

[文章编号] 1004-0609(2002)05-1007-05

Cu-Al-Be 阻尼合金的抗空泡剥蚀性能^①

芦 笙^{1, 2}, 陈 静¹, 林萍华²

(1. 华东船舶工业学院 材料及环境工程系, 镇江 212003; 2. 东南大学 机械工程系, 南京 210096)

[摘 要] 采用超声伸缩振动空蚀设备及 XRD 和 SEM 等手段, 研究了 Cu-Al-Be 阻尼合金与对比合金 ZHMn55-3-1 和 ZQAl12-8-3-2 的空泡剥蚀性能。结果表明, Cu-Al-Be 合金的空泡剥蚀平均速率仅为 $0.04 \text{ mm}^3/\text{h}$, 相当于 ZHMn55-3-1 的 3.6%, ZQAl12-8-3-2 的 50%, 具有优异的抗空泡剥蚀性。外力作用下 Cu-Al-Be 合金马氏体变体间的界面迁移, 有助于减轻材料表面的塑性变形和疲劳积累, 提高抗空蚀性能。晶界网状 α 软相是该合金空泡剥蚀沿晶界发生的主要原因。

[关键词] Cu-Al-Be 阻尼合金; 空泡剥蚀; 马氏体变体

[中图分类号] TG 139.6

[文献标识码] A

海洋是 21 世纪的一个热点竞技场, 在新一轮海洋利用和开发的浪潮中, 现代舰船也朝着专业化、大型化、自动化、高速化等方向发展。螺旋桨作为舰船的关键动力部件, 首当其冲面临挑战。由于舰船航速的提升, 螺旋桨的转速随之提高, 叶片的空泡剥蚀量增加, 从而大大缩短螺旋桨的服役期; 在军事领域, 伴随水声理论和水声工程的发展以及水中兵器和舰船武备系统的日新月异, 以隐蔽性为战术特点的潜艇更加苛求减振、降噪指标^[1]。为此, 需发展和研究能主动减振、降噪并抗空泡剥蚀的螺旋桨材料。基于热弹性马氏体相变的 Cu-Al-Be 阻尼合金具有高强度、高阻尼性能, 同时实海挂片腐蚀实验表明该材料有良好的耐海水腐蚀能力^[2]。与耐空蚀的阻尼钛合金相比, Cu-Al-Be 合金加工性能良好, 兼之原料易得、便宜, 更适合推广应用。为考察其耐空泡剥蚀的能力, 作者设计进行了一组空泡剥蚀的对比实验。结果表明, Cu-Al-Be 合金的抗空泡剥蚀性能不但远高于传统螺旋桨材料 ZHMn55-3-1, 而且优于耐空蚀螺旋桨材料 ZQAl12-8-3-2, 是理想的抗空泡剥蚀阻尼合金。

1 实验材料与方法

实验 Cu-Al-Be 合金用中频感应电炉真空熔炼, 金属型浇注。合金的名义成分(质量分数, %)为: 11.2%~11.6% Al, 0.3%~0.6% Be, 小于 1% 的

微量元素 Ti, Cr 和 B 等, 余量 Cu。为评价合金的抗空泡剥蚀性能, 选用耐空蚀性能差和好的两种常用螺旋桨材料 ZHMn55-3-1 和 ZQAl12-8-3-2 作对比实验, 3 种材料的密度依次为 7.3, 7.6 和 7.4 g/cm^3 。为消除残留应力的影响, 所有实验合金都在铸态进行 300°C , 3 h 时效处理。

依照国标 GB6383-86 和船标 CB/T1243-94 进行空泡剥蚀实验。试样加工尺寸如图 1 所示, 超声波伸缩振动空蚀装置见图 2, 变幅杆的输出振幅为 $60 \mu\text{m}$, 超声共振频率为 19.5 kHz。试样置于室温水, 预定实验时间后取出试样, 用超声波洗净烘干, 在分析天平上称量, 计算空蚀损失质量并根据材料密度将其换算成体积减少量。采用标准四端子法测定 Cu-Al-Be 合金的马氏体相变点, 在 MM6 光学显微镜上观察合金显微组织, 用 XD-3A X 射线衍射(XRD)仪分析合金物相结构, 用 X-650 扫描电镜(SEM)观察试样的空泡剥蚀形貌。

