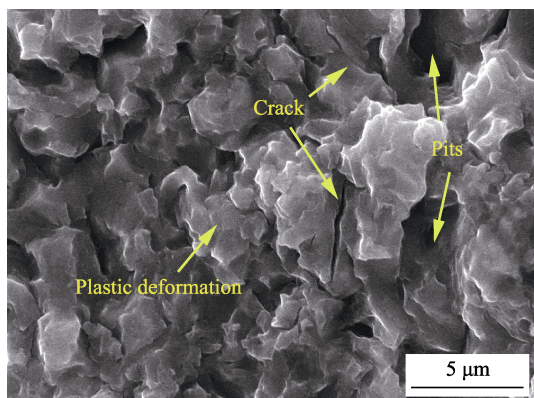


图 9 未处理 Ti-6Al-4V 合金试样经 12 h 空蚀测试后的表面高倍 SEM 形貌

Fig.9 High magnification SEM image of the surface morphology of the as-received Ti-6Al-4V alloy specimen after 12 h of cavitation erosion

表面渗层中含有更多的 Al_3Ti 相。虽然硬质颗粒物能够显著增加试样的表面显微硬度,但这些硬质颗粒物大小不均匀。在空蚀过程中,表面不平整区域和凸出的硬质颗粒物部位更易诱发空泡的形成^[20],造成超高压应力冲击波和微射流优先对这些凸出的大颗粒物产生破坏,导致这些部位的材料被剥落,进一步促使更多的空泡在该位置形成,进而造成更强的破坏作用,随即有更多的材料被剥落从而形成尺寸较大的空蚀坑洞,如图 11d—f 所示。同时,涂层中 Al_3Ti 相因具有高室温脆性和低塑性^[16],当最外面的氮化物层被剥落后,在冲击波和微射流作用下,也易遭空蚀的破坏。相比之下,对于较低温度和较短处理时间的试样,其表面渗层更加平整,凸出的颗粒物更少,且表面渗层中的硬质相更细小, Al_3Ti 相含量更少,因而能够更好地抵御空蚀破坏,如图 11a—c 所示。

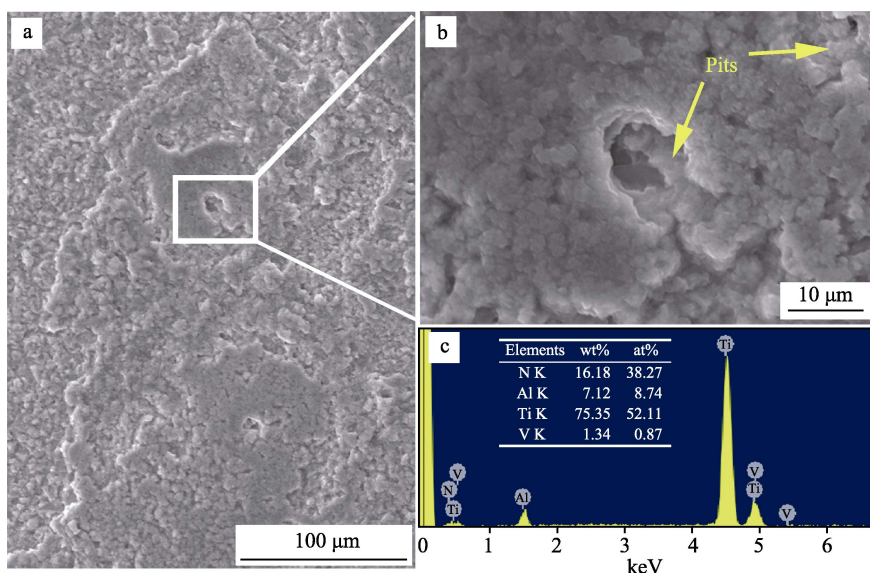


图 10 经 12 h 空蚀测试后试样 6 的表面形貌及局部 EDS 元素分析

Fig.10 Surface morphology and EDS analysis of the treated specimen 6 after 12 h of cavitation erosion test

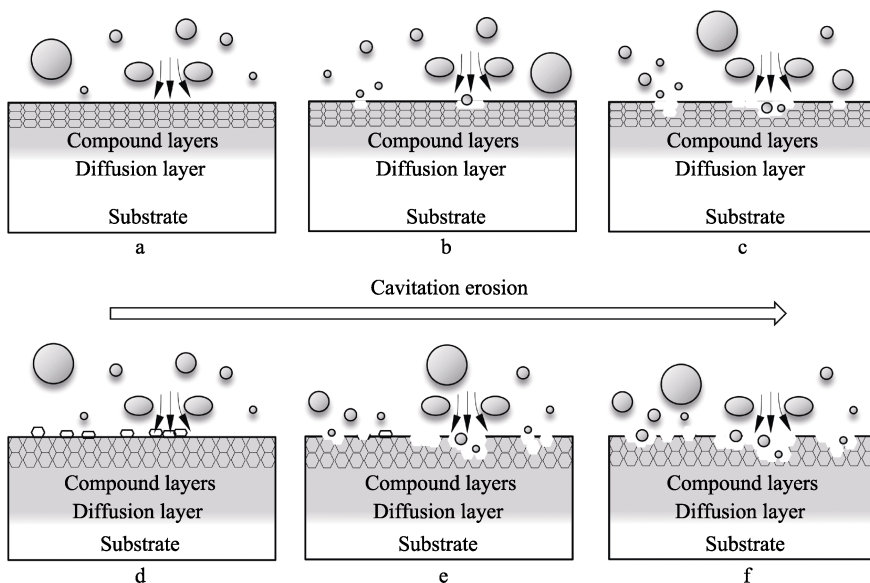


图 11 处理后 Ti-6Al-4V 合金试样的空蚀机理

Fig.11 Schematic diagram for cavitation erosion of the treated Ti-6Al-4V alloy specimens

