

水轮机金属材料及其涂层抗空蚀和沙浆冲蚀研究进展

杜晋^{1,2}, 张剑峰¹, 张超¹, 游文明²

(1.扬州大学, 江苏 扬州 225127; 2.扬州市职业大学, 江苏 扬州 225009)

摘 要: 空蚀和沙浆冲蚀是对包括水轮机在内的水力机械过流元件产生破坏, 进而降低其服役寿命的两种主要破坏形式。采用特定的工艺在水轮机过流元件基体材料表面沉积涂层, 以提高元件的抗蚀性能受到越来越多的关注。综述了水轮机常用金属材料 and 近年来国内外研究人员对水轮机材料及其涂层空蚀和冲蚀失效机理的研究进展, 针对国内外文献报道中采用的超音速火焰喷涂、激光熔覆、物理气相沉积和化学气相沉积等工艺制备的涂层的抗空蚀和沙浆冲蚀性能进行了重点论述。依据材料性质对文献中出现的表面强化材料进行分类, 即金属材料、陶瓷材料、复合材料、金属玻璃材料和类金刚石材料五类, 结合涂层制备工艺对各类涂层失效机理进行剖析。通过案例重点讨论了涂层的微观缺陷, 如孔隙、裂纹、未熔颗粒, 涂层的硬度, 涂层与基材的结合强度, 涂层的厚度等因素对抗蚀性能的影响。最后对其研究和应用现状, 从工艺方法和材料两方面提出了展望, 指出运用先进涂层技术和新型涂层材料制备高效涂层, 是解决复杂多相流条件下空蚀和冲蚀联合问题的有效途径。

关键词: 水轮机; 空蚀; 冲蚀; 失效机理; 涂层; 工艺

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2016)10-0154-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2016.10.024

Research Progress of Cavitation and Slurry Erosion Resistance of Metal Materials and Coatings of Hydro Turbine

DU Jin^{1,2}, ZHANG Jian-feng¹, ZHANG Chao¹, YOU Wen-ming²

(1.Yangzhou University, Yangzhou 225127, China; 2.Yangzhou Polytechnic College, Yangzhou 225009, China)

ABSTRACT: Cavitation and slurry erosion are two major damages to the overflowing components of hydraulic machinery including hydro turbine, which can reduce its service life. Depositing coating on the surface of substrate materials of overflowing components by using specific techniques to improve the erosion resistance has aroused increasing concern. The common metal

收稿日期: 2016-05-13; 修订日期: 2016-06-06

Received: 2016-05-13; Revised: 2016-06-06

基金项目: 国家自然科学基金青年科学基金 (51402255); 江苏省基础研究计划-青年基金 (BK20140487)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China-Youth Science Foundation (51402255); Basic research program of Jiangsu Province-Youth Foundation (BK20140487)

作者简介: 杜晋 (1978—), 男, 博士研究生, 主要从事水力机械抗蚀涂层研究。

Biography: DU Jin (1978—), Male, Doctoral students, Research focus: anti-erosion coatings of hydraulic machinery.

通讯作者: 张剑峰 (1959—), 男, 博士, 教授, 博导, 主要从事表面制造及表面改性研究。

Corresponding author: ZHANG Jian-feng(1959—), Male, Ph.D., Professor, Doctoral tutor, Research focus: surface manufacturing and surface modification.

materials of hydro turbine and the research progress concerning hydro turbine materials as well as corresponding cavitation and erosion failure mechanism by domestic and overseas researchers were reviewed in this paper. The cavitation and slurry erosion resistance of coatings prepared by utilizing high velocity oxy fuel spray (HVOF), laser cladding, physical vapor deposition (PVD) and chemical vapor deposition (CVD) methods adopted in domestic and overseas published literatures were mainly discussed. In accordance with material properties, the surface strengthening materials in the literatures were categorized into alloy materials, ceramic materials, composite materials, metallic glass materials and diamond like materials. The failure mechanisms of various coatings were analyzed by combining with the coating preparation process. Effects of microdefects in the coatings such as pores, cracks, unmelted particles, hardness, bonding strength between substrate and coating, thickness on erosion resistance were discussed based on cases. Finally, expectations about manufacturing technology and materials were proposed in respect of current research and application status. It is pointed out that the effective way to resolve the combined cavitation and slurry erosion under the complex multi phase flow conditions is preparing efficient coatings by making use of advanced coating technologies and new coating materials.