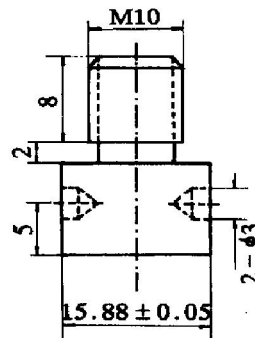


图 1 试样形状和尺寸

Fig. 1 Dimensions of experimental specimens

① [基金项目] 江苏省应用基础研究资助项目(BK95036104)

[作者简介] 芦笙(1964-), 男, 副教授, 博士。

[收稿日期] 2002-02-14; [修订日期] 2002-04-26

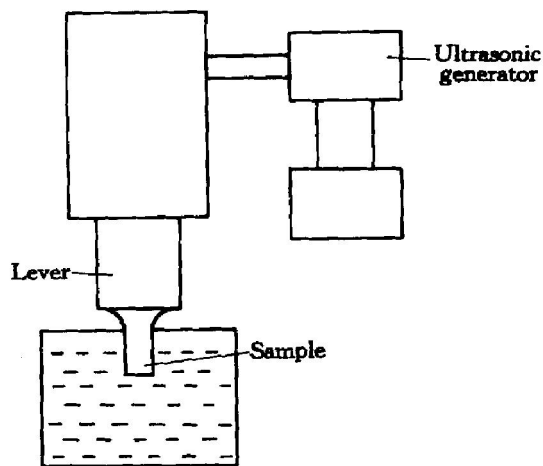


图2 超声振动空蚀装置

Fig. 2 Ultrasonic vibration cavitation erosion apparatus

2 实验结果

3种对比材料的空泡剥蚀体积损失随时间的变化如图3所示,平均空蚀速率分别为1.1、0.08和0.04 mm³/h。ZHMn55-3-1的空泡剥蚀量最大,ZQAl12-8-3-2和Cu-Al-Be合金的空泡剥蚀程度都很小,并以后者最低。在同样的时间里,Cu-Al-Be合金的空泡剥蚀量仅为ZHMn55-3-1的3.6%,ZQAl12-8-3-2的50%。

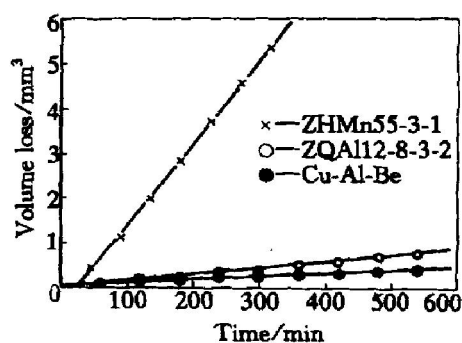


图3 空泡剥蚀体积损失随时间的变化

Fig. 3 Relationship between cavitation erosion volume loss and time

一般认为金属材料的空蚀分为4个阶段,即空蚀孕育期(潜伏期)、上升期(加速期)、稳定期和空蚀衰减期(下降期)^[3]。在空蚀孕育期内只发生材料表面的塑性变形,体积或质量损失微小或可以忽略;空蚀上升期的特征是材料的质量损失率快速加大,主要是材料的凹凸表面受到空蚀破坏而被平整;对应于稳定期,空蚀开始破坏材料的基体,材料表面也逐渐加工硬化,空蚀质量损失率达到最大

值;此后进入空蚀衰减阶段,由于粗糙表面处空泡的崩溃压力降低或海绵状侵蚀孔洞中液体的缓冲作用等因素的作用,空蚀速率降低或出现波动。实验结果表明,ZHMn55-3-1合金试样的孕育期极短,15 min后即质量损失1 mg,而ZQAl12-8-3-2与Cu-Al-Be合金在实验近2 h后的质量损失才分别达到1.2 mg和0.9 mg,显然Cu-Al-Be合金的孕育期更长。通常认为孕育期的长短与空蚀性能有关,孕育期长的材料空蚀速率较低,这与本实验的结果相吻合。

由于ZHMn55-3-1的空蚀速率比其它2种实验合金高1个数量级,在图3中难于表达和区分3者变化规律的差别。因此,将各实验数据分别进行处理,获得特性和变化规律不同的3条拟合曲线,如图4(a)和(b)所示。可见ZHMn55-3-1的空蚀曲线呈高斜率的线性变化规律;ZQAl12-8-3-2的空蚀曲线斜率也较高,所以尽管开始阶段其空蚀量与Cu-Al-Be合金相差不多,但随着时间的延长两者差距逐渐拉大;此外Cu-Al-Be合金的空蚀速率呈非线性变化,在前3 h为0.054 mm³/h,其后则减小为0.038 mm³/h左右,并呈现继续减小的趋势。显然在本实验时间范围内ZHMn55-3-1和ZQAl12-8-3-2尚处于质量损失率不断增加的空蚀上升期,而Cu-Al-Be合金已趋近空蚀稳定期,材料的整个表面已发生加工硬化,空蚀质量损失率达到峰值附近。因此,无论是空蚀率的绝对数值,还是孕育期的长短及空蚀曲线的演变趋势,都表明Cu-Al-Be合金具有优异的抗空泡剥蚀性能。

