

原位纳米颗粒增强 AA6016 基复合材料超声空化强化后微观组织及性能的变化

邹杨, 刘海霞, 陈杰, 欧阳亚东, 王雷博

(江苏大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013)

摘要: **目的** 探索铝基复合材料的新型表面强化方法。**方法** 采用超声空化的方法对原位纳米颗粒增强 AA6016 铝基复合材料进行强化, 使用电子天平、激光共聚焦显微镜、场发射扫描电子显微镜、显微硬度计、X 射线衍射仪以及透射电镜对材料质量损失、表面形貌、残余应力、显微硬度、微观组织等方面进行系统地分析。**结果** 试样的质量损失和表面粗糙度随空化时间的延长而增加, 在超声空化处理 30 s 后, 试样的表面硬度和残余压应力较原样分别提高了 89.8%和 57.7%, 材料内部发生位错增殖, 位错相互缠结, 并且晶粒排列的取向差增大; 当空化时间达到 60 s 时, 显现的晶界数量增加, 在晶界处出现材料剥落现象, 残余应力被释放。**结论** 在一定的时间范围内, 超声空化可以较为明显地提高材料的表面性能。在空化泡溃灭产生的多向力作用下, 铝基复合材料表面晶粒内会迅速产生大量位错, 形成加工硬化层。位错缠结和增强颗粒的钉扎作用, 促使晶粒内部亚晶界的形成, 最终导致晶粒细化。

关键词: 铝基复合材料; 超声空化强化; 晶粒细化; 残余应力; 表面硬度

中图分类号: TG178 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2023)08-0424-09

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.08.038

Variation of Microstructure and Property of In-situ Nanoparticle-reinforced AA6016 Matrix Composite after Ultrasonic Cavitation Strengthening

ZOU Yang, LIU Hai-xia, CHEN Jie, OUYANG Ya-dong, WANG Lei-bo

(School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Jiangsu Zhenjiang 212013, China)

ABSTRACT: As a new composite material, in-situ nanoparticle-reinforced AA6016 aluminum matrix composite, has been developed to fulfill the requirements for the manufacturing of aerospace and automotive equipment. Although with high fatigue strength and resistance to external impact, such a material has shortcoming in terms of enduring alternating loads in

收稿日期: 2022-08-30; 修订日期: 2022-12-02

Received: 2022-08-30; Revised: 2022-12-02

基金项目: 国家自然科学基金 (52175410)

Fund: The National Natural Science Foundation of China (52175410)

作者简介: 邹杨 (1999—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为铝基复合材料的超声空化表面改性。

Biography: ZOU Yang (1999-), Male, Postgraduate, Research focus: ultrasonic cavitation surface modification of aluminum matrix composites.

通讯作者: 刘海霞 (1977—), 女, 博士, 教授, 主要研究方向为金属材料表面空化强化的机理研究。

Corresponding author: LIU Hai-xia (1977-), Female, Doctor, Professor, Research focus: mechanism of surface cavitation strengthening of metal materials.

引文格式: 邹杨, 刘海霞, 陈杰, 等. 原位纳米颗粒增强 AA6016 基复合材料超声空化强化后微观组织及性能的变化[J]. 表面技术, 2023, 52(8): 424-432.

ZOU Yang, LIU Hai-xia, CHEN Jie, et al. Variation of Microstructure and Property of In-situ Nanoparticle-reinforced AA6016 Matrix Composite after Ultrasonic Cavitation Strengthening[J]. Surface Technology, 2023, 52(8): 424-432.

corresponding applications. Therefore, it is necessary to devise a surface strengthening method to handle this issue. Strengthening through surface deformation serves as one of the commonly used surface modification methods, which can be implemented through pulsed waterjet, laser shock peening and mechanical shot peening. Each of the three methods has its own limitations. Ultrasonic cavitation strengthening is a promising, environmentally friendly surface strengthening method that can significantly improve the surface hardness of the material and produce a layer characterized by a certain depth and residual compressive stress.

The work aims to improve the surface properties of in-situ nanoparticle-reinforced AA6016 aluminum matrix composite. The samples were processed into cylinders with a diameter of 185 mm, which were then polished with diamond polishing agent after polishing by sandpaper. An experimental work on these samples was performed with an ultrasonic cavitation experimental device. A constant ultrasonic frequency of 20 kHz was set throughout the experiment. The diameter of the lower end of the ultrasonic tool head was set to (15.9 ± 0.05) mm, the submerged depth 20 mm, and the standoff distance 0.8 mm. The liquid medium of pure water was adopted and its temperature was remained at (25 ± 1) °C through the thermostat method. The mass loss of the samples before and after the cavitation experiment was measured with an EX225DZH electronic analytical balance with an accuracy of 0.1 mg. Three-dimensional morphology of the sample surface was observed by an Olympus VN-4100 laser confocal microscope, and the surface roughness was calculated based on the recorded data. An FEI Nova NanoSEM 450 scanning electron microscope was used to analyze the surface morphology of the samples. The residual stress on the material surface was measured by an X-350a X-ray stress tester. The Vickers hardness was measured by a KB30S-FA automatic microhardness tester. The SmartLab X-ray diffractometer was used to observe the X-ray diffraction (XRD) patterns on surface of the samples. The electron backscattering diffraction (EBSD) technique was used to investigate variation in orientation of grains after the cavitation experiment, which was based on a GeminiSEM 300 field emission scanning electron microscope. Surface microstructure was observed with a JEM-2100PLUS transmission electron microscope.

The results showed that mass loss and surface roughness of the tested samples increased as the cavitation time was extended. More specifically, the surface hardness and the residual compressive stress increased by 89.8% and 57.7%, respectively, after 30 s of ultrasonic cavitation treatment. After cavitation of 60 s, the number of recognizable grain boundaries increased remarkably relative to those monitored at previous moments.

Ultrasonic cavitation can effectively improve surface property of in-situ nanoparticle-reinforced AA6016 aluminum matrix composite with appropriate processing parameters. Improvement of surface property is closely related to dislocation proliferation and dislocation entanglement. As cavitation bubbles collapse near the surface of tested samples, multi-directional force is exerted on the surface. Consequently, a large number of dislocations are introduced into the material. Due to movement of the dislocations, mutual entanglement and pinning effect of reinforcing particles cause the formation of dislocation cells, and eventually the formation of sub-grain boundaries, resulting in grain refinement. This essentially explains the increase in surface hardness. When plastic deformation of the surface attains a certain degree, cracks expand along grain boundaries, and the residual compressive stress is released.