KEY WORDS: hydro turbine; cavitation; slurry erosion; failure mechanism; coating; manufacturing technology

水能是经济、无污染的可持续发展的绿色能源之一, 越来越受到各国的青睐和重视。然而, 由于空蚀和沙浆冲蚀而使水轮机过流部件遭受严重损坏^[1-3], 如转轮叶片、导向叶片、顶环和底环衬套、喷针、进水阀密封圈等。水轮机空蚀、沙浆冲蚀磨损会引起叶片轮廓的变化, 影响水轮机的使用效率, 严重的会加剧水发电机组的震动, 甚至造成机组停机并造成巨大经济损失。

1 水轮机常用金属材料

水轮机最常用的材料为合金钢, 选材主要考虑两方面: 一是必须具有优良的抗空蚀性能, 二是必须具备较好的抗冲蚀磨损性能。

不锈钢材料按照空蚀过程, 可分为三个典型阶段^[4]: 空蚀孕育期 (Incubation Stage, IS), 空蚀加速期 (Accelerated Erosion Stage, AES) 和空蚀稳定期 (Steady State Erosion, SSE)。Bhagat^[5]认为具有较长空蚀孕育期的材料具有较好的抗空蚀性能, 而空蚀孕育期随材料显微硬度的升高而增加, 这表明材料的硬度越高越不容易发生空蚀作用。文献^[6]提到马氏体不锈钢中 Mn、Si、Co 含量的提高能降低奥氏体的堆垛层错能, 使材料获得更长的空蚀孕育期。当然, 材料的抗空蚀性能还取决于材料的韧性和刚性, 一般的非应变率敏感材料能更好地承受塑性变形而具有更好的抗空蚀能力。Kjolle^[7]和 Raghuvir 等^[8]认为最好的抗空蚀材料通常是铸造合金钢 13Cr4Ni 或 16Cr5Ni, 具有良好的强度和焊接性能。也有报道^[9-10]采用 T410 和 AISI 431

不锈钢制造水轮机过流部件, 如转轮、迷宫、喷针等。马氏体不锈钢 13Cr4Ni 因具有良好的抗腐蚀性能、抗空蚀性能以及低温塑性和韧性, 而被广泛用于制造水轮机的水下过流部件、泵和阀体^[11-14]。

室温下, 马氏体不锈钢主要为马氏体基体相、少量的细小沉积物和一定体积分数的残余奥氏体, 其中马氏体是抗空蚀作用的强化主体, 但要获得更高的强度和更好的韧性就与奥氏体有关。然而转变 (残余) 奥氏体的热力学和力学性能及其转变机理目前尚无定论。文献^[15-16]研究了 13Cr4Ni 马氏体不锈钢在一定热处理条件下的微观结构的变化和低温冲击韧性, 发现当采用适当的回火工艺, 马氏体的冲击刚性和低温韧性都得到了提高, 这是因为在马氏体条状边界间形成了细小的 γ 相奥氏体。图 1a 为在马氏体条状边界间形成的奥氏体相, 图 1b 为在马氏体内部形成的奥氏体相。Santa^[10]的研

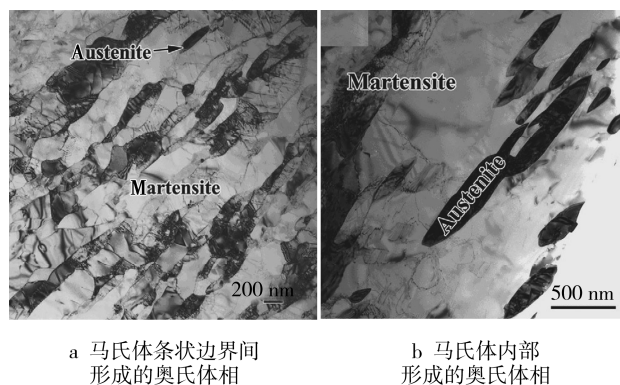


图 1 680 °C 回火 4 h + 600 °C 回火 4 h 奥氏体相形成的 TEM 图^[16]
Fig.1 TEM images showing the reversed austenite in a sample tempered at 680 °C for 4 h + 600 °C for 4 h^[16] a) the reversed austenite formed along the martensitic interlath boundaries, b) the reversed austenite embedded in the martensitic matrix

究结果表明, ASTM A743 CA6NM 不锈钢(13Cr4Ni)和 AISI 431 不锈钢材料在经过沙浆冲蚀测试后,其显微硬度显著提高,这可能是由于残留奥氏体转变为马氏体发生了相变以及“加工硬化效应”所致。

2 水轮机材料的主要失效机理

2.1 空蚀

空蚀又称为汽蚀,是由于液体内部压力变化导致气泡的形核、生长和溃灭产生的侵蚀行为^[17]。目前空蚀研究人员普遍认为:空蚀行为所产生的能量被测试样品表面吸收并产生塑性变形^[18]。Okada 等^[19-20]报道了在空蚀过程中,当气泡溃灭时,产生的局部压力可达 1.2 GPa,这一数值高于 16Cr5Ni 不锈钢的屈服强度。在如此高的冲击力作用下,普通金属材料可能发生脆性断裂^[21]。Rinehart^[22]