观察并比较空蚀实验后3种试样的宏观形貌,Cu-Al-Be合金的试样表面更为平整、光滑,未见明显的蚀点或蚀坑。扫描电镜下(图5(a)和5(b))可见较浅的剥蚀痕迹,主要沿晶界发生,晶内蚀点相对较少。

3 分析与讨论

空蚀与液体内部局部压力起伏导致的气泡形核、生长和溃灭过程相关。根据伯努利定律:

$$p + \rho v^2 = \text{常数} \quad (1)$$

当流体的局部地区流速 v 变得十分高,以至其静压力 p 低于液体蒸汽压时,液体中会迅速形成大量空泡并长大,这些空泡群进入较高压力位置时又不断缩小,最终瞬间溃灭,从而在液体内部产生冲击波或微射流。如这种过程周而复始,液体内部就形成变化幅度在几百到1 000 MPa之间的应力脉冲波或

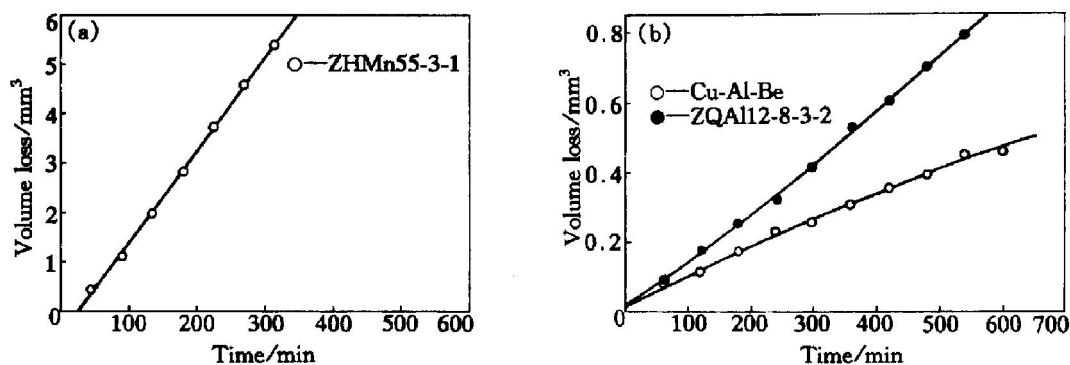


图 4 空泡剥蚀体积损失随时间变化的拟合曲线

Fig. 4 Fitting curves of cavitation erosion volume loss vs time

(a) —ZHMn55-3-1; (b) —ZQAl12-8-3-2 and Cu-Al-Be alloys

100~ 400 m/s 的高速微射流, 金属材料表面在其作用下发生应变疲劳并诱发裂纹, 最终导致空泡剥蚀^[4, 5]。

材料本身的组织和性能对空泡剥蚀有重要影响, 有研究证实高硬度可以提高耐空蚀性能^[6]。对比实验中, ZHMn55-3-1 的显微组织为(α + β + 颗粒状富铁相), 其硬度为 HB105; ZQAl12-8-3-2 由(β + α + 颗粒和花朵状的 K 相)组成, 硬度为 HB201, 所以其抗空蚀性能大大优于前者。而 Cu-Al-Be 阻尼合金的硬度为 HB199, 与 ZQAl12-8-3-2 相当, 空泡损失却只有 ZQAl12-8-3-2 的一半, 显然单纯从硬度的角度难于解释。此外, 由图 5(a) 可见, 试样磨制时表面残留了一些滑痕, 理论上空蚀容易沿这些现成的粗糙表面产生和发展, 但实际上多数空蚀并不是沿此滑痕产生, 而是选择晶界形成并扩展。以上现象可以从合金的微观组织特征方面探求原因。众所周知, Cu-Al-Be 阻尼合金同时也是