KEY WORDS: aluminum matrix composite; ultrasonic cavitation strengthening; grain refinement; residual stress; surface hardness

原位纳米颗粒增强 AA6016 铝基复合材料是满足航空航天和汽车制造等领域大型化、精密化和轻量化要求的一种高强韧结构材料^[1]。相比于常规 AA6016 铝基复合材料, 原位纳米颗粒增强 AA6016 铝基复合材料的疲劳强度和抗冲击性能可提高 44%^[2], 但仍不满足在交变载荷服役环境中的使用要求。大量的疲劳失效分析结果表明, 裂纹初生多发生在材料表面^[3], 改善材料的表面性能(如残余应力和表面硬度等), 可有效延长零件的使用寿命^[4-5]。因此, 寻找合适的材料表面改性方法, 以改善材料表面残余应力, 并提高表面硬度极为关键。

表面热处理或化学热处理是能够有效改善铝基复合材料力学性能的传统方法^[6-8], 但其对设备要求高, 处理成本高, 工艺周期较长, 且不适用于所有牌号的铝合金。表面形变强化是一种行之有效、适应范围更广的表面改性方式, 可采用脉冲水射流^[9]、激光冲击^[10]和机械喷丸的方法^[11]。以上 3 种方法各有局限性, 脉冲水射流的工艺不成熟, 容易对较软材料的表面造成严重的损伤; 激光冲击设备价格高, 且产生的高温等离子体容易烧蚀材料表面; 机械喷丸的工作环境较差, 存在二次污染问题。超声空化强化是一种新型的材料表面强化方式, 具有独特的优势, 其工作

温度为常温,且无需加入任何固相颗粒^[12],并且对材料的表面粗糙度影响较小^[13]。另外,空化作用比较均匀,且对环境无影响。

高频机械振动引起超声波使液体中的压强发生变化^[14],当液体中的局部压强下降至该温度下液体的饱和蒸气压时,液体内的空化核将迅速长大为肉眼可见的空化泡^[15]。当空化泡溃灭时,便会产生瞬时的高压微射流或冲击波^[16]。若空化泡的溃灭发生在材料表面附近,便会促使材料表面发生塑性变形^[17-18],并产生一定深度的残余压应力层和硬化层^[19-20],使得表层进一步变形受到阻碍,进而延缓了材料的疲劳失效,从而达到改善材料表面性能的目的^[21-23]。

对铝合金进行超声空化强化,已有研究尝试。Pang 等^[24]设计了一种新型空化装置,并利用 6061 铝合金进行实验,结果表明,材料的表面硬度随空化时间的延长而增加,最终达到峰值。Zhang 等^[25]对 2A70 铝合金进行了空化实验,发现空化作用能够有效地提高材料的疲劳寿命和抗空蚀性能。Takahashi 等^[26]对表面具有裂纹的 7075 铝合金进行了空化实验,结果表明,空化作用能够阻碍裂纹的发展,从而提高材料的疲劳寿命。以上研究主要从超声空化强化工艺参数对材料性能的影响方面对铝合金进行研究,很少从微观组织演变层面对其空化强化机理进行分析。此外,对原位纳米颗粒增强铝基复合材料的超声空化强化

研究还鲜见报道。

原位生成的纳米级 ZrB_2 和 Al_2O_3 颗粒弹性模量高,热稳定性好,强度高,与基体结合能力强。本文对原位 ($\text{ZrB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$) 纳米颗粒增强 AA6016 铝基复合材料进行超声空化强化试验,通过质量损失、表面形貌、粗糙度、残余压应力和硬度等,对试样的组织演变与表面硬度和残余应力进行系统的分析,探究其超声空化强化机理,并为该材料的工程应用提供参考。

1 试验

以 AA6016 铝合金为基体,工业硼砂 ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$) 和工业氟锆酸钾 (K_2ZrF_6) 为反应物,在超声和磁场辅助下,原位生成增强相为纳米级尺寸的 3%($\text{ZrB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$)/AA6016 原位复合材料。以该材料为超声空化强化试验材料,采用 Kroll 试剂对该材料表面进行金相腐蚀,其金相组织 OM 图和增强颗粒 SEM 形貌如图 1 所示。

采用线切割技术将试样加工成 $\phi 18\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 的圆柱状,经 800—3000 目的砂纸依次打磨后,用 $1\text{ }\mu\text{m}$ 的金刚石抛光剂抛光,超声清洗吹干后,抽真空保存备用。采用超声波空化试验装置进行空化强化试验,如图 2 所示。在试验过程中,保持超声波频率为 20 kHz,

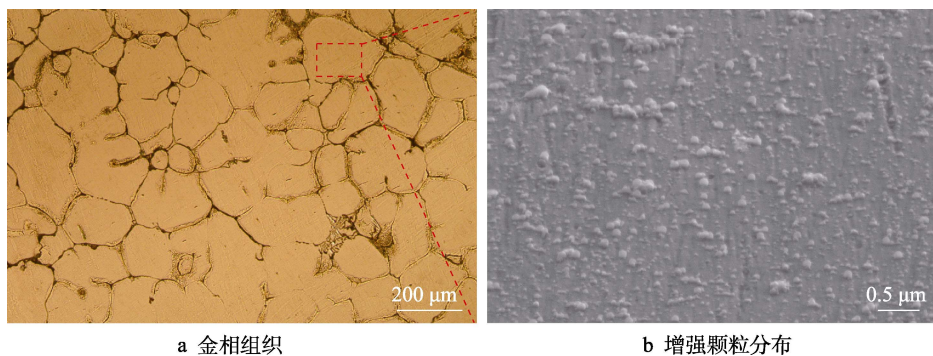


图 1 3%($\text{ZrB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$)/AA6016 复合材料的金相组织和增强颗粒的分布情况
Fig.1 (a) Metallographic structure of 3%($\text{ZrB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$)/AA6016 composite and (b) distribution of reinforcing particles