研究发现,在超高速射流冲击下,有些韧性金属材料甚至不出现塑性变形。

在空蚀过程中,气泡溃灭后产生的高速射流冲击材料表面会产生应力波,而应力波被认为是空蚀行为导致材料失效的主要因素^[23]。Chen 等^[24]研究了 45# 钢的空蚀行为,研究结果表明,当应力波沿材料表面传播、扩散时,韧性金属材料出现塑性流动,从而导致材料的塑性变形。图 2a 为由冲击波产生的空蚀坑截面形貌,可见在冲击波中心位置产生了明显的坑穴,坑穴四周由于材料塑性流动、挤压形成不规则的唇形形貌。图 2b 为剪切应力的分布、坑穴形成示意图,当应力高于材料屈服强度时,应力将使材料在晶粒边界或晶粒间裂纹处产生脆性断裂,进而在材料表面产生点蚀行为。如图 2c 所示,坑穴边缘有较明显的材料脆性断裂的痕迹。因此,金属材料在空蚀状态下,可能产生塑性变形、疲劳损伤和脆性断裂。

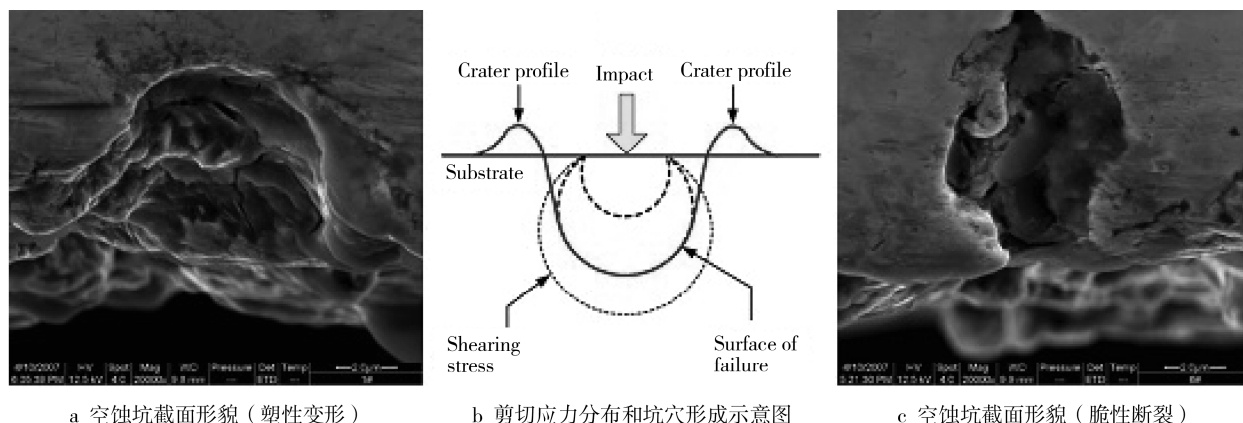


图2 空蚀坑电镜扫描截面形貌和剪切应力分布及坑穴形成示意图^[24]

Fig.2 The cross-section of craters and the distribution of shear stress and crater formation^[24]: a) the cross-section of craters(plastic deformation), b) the distribution of shear stress and crater formation, c) the cross-section of craters(brittle fracture)

2.2 冲蚀

冲蚀磨损是一种多相流水动力学磨损,成因复杂,其磨损特征取决于冲蚀颗粒的尺寸、硬度和浓度;基体材料的物理、化学性能,表面硬度和表面形貌;运转工况,如流速和冲击角^[11]。

其中,磨粒外形是一个非常重要的特性,但对于自然颗粒而言,其外形很难量化。对于球形颗粒在韧性材料上的冲击, Hutchings 和 Winter^[25]认为冲击颗粒的“犁耕”和“微切削”行为导致了材料表面唇状形貌。文献^[26]中证实了有棱角的颗粒,通过“犁耕”和“微切削”行为可将铝和低碳钢材料从

基体上去除。Santa 等^[10]采用平均粒径在 212~300 μm 的石英砂与蒸馏水配成质量分数为 10% 的沙浆,以 5.5 m/s 的平均流速对水轮机常用的 AISI 431 和 ASTM A743 CA6NM 两种不锈钢进行冲蚀测试。如图 3 为 AISI 431 和 ASTM A743 CA6NM 不锈钢沙浆冲蚀测试后出现的典型磨损表面形貌,由图 3a 可见,磨粒对 CA6NM 不锈钢材料表面的冲击导致材料呈现中间低洼、两边隆起的典型“犁耕”形貌;图 3b 为磨粒冲击 AISI 431 不锈钢材料表面时,在材料表面留下了“铲削”痕迹。测试结果表明,“微切削”和“微犁耕”是这两种材料的主要磨损机理。