一种记忆合金, 热弹性马氏体相变赋予其形状记忆和超弹性等特性^[7]。标准四端子电阻法测得经铸态时效处理的实验 Cu-Al-Be 合金的温度—电阻曲线如图 6 所示, 其相变点为: $M_s = 105\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_f = 66\text{ }^{\circ}\text{C}$; $A_s = 86\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_f = 127\text{ }^{\circ}\text{C}$, 故实验温度下其组织呈马氏体态, 如图 7 所示, 主要由晶内成簇平行的条状马氏体变体和晶界白色的网状 α 相以及少量弥散颗粒组成; 图 8 的 XRD 分析表明马氏体为 $18R-\beta_1$ 相。由于晶界 α 相较软(显微硬度为 $H_{V0.1} 170$), 从硬度角度看这是薄弱点, 容易发生空泡剥蚀。相对而言, 马氏体相较硬, 显微硬度为 $H_{V0.1} 246$, 高硬度对合金优异的抗空泡剥蚀能力有所贡献。但更重要的是依照马氏体相变机理, 在冲击波脉冲应力或高速微射流的作用下, 马氏体变体择优取向, 使某一马氏体变体吞食其它马氏体变体而长大^[8], 这种可动的马氏体变体间的界面迁移消耗外界能量, 从而减轻材料表面的塑性变形和疲劳积