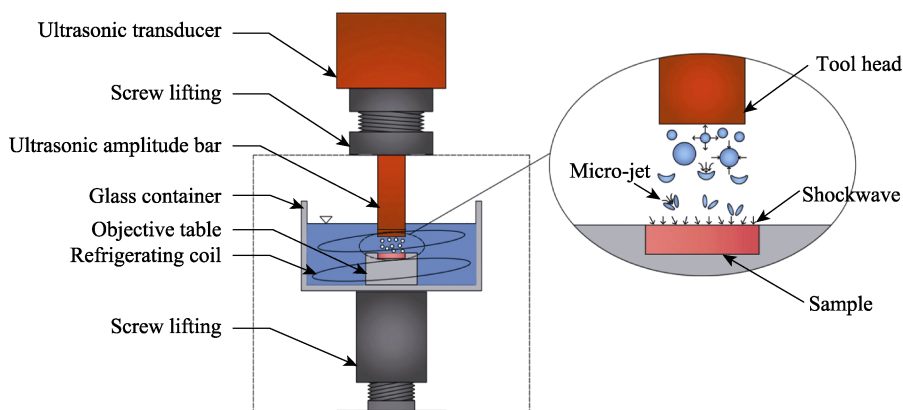


图 2 超声空化试验装置
Fig.2 Schematic diagram of experimental device for ultrasonic cavitation

超声工具头下端面直径为 (15.9 ± 0.05) mm, 淹没深度为 20 mm, 距离试样上表面(靶距)为 0.8 mm。试验介质为自来水, 通过恒温箱控制其温度为 (25 ± 1) °C。

采用精度为 0.1 mg 的 EX225DZH 型电子分析天平对超声空化前后试样的质量进行多次测量取平均值。试验后, 采用 Olympus VN-4100 型激光共聚焦显微镜对试样表面进行三维形貌观察, 并计算表面粗糙度。采用 FEI Nova NanoSEM 450 型扫描电子显微镜对试样表面进行微观形貌分析。采用 X-350A 型 X 射线应力测试仪测量材料表面的残余应力。采用 KB30S-FA 型全自动显微硬度计测量维氏硬度, 载荷为 1 N, 保压时间为 15 s。采用 SmartLab X 型 X 射线衍射仪采集试样表面 X 射线衍射(XRD)图, 扫描范围为 $20^\circ \sim 100^\circ$, 扫描速率为 $5 (^\circ)/\text{min}$, 步长为 0.02° , 选用铜靶。采用 GeminiSEM 300 型场发射扫描电子显微镜对超声空化后试样截面进行电子背散射衍射(EBSD)测试, 分析晶粒内部的取向变化。采用 JEM-2100Plus 型透射电镜进行微观组织观察。

2 结果及分析

2.1 累积质量损失与质量损失率

质量损失是表征材料空化破坏程度的重要参数。原位($\text{ZrB}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$)纳米颗粒增强 AA6016 铝基复合材料的累积质量损失及质量损失率随空化时间的变化如图 3 所示。

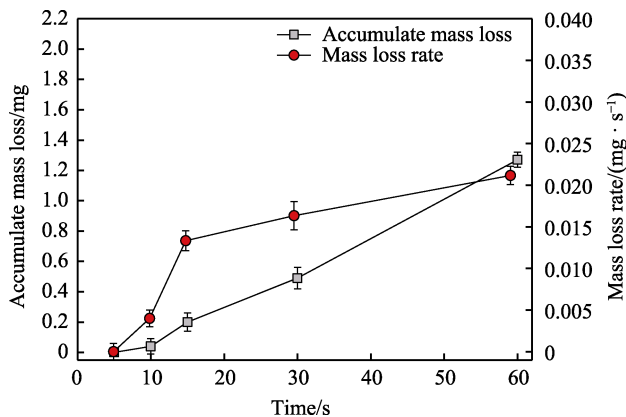


图 3 累积质量损失及损失率随空化作用时间的变化
Fig.3 Variation of cumulative mass loss and loss rate with cavitation time

试样的累积质量损失 Δm 定义为^[27]:

$$\Delta m = m_0 - m \quad (1)$$

式中: m_0 和 m 分别为超声空化前后的质量。

累积质量损失率(E_R)定义为^[27]:

$$E_R = \frac{\Delta m}{t} \quad (2)$$

式中: t 为超声空化的时间。

从图 3 中可以看出, 累积质量损失以及质量损失

率随空化时间延长而单调增加。根据质量损失率, 可以将试样表面的破坏分为 4 个阶段: 孕育期、加速期、平稳期和衰减期^[28]。在 0~60 s 内, 铝基复合材料主要包含前 2 个阶段。在 0~10 s 内, 试样表面以塑性变形为主, 累积质量损失变化不大, 对应孕育期。该阶段与材料本身的属性有关, 铝基复合材料即使原位生成了增强相, 但相对于其他硬质材料的耐持久性仍较弱^[29]。在 10~60 s 范围内, 空化累积作用于材料表面的力不断增加, 超过材料的强度极限时, 试样表面发生破坏, 累积质量损失和质量损失率急剧增大, 对应于加速期。

2.2 表面三维形貌及粗糙度

试样表面形貌和粗糙度与表面塑性变形程度密切相关。原位($\text{ZrB}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$)纳米颗粒增强 AA6016 铝基复合材料经过不同时间超声空化后的三维形貌及粗糙度如图 4a—g 所示, 其中粗糙度用表面算术平均高度 S_a 表示。在三维形貌图中, 以绿色为基面, 随着塑性变形程度的增加, 凹陷部分的颜色逐渐向深蓝色和紫色演变, 凸起部分的颜色向黄色和红色过渡。由图 4 可以看出, 表面粗糙度随超声空化时间的延长而增加。原始铝基复合材料经磨抛处理后的表面粗糙度为 $0.321 \mu\text{m}$, 对应的三维形貌图为颜色均一的绿色平面。当超声空化 5、10 s 时, 表面粗糙度分别为 4.805 、 $5.623 \mu\text{m}$ 。这是由于空化泡作用于试样表面, 引起表面塑性变形, 凹凸不平程度的增加导致表面粗糙度增加。由于空化作用时间较短, 塑性变形程度较小, 三维形貌表面出现微黄色和蓝色。当超声空化时间为 30、60 s 时, S_a 由 $12.454 \mu\text{m}$ 增加至 $16.18 \mu\text{m}$, 形貌图中紫色凹坑和黄红色凸起区域显著扩大, 表面变形加剧。根据图 3 中的质量损失曲线可知, 此时试样表面已经出现材料脱落现象。