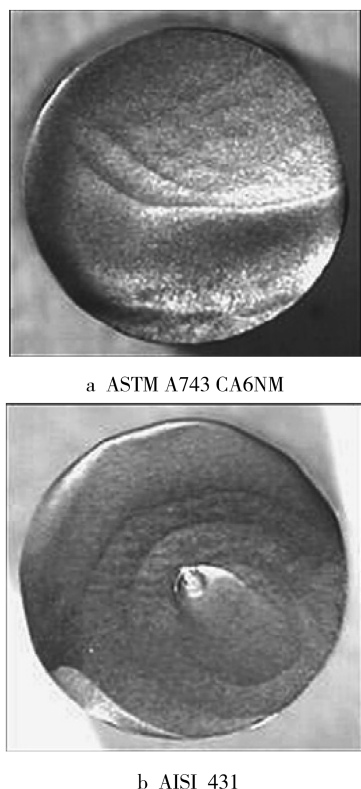


图 3 沙浆冲蚀测试后典型磨损表面^[10]
Fig.3 Typical worn surfaces after slurry erosion tests^[10]

3 水轮机表面强化材料与涂层技术

包括水轮机在内的水力机械过流元件的空蚀和冲蚀问题一直困扰着国内外研究人员。研究人员一方面寻求新材料,另一方面探索新工艺,通过材料表面改性、表面强化及表面涂层技术试图找到解决上述问题的途径。随着人们对材料性能认知的不断增强以及表面技术的迅猛发展,国内外学者和工程技术人员通过各类方法在合金材料表面制备涂层,以期达到保护元件表面、延长设备服役周期的目的。

目前抗空蚀、冲蚀涂层的制备主要通过以下方法实现:热喷涂,包括超音速火焰喷涂(HVOF)、大气等离子喷涂(APS)和爆炸喷涂等;激光熔覆;物理气相沉积(PVD);化学气相沉积(CVD)。特别对于那些物理熔点低于 3000 K 的材料采用超音速火焰喷涂,其涂层在致密性和结合强度上的优势,使其在耐磨抗蚀方面的应用引人关注^[27-30]。根据涂层使用材料的不同,可分为合金材料,陶瓷材料(包括金属氧化物、金属碳化物等),复合材料(包括金属复合材料、金属陶瓷复合材料和高分子陶瓷复合材料等)。

3.1 合金涂层

硬质合金涂层因具有较高的硬度和弹性模量,以及较小的热膨胀系数和优良的化学性能而备受关注。硬质合金中广泛使用以 WC、TiC 等碳化物与金属 Fe、Co、Ni 等制成的粘结相合金粉末,其中碳化物相使涂层具有高硬度和耐磨性,黏结相则赋予涂层一定的强度和韧性。

李阳等^[31]采用名义成分为 86WC-10Co-4Cr 的合金粉末热喷涂于 0Cr13Ni5Mo 不锈钢基体上,制备出微观结构不同的 WC-Co-Cr 涂层。冲蚀测试结果显示,相比基体材料,WC-Co-Cr 涂层具有更好的抗冲蚀性能,同时研究发现孔隙率和层状结构对涂层抗冲蚀性能的影响较大。Ramesh 等^[32]采用大气等离子热喷涂方法在不锈钢基体上制备出 Fe-Ni-Cr 合金涂层,涂层具有较高的结合强度及较低的孔隙率,经过 12 h 的沙浆冲蚀测试,涂层比不锈钢基材呈现出良好的抗冲蚀磨损性能,且伴随着涂层厚度的增加,其抗冲蚀磨损性能更加优异。

在铁基、镍基、钴基中加入一定量的 Si、B 元素,形成低熔点自熔合金涂层,提高了涂层的硬度,其中 B 主要起到弥散强化的作用, Si 起到固溶强化的作用。Yu 等^[33]发现在 ZG06Cr13Ni5Mo 不锈钢基材上热喷涂 Fe-Cr-Si-B-Mn 自熔合金涂层,其涂层抗空蚀能力约为 ZG06Cr13Ni5Mo 不锈钢基材的 7.5 倍,这归功于涂层的高硬度和低孔隙率。

Espita^[34]研究了 WC/Co-FeNiCr 合金涂层的抗空蚀性能, WC/Co-FeNiCr 涂层在空蚀测试中并未出现空蚀孕育期,其空蚀率随时间的增加而增长,涂层最终以硬质相的脆性失效以及韧性材料的疲劳失效作为空蚀测试的主要磨损机制,这与 Santa 在文献[35]中所得到的结论一致。两篇文献都指出热喷涂材料在沉积过程会产生微观结构上的缺陷,如图 4a 所示为 WC/Co-FeNiCr 涂层未测试前的表面形貌,可见涂层表面微裂纹纵横交错,这可能是由于过快的冷却速度、涂层微观结构中不同相之间的热膨胀系数的差异等导致涂层在沉积过程中产生应力所致。图 4b 为 WC/Co-FeNiCr 涂层经过 6 h 测试后的表面形貌,对比图 4a,可知涂层失效始于裂纹,空蚀作用在裂纹或增强相 WC/Co 颗粒边缘处得到放大,导致大小不一的坑穴及深沟槽的形成,最终使材料从涂层裂纹边缘或增强相颗粒边缘逐渐剥落。此外,由于涂层中未熔颗粒和孔隙等微观缺陷的存在(如图 4c 所示),也使得涂层易遭受