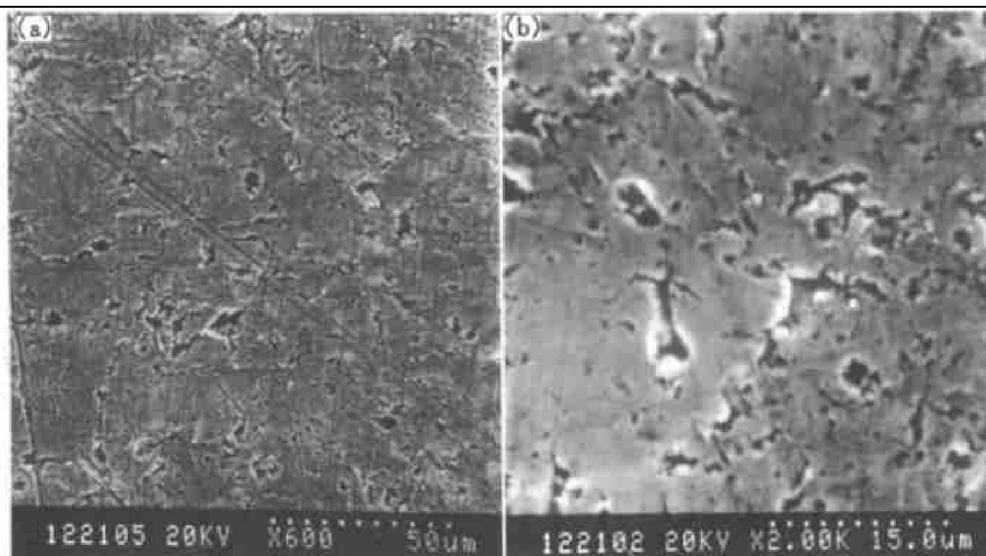


图 5 Cu-Al-Be 合金空蚀 9 h 后的表面形貌

Fig. 5 SEM micrographs of surface after 9 h cavitation erosion

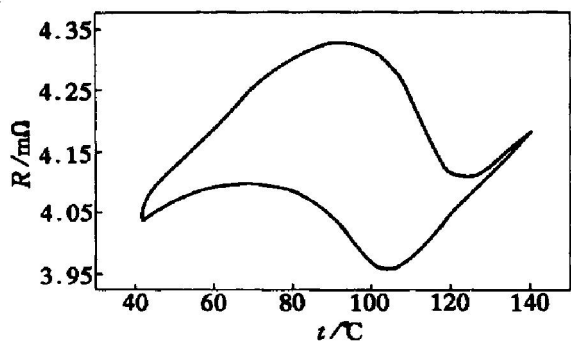


图 6 电阻—温度曲线

Fig. 6 Curves of resistance vs temperature

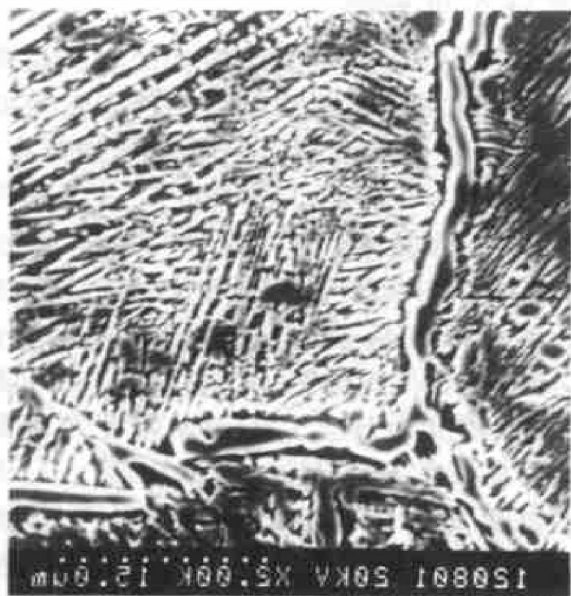


图 7 CuAlBe 合金的显微组织

Fig. 7 SEM microstructure of CuAlBe

累, 获得高于ZQAl12-83-2合金的抗空蚀性能。

对于空泡腐蚀, 从流体力学角度而言材料的力学性能是重要的内在影响因素; 与此同时, 腐蚀介质的化学和电化学作用也不容忽视。化学理论认为, 空泡在高压区被压缩时要放出热量, 冲击波高压对材料表面的冲击也会产生局部高温, 从而导致金属的局部氧化; 电化学理论则认为, 局部高温在金属中形成热电偶并构成微电池, 引起电化学腐蚀^[9]。空泡腐蚀往往是机械破坏与腐蚀交互协同作用的结果: 空泡溃灭产生的冲击波和微射流会破坏表面钝化膜导致腐蚀, 而新的空泡又易于沿粗糙的蚀坑形核、长大, 同时蚀坑的尖锐边角处也容易出现应力集中, 加速材料表面或基体物质(如腐蚀产物及一些结合力较弱的基体物相)的剥离、脱落^[10]。由此可见, 空泡腐蚀的程度还与材料在介质中的腐蚀行为密切相关。作者的研究表明(待发表), 本实验 CuAlBe 合金具有良好的耐海水等介

质的腐蚀性能, 因为室温下合金组织基本为马氏体单相, 而马氏体又有较高的自腐蚀电位^[11], 故难以成为微电池的阳极被腐蚀。同时, 试样表面形成的氧化亚铜、氧化铝和氧化铍等致密薄膜对腐蚀有抑制作用。显然, CuAlBe 合金良好的耐腐蚀性能对提高抗空泡剥蚀能力也有一定贡献。由于本空泡实验的介质为普通淡水, 如果改用腐蚀能力较强的海水等介质, 则更能反映材料腐蚀能力对空泡剥蚀的影响程度。另据文献报道^[12], 处于母相状态的形状记忆合金具有超弹性, 可通过应力诱发马氏体相变缓冲空泡溃灭的冲击作用力, 其抗空蚀能力优于马氏体相。依此观点, 若设计合金在工作环境下为母相与马氏体的混合状态, 并消除或减少 α 软相, 则有可能既保持一定的阻尼性能, 又可进一步提高抗空泡剥蚀性能。但另一方面也必须考虑双相的存在是否构成微电池, 从而发生或加剧电化学腐蚀, 进而宏观上弱化 CuAlBe 合金的抗空泡腐蚀性能。

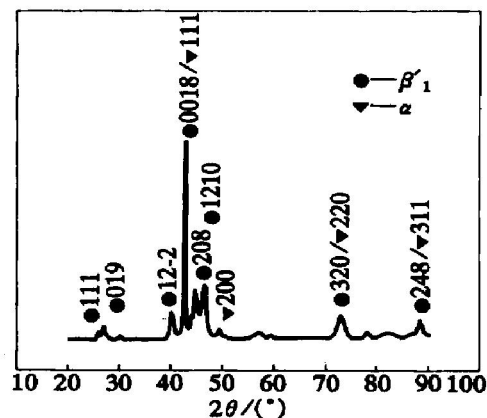


图 8 CuAlBe 合金的 XRD 谱

Fig. 8 XRD pattern of CuAlBe alloy

4 结论

1) CuAlBe 阻尼合金与常用螺旋桨材料 ZHMn55-3-1 和 ZQAl12-8-3-2 的平均空泡剥蚀体积损失速率分别为 0.04, 1.1 和 0.08 mm³/h, 在同样的实验时间里, CuAlBe 合金的空泡剥蚀量仅为 ZHMn55-3-1 的 3.6%、抗空泡剥蚀材料 ZQAl12-8-3-2 的 50%, 显然 CuAlBe 合金具有优异的抗空泡剥蚀性能。

2) 基体为单相马氏体组织的 CuAlBe 阻尼合金具有一定的硬度和良好的耐腐蚀性能, 在空泡腐蚀环境中, 还可通过马氏体变体间的界面迁移, 消耗外界冲击脉冲应力或高速微射流的能量, 从而减