2.3 材料表面显微形貌

通过扫描电镜观察超声空化作用后的试样表面微观形貌, 结果如图 5 所示。当超声空化时间在 10 s 内时, 空化区仅发生塑性变形, 未出现明显的表面破坏现象。试样表面出现的凸起是由于空化泡溃灭产生的冲击波和微射流使材料内部晶粒相互挤压所致, 如图 5b、c 所示。当超声空化时间继续增加时, 表面塑性变形程度和范围明显增加, AlFeSi 结晶相出现微裂纹, 同时部分晶界显现, 如图 5d 所示。当超声空化 30 s 时, 三角晶界处由于相邻晶粒之间晶体取向不同, 晶粒扭转方向不同^[30], 在空泡冲击作用下, 变形不协调, 导致晶界处容易产生应力集中, 最终出现疲劳破坏。当超声空化时间达到 60 s 时, 试样表面塑性变形严重, 显现的晶界数量增加, 可以观察到一个完整、清晰的晶界形貌。此外, 裂纹沿晶界扩展, 晶界处出现材料剥落现象。

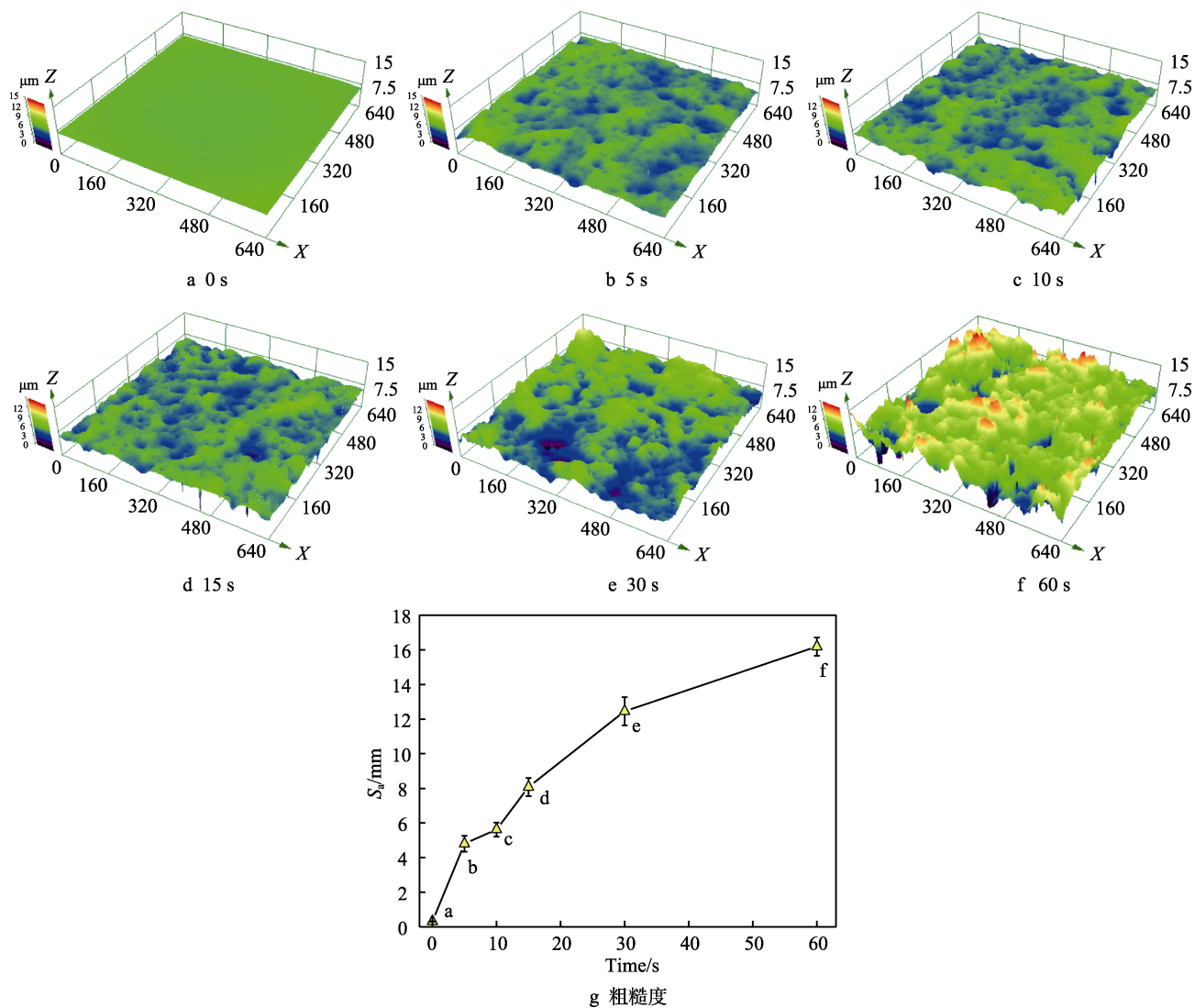


图4 试样表面三维形貌及粗糙度随空化作用时间的变化
Fig.4 (a—f) Variation of three-dimensional morphology and (g) roughness of sample with cavitation time