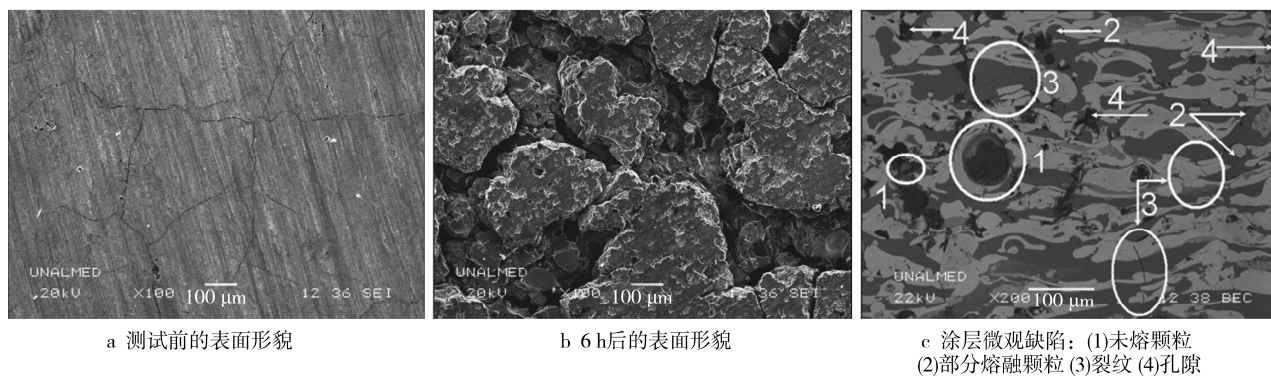


图4 WC/Co-FeNiCr 涂层测试前后表面形貌和涂层微观缺陷^[34]

Fig.4 Surface of the WC/Co-FeNiCr coating before and after 6 h cavitation test (SEM images), b) surface of the WC/Co-FeNiCr coating after 6 h of testing, c) defects in the coating: (1) unmelted particles (2) partially melted particles (3) cracks (4) pores

空蚀。因此,通过优化热喷涂参数降低未熔颗粒数量和孔隙率可进一步提高涂层的抗空蚀性能。

3.2 陶瓷涂层

陶瓷涂层材料主要是以金属碳化物、氮化物、硼化物和硅化物的形态出现,这些涂层材料的特点是离子键和共价键结合,结合力强、表面自由能低,具有硬度高、熔点高及化学性能稳定等特点。

Santa 等^[10]采用热喷涂工艺在 AISI 431 不锈钢基体上制备了如图 5 所示的 Al_2O_3 陶瓷涂层,涂层厚约 270 μm,其中镍基结合层约 100 μm, Al_2O_3 (2100HV₂₀₀ g₁₅ s) 在结合层中的体积分数和孔隙在耐磨层中的体积分数分别为 12%和 15%。涂层在沙浆质量分数为 10%,颗粒粒径为 212~300 μm,流速为 5.5 m/s 的冲蚀作用下,比 AISI 431 不锈钢和 ASTM A743 CA6NM 不锈钢呈现出更好的抗冲蚀性能,涂层的主要失效机理为塑性变形。Cheng 等^[36]采用激光表面技术将陶瓷增强相加入奥氏体不锈钢 UNS S31603 表面,以改善空蚀侵蚀性能,包括使用 WC、 Cr_3C_2 、SiC、TiC、 CrB_2 和 Cr_2O_3 陶瓷粉末制备陶瓷涂层。所得涂层样品在 23 °C,质量分数为 3.5%的 NaCl 溶液中进行空蚀测试,测试结果显示, CrB_2 陶瓷涂层和 WC 陶瓷涂层的抗空蚀侵蚀率分别是纯不锈钢的 9.4 倍和 8.5 倍。这可能是因为 CrB_2 或 WC 粉末与基材之间良好的润湿性以及界面扩散形成了冶金结合,使涂层具有较高的结合强度。SiC 陶瓷涂层和 TiC 陶瓷涂层的抗空蚀侵蚀率较低,是因为涂层中裂纹的出现和涂层硬度分布不均造成的。而对 Cr_2O_3 陶瓷涂层,在经历 30 min 空蚀测试后,涂层完全剥落,这主要是

涂层和基材之间的结合强度太差所致。除了涂层与界面的结合强度,涂层内在结合强度对抗空蚀性能也有影响, Sugiyama 等^[37]发现热喷涂陶瓷涂层的抗空蚀侵蚀性能随着涂层孔隙密度的降低而提高,这可能是因为孔隙率降低了涂层的内在结合强度。