轻材料表面的塑性变形和疲劳积累, 这些都有利于提高合金的抗空蚀性能。

3) Cu-Al-Be 合金晶界的网状 α 相较软, 容易发生疲劳剥裂, 故该合金的空泡剥蚀主要沿晶界发生。

[REFERENCES]

- [1] 刘定胜. 高阻尼合金在兵器上的潜在应用 [J]. 兵器材料科学与工程, 1994, 17(3): 63- 65.
LIU Ding-sheng. High damping metals and its potential military applications [J]. Weapon materials science and engineering, 1994, 17(3): 63- 65.
- [2] 芦 笙, 陈 静, 林萍华. 铸造 CuAlBe 系高阻尼合金的优化设计 [J]. 铸造, 2001, 50 (9): 527- 532.
LU Sheng, CHEN Jing, LIN Ping-hua. Optimizing design on CuAlBe casting high damping alloys [J]. Foundry, 2001, 50 (9): 527- 532.
- [3] Karimi A, Martin J L. Cavitation erosion of metals [J]. International Metals Reviews, 1986, 31(1): 5- 20.
- [4] 中国腐蚀与防护学会编辑委员会. 金属腐蚀手册 [M]. 上海: 上海科学出版社, 1987. 98- 99.
Committee of Corrosion and Protection Society of China. Manual on Metal Erosion[M]. Shanghai: Shanghai Science Press, 1987. 98- 99.
- [5] Kornfeld M, Suvarov L. On the destructive action of cavitation [J]. Appl Phys, 1944, 15: 496- 503.
- [6] Chang S C, Weng W H, Chen H C, et al. The cavitation erosion of Fe-Mn-Al alloys [J]. Wear, 1995, 181- 183: 511- 514.
- [7] Kustov S, Golyandin S, Sapozhnikov, et al. Application of acoustic technique to determine the temperature range of quenched-in defect mobility in Cu-Al-Be β_1 martensitic phase [J]. Scripta Mater, 2000, 43(10): 905.
- [8] Funakubo Hiroyasu. Shape Memory Alloys, (in Japanese) [M]. Tokyo: Sankyo Press, 1984. 24- 27.
- [9] 薛 伟, 陈昭运. 水轮机空蚀和磨蚀理论研究 [J]. 大电机技术, 1999(6): 44- 48.
XUE Wei, CHEN Zhao-yun. The theoretical study on abrasion and cavitation in hydraulic machinery [J]. Large Electric Machinery, 1999(6): 44- 48.
- [10] 杨德钧, 沈卓身. 金属腐蚀学 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999. 200- 205.
YANG De-jun, SHEN Zhuo-shen. Metal Corrosion [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999. 200 - 205.
- [11] 高 岩. Cu-Zr-Al 形状记忆合金在汗液和海水中的腐蚀特性 [J]. 有色金属, 1997, 49(3): 82- 86.
GAO Yan. Corrosion behavior of Cu-Zr-Al shape memory alloys in sweat and sea water [J]. Nonferrous Metals 1997, 49(3): 82- 86.
- [12] Nakao Eisaku, Hattori Shuji. Fundamental study on cavitation erosion using a NiTi shape memory alloy [J]. Transactions of Mechanical Society of Japan, 1998, 64 (10): 121- 126 .

Cavitation erosion of Cu-Al-Be damping alloys

LU Sheng^{1, 2}, CHEN Jing¹, LIN Ping-hua²

(1. Department of Material and Environment Engineering,

East China Ship Building Institute of Technology, Zhenjiang 212003, China;

2. Department of Mechanical Engineering, Southeast University, Nanjing 210096, China)

[Abstract] An investigation of the cavitation erosion character of Cu-Al-Be damping alloys compared with other two kinds of alloys, i. e. ZHMn55-3-1 and ZQAl12-8-3-2, by means of an ultrasonic vibration apparatus and XRD and SEM were reported. The results prove that Cu-Al-Be alloys possess excellent cavitation erosion resistance with a small cavitation volume loss rate of 0.04 mm³/h, which is just about 3.6% of ZHMn55-3-1's and 50% of ZQAl12-8-3-2's. The motion of borders between martensite variants is of help to relieve the cavitation erosion. Being soft, α phase is the main factor for the cavitation erosion of the Cu-Al-Be alloys, which occurs along polycrystalline borders.

[Key words] Cu-Al-Be damping alloys; cavitation erosion; martensite variants

(编辑 彭超群)