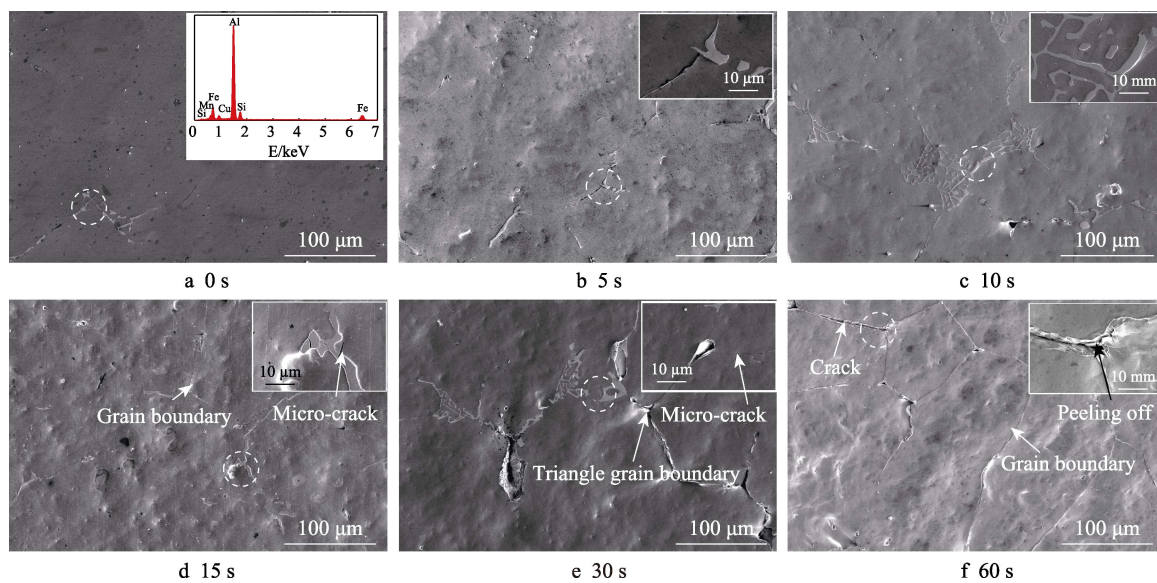


图5 不同时间空化作用后试样表面微观形貌
Fig.5 Surface morphology of samples after different cavitation time

2.4 残余应力

试样表面残余应力随空化作用时间的变化如图 6 所示, 图中每个点的值为 3 次测量后的平均值。残余应力为负值, 表示材料表面的残余应力为压应力, 残余压应力的引入可以显著提高材料的疲劳性能。空化作用时间的延长使累积在材料内部的力逐渐增加, 残余压应力整体呈上升趋势, 并在 30 s 达到最大值, 此时残余应力提升了 57.7%。在空化作用 30 s 后, 材料表面的残余压应力逐渐降低。结合图 3 所示的质量损失曲线和图 5f 可以推断, 材料剥落使累积在试样内部的力得到释放, 表现为残余压应力下降。

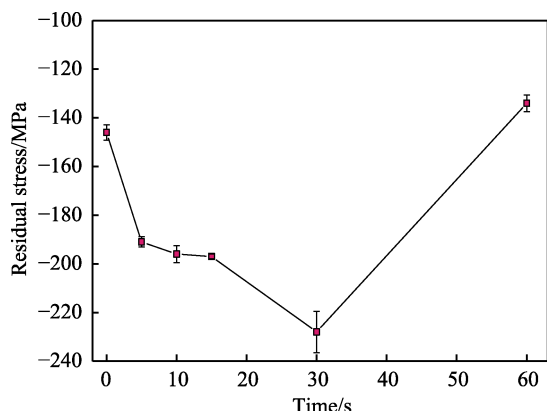


图 6 试样表面残余应力随空化作用时间的变化
Fig. 6 Variation of residual stress on sample surface with cavitation time

2.5 表面硬度

材料表面显微硬度随超声空化时间的变化及超声空化 30 s 后试样截面硬度的变化如图 7 所示, 图中每个点的硬度值均为 5 次平行测量后获得的平均值。从图 7 中可以看出, 未受空化作用时, 试样表面硬度较低, 为 55.17HV; 空化作用 5 s 后, 硬度达到 98.12HV。随着超声空化时间的延长, 硬度值稳定在 95HV~105HV, 并在 30 s 时达到峰值, 即 104.71HV。相对于原样而言, 硬度提升了 89.8%。此外, 在空化

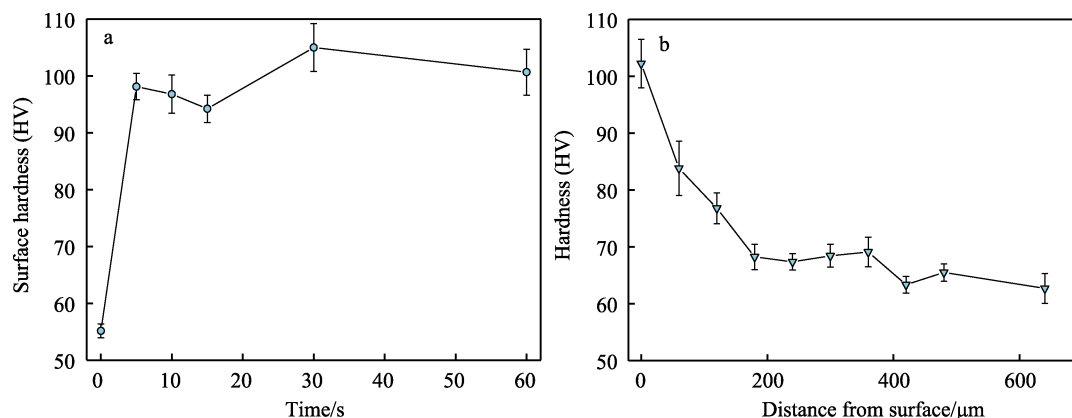


图 7 (a) 材料表面显微硬度随空化作用时间的变化及 (b) 超声空化 30 s 试样截面硬度的变化
Fig. 7 (a) Variation of microhardness of sample surface with cavitation time and (b) cross-sectional hardness of sample after ultrasonic cavitation for 30 s

作用的前 5 s 内, 表面硬化速率较快, 之后表面硬度不再显著提高, 甚至略有下降。这是由于超声空化作用后残留在材料内部的压应力对材料表面的硬度有一定程度的影响。另一方面, 随着晶粒的取向朝着变形越来越难的方向转动, 材料内部抵抗空泡冲击的能力逐渐达到饱和值, 表面硬度趋于稳定。根据超声空化 30 s 试样截面的硬度数据可知, 试样截面的显微硬度总体随着截面深度的增加而减小, 在 200 μm 处达到稳定, 即超声空化对铝基复合材料的影响层深度为 200 μm。硬化层可导致表层进一步变形受到阻碍, 进而延缓材料的疲劳失效。此外, 结合图 6 可以看出, 在超声空化 5~15 s 和 60 s 内, 试样表面硬度与表面残余应力之间没有良好的一致性, 这可能与采样区域有关。同时, 虽然空蚀导致裂纹扩展释放掉部分残余压应力, 但在材料明显破坏前, 材料内部位错塞积未得到很大程度的缓解, 因此表面硬度没有明显下降。