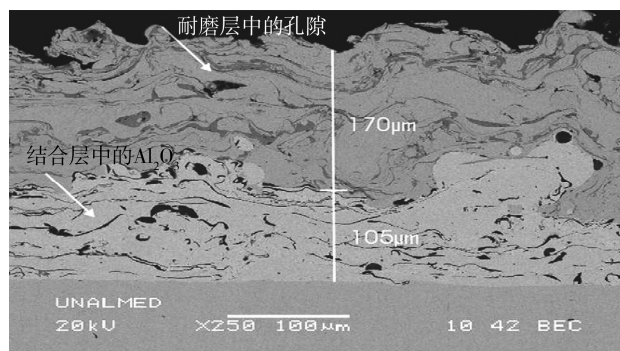


图5 Al_2O_3 陶瓷涂层 SEM 截面微观形貌^[10]
Fig.5 Microstructure of T 35MxC coating, 250×, SEM

3.3 复合涂层

复合涂层是采用一定的工艺方法,将两种或两种以上的物理、化学性质或组织结构不同的材料结合在一起制备成多相固体涂层。复合涂层组合形式主要有金属间复合涂层、金属基陶瓷复合涂层、高分子陶瓷复合涂层、多层复合涂层和梯度功能复合涂层等。

龚国芳等^[38]采用机械混合及釜内聚合方法,制备出高岭土填充超高分子量聚乙烯 (UHMWPE-Kaolin) 复合材料,研究表明,当高岭土含量约为 6.6%时, UHMWPE-Kaolin 复合材料的冲蚀磨损率最小。栾道成等^[39]制备了陶瓷颗粒填充聚氨酯弹性体复合涂层材料,研究其冲蚀磨损性能,研究结果显示,当 Si_3N_4 陶瓷粉末含量为 5%~10%时,该复合涂层材料的抗冲蚀性能达到最佳,比纯聚氨酯弹

性体提高了 80% 以上。Qin^[40]通过等离子磁控溅射 (PEMS) 工艺在 2Cr13 不锈钢基体上制备出一种多层结构的纳米复合功能涂层 Ti/Ti-Si-C-N, 其截面结构如图 6d 所示。Ti 层和 Ti-Si-C-N 层交替沉积, 每层约 1 μm 厚, 相比图 6b 所示 36 μm 厚的单 Ti-Si-C-N 涂层与图 6f 所示 59 μm 厚的单 Ti-Si-C-N 涂层, Ti/Ti-Si-C-N 复合涂层中交替分布的 Ti 层用来降低

Ti-Si-C-N 层的内应力, 提高了涂层的韧性。Bromark 等^[41]注意到 Ti/ TiN 复合涂层在相同条件下比单涂层结构具有更好的韧性和抗冲蚀性能。在空蚀过程中, Ti 层因其出色的韧性吸收了由于空蚀产生的能量, 减缓了裂纹扩散速率并改变了裂纹扩散的方向, 测试结果证实了 Ti/Ti-Si-C-N 纳米复合涂层具有良好的抗空蚀性能。