3 结论

1) 在较佳制备工艺下, 于氮气气氛中渗铝, 在 Ti-6Al-4V 合金表面得到了均匀、致密、高硬度且与基体冶金结合的表面渗层。表面渗层由化合物层和扩散层构成。

2) 经表面处理后的 Ti-6Al-4V 合金, 能够很好地抵御超高压应力冲击波和微射流的冲击, 具有较好的抗空蚀性能。

3) 随着表面处理时间的延长和温度的升高, Ti-6Al-4V 合金表面变得不平整, 硬质氮化钛颗粒物增多, 且含有较多的脆性相 Al_3Ti 相, 这对提高材料抗空蚀性能不利。

参考文献:

- [1] CHAHINE G L, FRANC J P, KARIMI A. Cavitation and cavitation erosion[J]. China basic science, 2010, 106: 3-20.
- [2] 任奕, 侯国梁, 张晓亮, 等. CoCrAlYTaCSi 涂层和 ZL101 铸铝合金的气蚀性能研究[J]. 表面技术, 2018, 47(9): 150-157.
REN Yi, HOU Guo-liang, ZHANG Xiao-liang, et al. Cavitation erosion performances of CoCrAlYTaCSi coating and ZL101 cast aluminum alloy[J]. Surface technology, 2018, 47(9): 150-157.
- [3] QIAO Y X, TIAN Z H, CAI X, et al. Cavitation erosion behaviors of a nickel-free high-nitrogen stainless steel[J]. Tribology letters, 2019, 67(1): 1-9.
- [4] LI D G, WANG J D, CHEN D R, et al. The role of passive potential in ultrasonic cavitation erosion of titanium in 1 M HCl solution[J]. Ultrasonics sonochemistry, 2016, 29: 279-287.
- [5] LI H B, CUI Z D, LI Z Y, et al. Surface modification by gas nitriding for improving cavitation erosion resistance of CP-Ti[J]. Applied surface science, 2014, 298: 164-170.
- [6] 马玲玲, 李涵, 孙琳, 等. 钛合金表面激光熔覆 Ti/Ni-AlN 复合涂层的组织与摩擦磨损性能[J]. 热加工工艺, 2018, 47(4): 180-184.
MA Ling-ling, LI Han, SUN Lin, et al. Microstructure and friction and wear properties of laser cladding Ti/Ni-AlN composite coating on titanium alloy surface[J]. Hot working technology, 2018, 47(4): 180-184.
- [7] KAMAT A M, SEGALL A E, COPLEY S M, et al. Enhancement of CP-titanium wear resistance using a two-step CO_2 laser-sustained plasma nitriding process[J]. Surface and coatings technology, 2017, 325: 229-238.
- [8] 杨竹芳, 耿明睿, 何光宇, 等. 钛合金表面 CrAlTiN 单层涂层冲蚀损伤机理研究[J]. 表面技术, 2019, 48(1): 269-274.
- [9] BATTERY D, SZYMANSKI W, PANJAN M, et al. Plasma nitriding of Ti6Al4V alloy for improved water erosion resistance[J]. Wear, 2017, 374-375: 120-127.
- [10] UNAL O, MALEKI E, VAROL R. Effect of severe shot peening and ultra-low temperature plasma nitriding on Ti-6Al-4V alloy[J]. Vacuum, 2018, 150: 69-78.
- [11] MITELEA I, DIMIAN E, BORDEASU I, et al. Ultrasonic cavitation erosion of gas nitrided Ti-6Al-4V alloys[J]. Ultrasonics sonochemistry, 2014, 21(4): 1544-1548.
- [12] MAHDIPOOR M S, KEVORKOV D, JEDRZEJOWSKI P, et al. Water droplet erosion behaviour of gas nitrided Ti6Al4V[J]. Surface and coatings technology, 2016, 292: 78-89.
- [13] TSIPAS S A, GORDO E. Molybdeno-aluminizing of powder metallurgy and wrought Ti and Ti-6Al-4V alloys by pack cementation process[J]. Materials characterization, 2016, 118: 494-504.
- [14] ZHOU W, ZHAO Y G, QIN Q D, et al. Effect of pre-oxidation on aluminized coating and their oxidation resistance of Ti alloy[J]. Materials letters, 2006, 60(3): 414-417.
- [15] PARLIKAR C, ALAM M Z, DAS D K. Effect of Al_3Ti diffusion aluminide coating on tensile properties of a near α -Ti alloy[J]. Materials science and engineering A, 2011, 530(15): 565-573.
- [16] SZKLINIARZ A, MOSKAL G, SZKLINIARZ W, et al. Improvement of oxidation resistance of Ti-47Al-2W-0.5Si alloy modified by aluminizing method[J]. Surface and coatings technology, 2015, 277(3): 270-277.
- [17] ZARCHI H R, SOLTANIEH M, ABOUTALEBI M R, et al. Kinetic study on NaF-activated pack-aluminizing of pure titanium at 950~1100 °C[J]. Transactions of nonferrous metals society of China, 2014, 24(6): 1959-1968.
- [18] ASTM G32-10, Standard test method for cavitation erosion using vibratory apparatus[S].
- [19] RASTKAR A R, PARSEH P, DARVISHNIA N, et al. Microstructural evolution and hardness of TiAl_3 and TiAl_2 phases on Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B by plasma pack aluminizing [J]. Applied surface science, 2013, 276(1): 112-119.
- [20] WU Y P, LIN P H, CHU C L, et al. Cavitation erosion characteristics of a Fe-Cr-Si-B-Mn coating fabricated by high velocity oxy-fuel (HVOF) thermal spray[J]. Materials letters, 2007, 61: 1867-1872.