2.6 X 射线衍射图谱

铝基复合材料原样与经超声空化强化 30、60 s 后试样的 XRD 图谱如图 8 所示。未经超声空化处理时, 可观察到铝基和 $\text{Al}_{0.5}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.5}$ 的结晶相的特征峰。同时, 弱峰证实了少量 ZrB_2 和 Al_2O_3 的存在。从图 8 中可以看出, 超声空化作用后未出现新的衍射峰, 说明基体材料经超声空化作用后未形成其他物质。各衍射峰的积分强度随超声空化时间的变化见表 1。随着超声空化时间的延长, (111) 和 (222) 衍射峰的积分强度先增加、再减小, (311) 衍射峰的积分强度先减小、再增大, 而 (200) 衍射峰的积分强度明显增加, (220) 衍射峰的积分强度则明显减小。尽管空化泡溃灭作用于试样表面后产生了各向应力, 但总体不利于 (220) 方向的发展, 并在 (200) 方向发生了择优取向。峰值宽度是加工硬化的反映, 主要受晶格畸变、晶粒尺寸、位错密度和仪器等因素的影响^[31]。根据表 2 中的衍射峰半高宽数据可知, 随着超声空化作用时间的延长, 各衍射峰逐渐宽化, 这与晶格畸变、晶粒内部位错密度增高和晶粒尺寸减小密切相关。

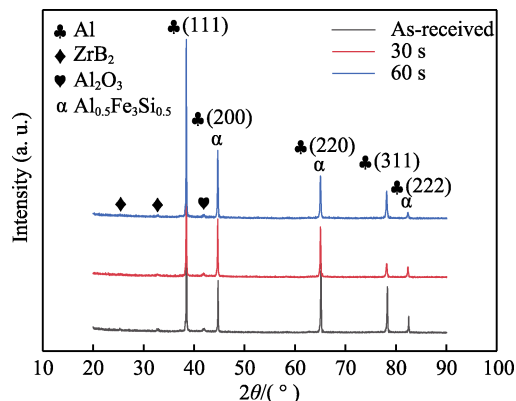


图8 空化作用前后铝基复合材料的X射线衍射图

Fig.8 X-ray diffraction spectra of aluminum matrix composite before and after cavitation action

表1 超声空化作用后铝基衍射峰的积分强度

Tab.1 Integral intensity of diffraction peak of aluminum matrix after cavitation action

Time/s	(111)	(200)	(220)	(311)	(222)
0	24 019	7 543	14 938	9 798	2 869
30	28 174	12 215	12 654	4 805	3 489
60	26 725	13 488	10 158	7 884	1 960

表2 超声空化作用后铝基衍射峰的半高宽

Tab.2 Full width at half maximum (FWHM) of diffraction peak on aluminum matrix after cavitation action (°)

Time/s	(111)	(200)	(220)	(311)	(222)
0	0.111	0.118	0.157	0.161	0.127
30	0.115	0.143	0.181	0.236	0.197
60	0.125	0.170	0.191	0.242	0.250

2.7 截面取向分布

超声空化作用 60 s 后, 试样截面晶粒取向分布和亚晶界 B 和 D 区域附近的取向差分布如图 9 所示, 其中红色的点线为相位差小于 10° 的亚晶界, 通常由位错组成, 而黑色线为相位差大于 10° 的大角度晶界。根据图 7 截面硬度数据可知, 超声空化对试样的影响层深度为 $200\ \mu\text{m}$ 左右, 因此可用图 9 区域下半部分替代未经超声空化处理的原样数据。从图 9 中可以看出, 超声空化作用在试样内部引入了大量的亚晶界, 其中 A 区域存在大量的点状亚晶界, B 和 C 区域为线状亚晶界。由 B 和 D 区域附近的取向差统计图可以看出, 越靠近亚晶界 B, 取向差数值越大, 而 D 区域 (即未经超声空化处理区域) 的取向差整体维持在 2° 以内。由此可以判断, 在超声空化作用过程中, 试样表面引入了大量的位错, 位错运动使晶体内部取向差增大, 从而形成亚晶界。亚晶界的形成是晶粒细化的必要过程, 这与文献[32]的观点一致。

2.8 透射分析

由于电子背散射衍射探头的极限分辨率为 $200\ \text{nm}$, 大于材料增强相的尺寸, 故借助透射电镜对超声空化强化前后的增强相进行观察, 结果如图 10 所示。从图 10a 可以看出, 超声空化前增强颗粒在基体中呈弥散分布状态, 未观察到内部缺陷的存在。经超声空化作用 30 s 后, 空化泡溃灭产生的冲击波和微射流使材料表面发生严重塑性变形, 导致位错结构的形成, 如图 10b 所示。可以看到铝基复合材料表面产生了大量

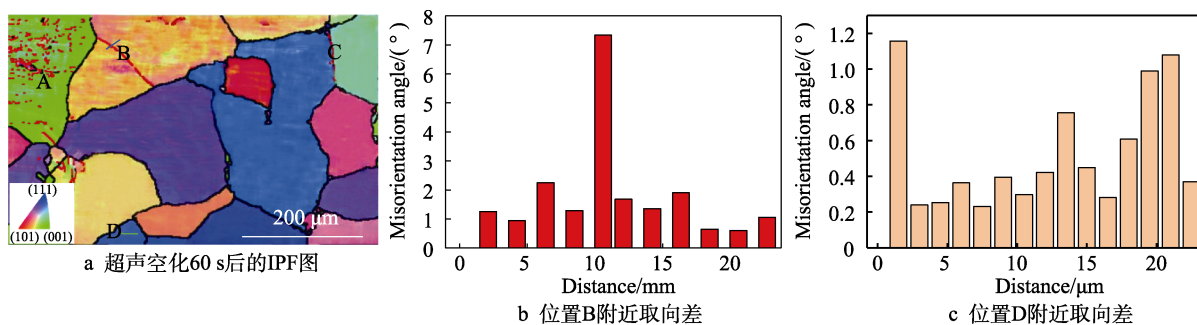
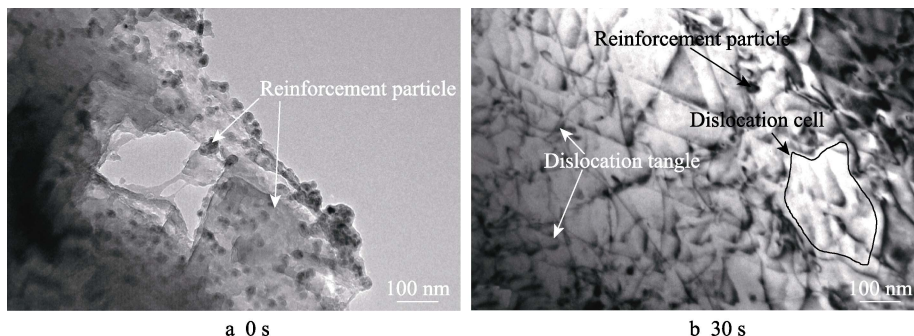