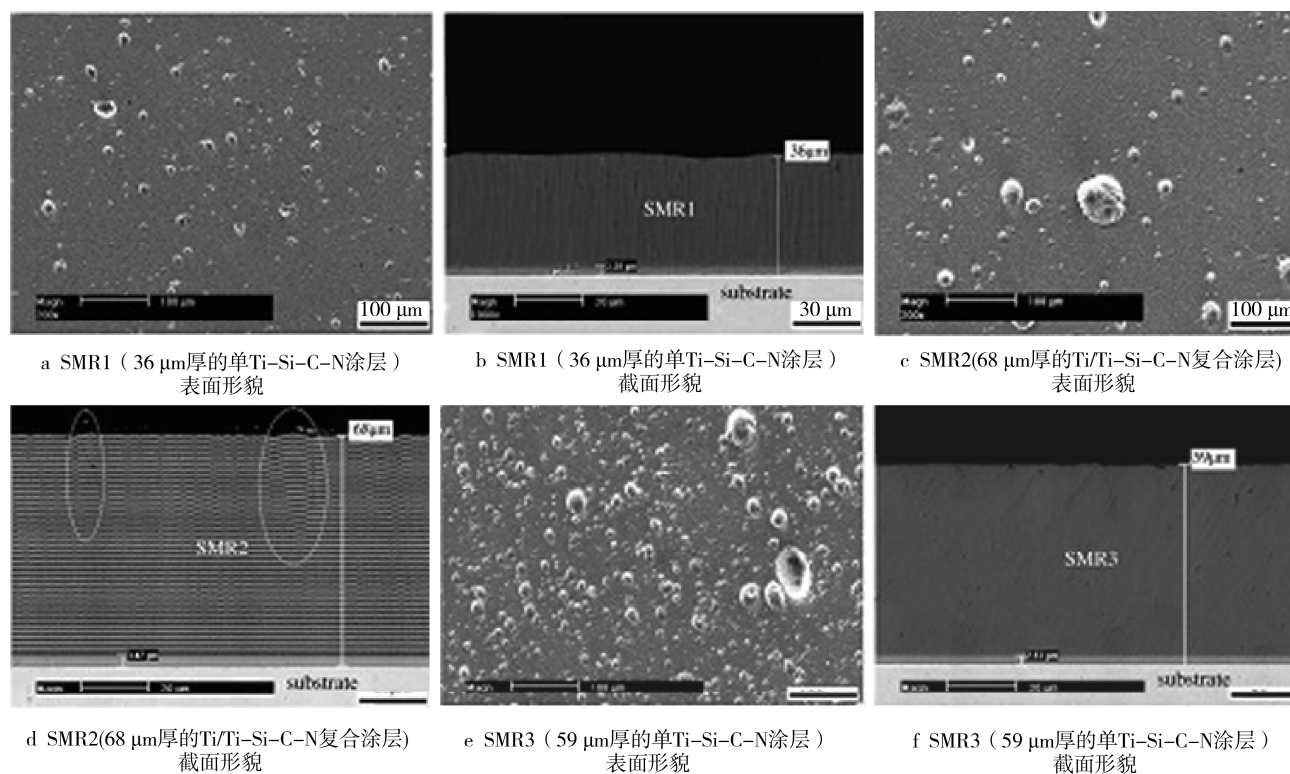


图 6 3 种涂层材料的表面和截面电镜扫描形貌^[40]

Fig.6 Surface and cross-sectional morphologies of SMR1, SMR2 and SMR3^[40]: a, b) surface and cross-sectional morphologies of SMR1, c, d) surface and cross-sectional morphologies of SMR2, e, f) surface and cross-sectional morphologies of SMR3

3.4 金属玻璃涂层

金属玻璃 (BMG) 因其独特的非晶结构和金属键而表现出独特的特性, 具有高强度、高弹性应变极限, 良好的抗冲蚀性能以及良好的热塑加工性能^[42-46]。

Tam^[47]发现铜基金属玻璃 (Cu-BMG) 比 304 不锈钢具有更优越的耐磨损性能。Arora^[11]研究了锆基金属玻璃 ($\text{Zr}_{44}\text{Ti}_{11}\text{Cu}_{10}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{25}$, Zr-BMG) 在入射角为 30°、60°、90°的沙浆冲蚀行为。结果显示, Zr-BMG 在小入射角下比 CA6NM 不锈钢对“微切削”和“犁耕”这两种磨损机理更具抗冲蚀能力, 在 30°攻角下, CA6NM 不锈钢的冲蚀率为 Zr-BMG 的 2.6 倍, 在 60°攻角下, CA6NM 不锈钢冲蚀率约为 Zr-BMG 的 1.6 倍。XRD 分析 Zr-BMG 样品冲蚀表面, 发现冲蚀后的表面形成了部分结晶组织如图 7 所示, 在 3 种冲击角度下 XRD 分析结

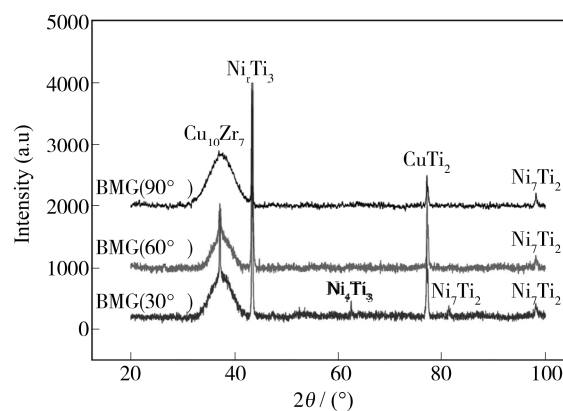


图 7 锆基金属玻璃在 30°、60°和 90°冲击角下沙浆冲蚀测试后 XRD 分析^[11]

Fig.7 XRD analysis of the zirconium based bulk metallic glass subjected to slurry erosion at different impingement angles of 30°, 60°, and 90°^[11]

果显示主要的结晶相是 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 、 Ni_4Ti_3 、 CuTi_2 和 Ni_7Zr_2 ，由最初的非晶结构经冲蚀后出现了一定程度上的结晶组织，这可能是由于冲蚀颗粒撞击材料表面产生了较高的应变率引起的。

3.5 类金刚石涂层

通过化学气相沉积 (CVD) 在不锈钢基体上制成的类金刚石涂层 (diamond-like carbon, DLC)，因其具有较高的硬度和良好的结合性能而受到关注。Feng 等^[48]采用阴极电弧等离子沉积技术在 304 不锈钢上制备出类金刚石涂层，进行 100 h 空蚀对比实验，结果显示 304 不锈钢样品遭受到严重的侵蚀，样品表面出现大量划痕，而 DLC 涂层上仅有少量沟槽和坑穴，这表明 DLC 涂层能够延长不锈钢材料的空蚀孕育期。研究结果表明，减少涂层微观缺陷、提高涂层与基体的结合强度，可提高涂层的抗空蚀性能。另外，根据文献^[49]可知，DLC 涂层厚度应在 2~4.5 μm 之间才能有效提高其抗蚀性能。