图9 超声空化作用 60 s 后材料的取向及 B、D 附近取向差分布

Fig.9 (a) Orientation and (b, c) misorientation near B and D of aluminum matrix composite after cavitation action



a 0 s b 30 s

图10 超声空化作用后材料的微观组织变化

Fig.10 Variation of microstructure of aluminum matrix composite after cavitation action

的位错, 位错之间相互缠结, 增强颗粒在位错运动过程中对位错有钉扎作用, 最终晶粒被位错分割为更加细小的位错晶胞, 位错的聚集和重排实现了晶粒的细化。

3 超声空化强化铝基复合材料的机制

基于上述结果, 受到超声空化作用, 试样表面的形貌和力学性能均发生了变化。超声空化对原位 ($\text{ZrB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$) 纳米颗粒增强 AA6016 铝基复合材料

的作用机制如图 11 所示。在超声空化作用过程中, 空化泡溃灭对材料表面产生冲击作用。由于空化泡溃灭位置及瞬时状态的随机性, 作用力呈现不同方向的特点, 从而导致不同方向的位错运动。在超声空化作用初期, 试样表面受到空化泡溃灭作用的频次少, 位错密度低, 晶格畸变较轻, 试样表面塑性变形程度和粗糙度均较小。随着超声空化时间的延长, 位错增殖, 不同区域的滑移系开动, 大量滑移使得塑性变形程度增加, 试样表面粗糙度随之增加。

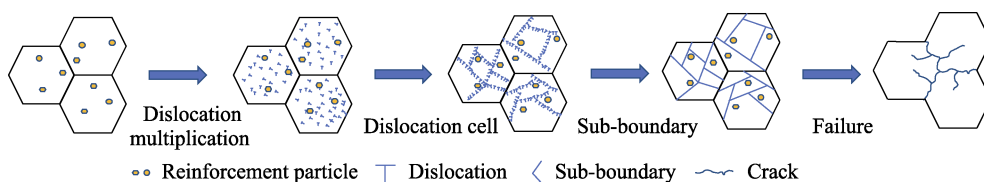


图 11 超声空化作用机制
Fig.11 Ultrasonic cavitation strengthening mechanism

当晶粒内部的位错聚集到一定程度时, 会在晶体内部重新组合, 进而在原始晶粒内部形成小角度的亚晶界, 从而导致晶粒细化。晶粒细化、位错密度增大以及增强颗粒钉扎会增加表面硬度和残余压应力。当位错运动到晶界处受到阻碍时, 会在晶界处堆积, 大量位错聚集在晶界周围会使晶界处产生应力集中, 应力集中过程中, 试样表面的晶界逐渐显现。当相邻晶粒之间存在力偶时, 就会使晶界附近的晶粒发生扭转, 如图 5e 所示。当晶界处的累积应力超过材料的抗拉强度时, 晶界处的材料发生剥落。同时, 累积在材料内部的残余压应力随着材料的剥落而释放。

4 总结

1) 原位 ($\text{ZrB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$) 纳米颗粒增强 AA6016 铝基复合材料试样表面的塑性变形程度和粗糙度随空化时间的延长而增加, 表面硬度和残余应力随时间的变化总体呈先增加、后降低的趋势。超声空化处理 30 s 后, 材料的表面硬度和残余压应力分别提高了 89.8% 和 57.7%。

2) 随着超声空化时间的增加, 原位 ($\text{ZrB}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$) 纳米颗粒增强 AA6016 铝基复合材料在塑性变形达到一定程度后, 在 AlFeSi 结晶相中最先发生破坏, 随后三角晶界处晶粒扭转, 裂纹沿晶界扩展。

3) 超声空化作用于铝基复合材料表面, 将对材料产生不同方向力的作用。随着超声空化时间的延长, 铝基的(200)方向产生轻微的择优取向。同时, 材料内部引入大量位错, 位错运动过程中位错缠结和增强颗粒的钉扎作用使得位错胞形成, 并增大材料内部晶粒排列的取向差, 形成了亚晶界, 最终导致晶粒细化。

参考文献:

- [1] 聂金凤, 范勇, 赵磊, 等. 颗粒增强铝基复合材料强化机制的研究新进展[J]. 材料导报, 2021, 35(9): 9009-9015.
NIE Jin-feng, FAN Yong, ZHAO Lei, et al. Latest Research Progress on the Strengthening and Toughening Mechanism of Particle Reinforced Aluminum Matrix Composites[J]. Materials Reports, 2021, 35(9): 9009-9015.
- [2] FANG Zheng, ZHAO Yu-tao, KAI Xi-zhou, et al. Hot Deformation Behavior of the AA6016 Matrix Composite Reinforced with in Situ ZrB_2 and Al_2O_3 Nanoparticles[J]. Materials Research Express, 2020, 7(2): 026508.
- [3] WANG Jin-long, PENG Wen-jie, YU Jing, et al. Effect of Surface Roughness on the Fatigue Failure and Evaluation of TC17 Titanium Alloy[J]. Materials Science and Technology, 2021, 37(3): 301-313.
- [4] 李行, 张继旺, 易科尖, 等. 喷丸处理 EA4T 车轴钢疲劳性能和残余应力松弛行为研究[J]. 表面技术, 2019, 48(10): 244-250.
LI Xing, ZHANG Ji-wang, YI Ke-jian, et al. Fatigue Properties and Residual Stress Relaxation Behavior of Shot Peened EA4T Axle Steel[J]. Surface Technology, 2019, 48(10): 244-250.
- [5] 李国禄, 李少凡, 董丽虹, 等. 表面强化后梯度结构与残余应力对疲劳寿命的影响[J]. 表面技术, 2019, 48(9): 1-10.
LI Guo-lu, LI Shao-fan, DONG Li-hong, et al. Influence of Gradient Structure and Residual Stress on Fatigue Life after Surface Hardening[J]. Surface Technology, 2019, 48(9): 1-10.
- [6] 王建刚, 高士友, 陈旭升, 等. 激光重熔 A356 铝合金表面的力学性能[J]. 中国激光, 2020, 47(4): 72-81.
WANG Jian-gang, GAO Shi-you, CHEN Xu-sheng, et al.

- Mechanical Properties of A356 Aluminum Alloy after Laser Surface Remelting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(4): 72-81.
- [7] CHEN Rui, WANG Hua-ming, LI Jia, et al. Effect of Laser Remelting and Heat Treatment on Microstructure and Wear Resistance of 2A97 Al-Li Alloy[J]. Surfaces and Interfaces, 2022, 33: 102197.
- [8] DA SILVA SAVONOV G, CAMARINHA M G G, ROCHA L O, et al. Study of the Influence of the RRA Thermal Treatment and Plasma Nitriding on Corrosion Behavior of 7075-T6 Aluminum Alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 374: 736-744.
- [9] AMEGADZIE M Y, MOREAU E D, CHRISTENSEN B, et al. Ultrasonic Pulsed Waterjet Surface Peening of an Industrial Aluminum-Based Metal Matrix Composite[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 426: 127795.
- [10] PRABHAKARAN S, PRASHANTHA KUMAR H G, KALAINATHAN S, et al. Laser Shock Peening Modified Surface Texturing, Microstructure and Mechanical Properties of Graphene Dispersion Strengthened Aluminium Nanocomposites[J]. Surfaces and Interfaces, 2019, 14: 127-137.
- [11] LIU Hua-bing, CHEN Ming, WANG Lian-bo, et al. Investigation on Microstructure and Properties of $\text{Al}_{18}\text{B}_4\text{O}_{33}$ Whisker Reinforced AlMgSi Matrix Composite after Shot Peening[J]. Vacuum, 2019, 160: 303-310.
- [12] SHCHUKIN D G, SKORB E, BELOVA V, et al. Ultrasonic Cavitation at Solid Surfaces[J]. Advanced Materials, 2011, 23(17): 1922-1934.
- [13] SOYAMA H. Comparison between the Improvements Made to the Fatigue Strength of Stainless Steel by Cavitation Peening, Water Jet Peening, Shot Peening and Laser Peening[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 269: 65-78.
- [14] 陈伟中. 声空化物理[M]. 北京: 科学出版社, 2014: 142-159.
- CHEN Wei-zhong. Acoustic Cavitation Physics[M]. Beijing: Science Press, 2014: 142-159.
- [15] SREEDHAR B K, ALBERT S K, PANDIT A B. Cavitation Damage: Theory and Measurements—A Review[J]. Wear, 2017, 372-373: 177-196.
- [16] 陈大融. 空化与空蚀研究[J]. 中国基础科学, 2010, 12(6): 3-7.
- CHEN Da-rong. Cavitation and Cavitation Erosion[J]. China Basic Science, 2010, 12(6): 3-7.
- [17] 王健, 田文慧, 赵嘉卿, 等. 水力机械中的空蚀研究综述[J]. 船舶力学, 2020, 24(4): 536-542.
- WANG Jian, TIAN Wen-hui, ZHAO Jia-qing, et al. A Review of Research Development of Cavitation Erosion in Hydraulic Machinery[J]. Journal of Ship Mechanics, 2020, 24(4): 536-542.
- [18] TOH C K. The Use of Ultrasonic Cavitation Peening to Improve Micro-Burr-Free Surfaces[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2007, 31(7): 688-693.
- [19] LESYK D A, SOYAMA H, MORDYUK B N, et al. Mechanical Surface Treatments of AISI 304 Stainless Steel: Effects on Surface Microrelief, Residual Stress, and Microstructure[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(9): 5307-5322.
- [20] GAO Yi-bo, WU Ben-xin, LIU Ze, et al. Ultrasonic Cavitation Peening of Stainless Steel and Nickel Alloy[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2014, 136(1): 014502.
- [21] YE Lin-zheng, ZHU Xi-jing, HE Yan, et al. Surface Strengthening and Grain Refinement of AZ31B Magnesium Alloy by Ultrasonic Cavitation Modification[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2021, 34(4): 508-517.
- [22] KUMAGAI M, CURD M E, SOYAMA H, et al. Depth-Profiling of Residual Stress and Microstructure for Austenitic Stainless Steel Surface Treated by Cavitation, Shot and Laser Peening[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 813: 141037.
- [23] SOYAMA H. Cavitation Peening: A Review[J]. Metals, 2020, 10(2): 270.
- [24] PANG Hao, NGAILE G. Utilization of Secondary Jet in Cavitation Peening and Cavitation Abrasive Jet Polishing[J]. Micromachines, 2022, 13(1): 86.
- [25] ZHANG Hong-feng, REN Xu-dong, TONG Yan-qun, et al. Surface Integrity of 2A70 Aluminum Alloy Processed by Laser-Induced Peening and Cavitation Bubbles[J]. Results in Physics, 2019, 12: 1204-1211.
- [26] TAKAHASHI K, OSEDO H, SUZUKI T, et al. Fatigue Strength Improvement of an Aluminum Alloy with a Crack-Like Surface Defect Using Shot Peening and Cavitation Peening[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2018, 193: 151-161.
- [27] 陈杰, 刘海霞, 刘光磊, 等. NaCl 溶液腐蚀后 304 不锈钢的超声空蚀特征[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2021, 52(5): 1436-1445.
- CHEN Jie, LIU Hai-xia, LIU Guang-lei, et al. Ultrasonic Cavitation Erosion Behavior of 304 Stainless Steel after Corrosion in NaCl Solution[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2021, 52(5): 1436-1445.
- [28] SOYAMA H, CHIGHIZOLA C R, HILL M R. Effect of Compressive Residual Stress Introduced by Cavitation Peening and Shot Peening on the Improvement of Fatigue Strength of Stainless Steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 288: 116877.
- [29] 刘海霞, 陈金豪, 陈杰, 等. NaCl 溶液腐蚀后 304 不锈钢的射流空蚀特征[J]. 金属学报, 2020, 56(10): 1377-1385.
- LIU Hai-xia, CHEN Jin-hao, CHEN Jie, et al. Characteristics of Waterjet Cavitation Erosion of 304 Stainless Steel after Corrosion in NaCl Solution[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(10): 1377-1385.