4 展望

研究人员一直在寻求解决包括水轮机在内的水力机械过流元件遭受空蚀、冲蚀问题的方法，通过国内外文献的报道可知，围绕此类问题开展的研究工作广泛而深入，这些研究工作有些从理论层面上对空蚀、冲蚀行为做了深入研究，更多的是从试验研究的角度寻求工艺上的创新和新材料的开发。本文综述了水轮机空蚀、冲蚀作用机理研究进展，以及水轮机常用金属材料和表面强化材料与涂层技术相关的研究工作。但从目前研究报道的结果来看，大多数工作还处于试验研究阶段，一些涂层虽然在实验条件下表现出较好的性能，但还未得到工程应用的验证，缺乏服役条件下涂层强化机理与失效行为的研究结果。

目前针对单一空蚀或冲蚀作用的研究较多，但针对二者联合作用的研究仍然较少。另外，涂层的质量受材料和工艺的双重制约，近年来热喷涂工艺已取得较大突破，超音速火焰喷涂和超音速等离子喷涂复合功能涂层，在机械零部件的修复与再制造方面已经取得令人满意的应用。为解决复杂多相流条件下空蚀、冲蚀联合作用问题，研究先进涂层技术和新型材料将成为该领域今后

研究的重点。

参考文献:

- [1] PADHY M K, SAINI R P. A Review on Silt Erosion in Hydro Turbines[J]. Renewable and Sustainable Energy Reviews, 2008, 12: 1974—1987.
- [2] PADHY M K, SAINI R P. Effect of Size and Concentration of Silt Particles on Erosion of Pelton Turbine Buckets [J]. Energy, 2009, 34: 1477—1483.
- [3] GOHIL P P, SAINI R P. Coalesced Effect of Cavitation and Silt Erosion in Hydro Turbines- A review[J]. Renewable and Sustainable Energy Reviews, 2014, 33: 280—289.
- [4] KUMAR R K, SEETHARAMU S, KAMARAJ M. Quantitative Evaluation of 3D Surface Roughness Parameters During Cavitation Exposure of 16Cr-5Ni Hydroturbine Steel[J]. Wear, 2014, 320: 16.
- [5] BHAGAT RAM B. Cavitation Erosion of Composites—A Materials Perspective[J]. J Mater Sci Lett, 1987, 6: 1473.
- [6] LEE Y K, CHOI C S. Driving Force For $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensitic Transformation and Stacking Fault Energy of γ in FeMn Binary System[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31A: 355.
- [7] KJOLLE A. Hydropower in Norway-mechanical Equipment[M]. Norway: Norwegian University of Science and Technology, 2001: Chapter 14.
- [8] RAGHUVIR S, TIWARI S K, MISHRA S K. Cavitation Erosion in Hydraulic Turbine Components and Mitigation by Coating: Current Status and Future Needs[J]. J Mater Eng Perform 2012, 21(7): 1531.
- [9] MANN B S. High-energy Particle Impact Wear Resistance of Hard Coatings and Their Application in Hydroturbines[J]. Wear, 2000, 237: 140.
- [10] SANTA J F, BAENA J C, TORO A. Slurry Erosion of Thermal Spray Coatings and Stainless Steels for Hydraulic Machinery[J]. Wear, 2007, 263: 258.
- [11] ARORA H S, GREWAL H S, SINGH H, MUKHERJEE S. Zirconium Based Bulk Metallic Glass-Better Resistance to Slurry Erosion Compared to Hydroturbine Steel [J]. Wear, 2013, 307: 28.
- [12] GROBNER P J. Microstructure-Strength Relations in A Hardenable Stainless Steel With 16 Pct Cr, 1.5 Pct Mo, and 5 Pct Ni[J]. Metall Trans. A, 1984, 15(7): 1379.
- [13] QIN B, WANG Z Y, SUN Q S. Effect of Tempering Temperature on Properties of 00Cr16Ni5Mo Stainlesssteel[J]. J. Mater. Charact, 2008, 59 (8): 1096.
- [14] DAWOOD M AL, MAHALLAWI I S EL, AZIM M E ABD EL, et al. Thermal Aging of 16Cr-5Ni-1Mo Stainless Steel Part1: Microstructural Analysis[J]. Mater. Sci. Technol, 2004, 20 (3): 363.
- [15] HONEYCOMBE R W K, BHADESHIA H K D H. Steels-Microstructure and Properties[M]. London: Edward Arnold, 1995.
- [16] SONG Y Y, PING D H, YIN F X, et al. Microstructural Evolution and Low Temperature Impact Toughness of a Fe-13%Cr-4%Ni-Mo Martensitic Stainless Steel[J]. Ma-

- terials Science and Engineering A, 2010, 527: 614.
- [17] UGYEN Dorji, GHOMASHCHI Reza. Hydro Turbine Failure Mechanisms: An Overview[J]. Engineering Failure Analysis, 2014, 44: 136.
- [18] KRISTENSEN J K, HANSSON I, MARCH K A. A Simple Model for Cavitation Erosion of Metals[J]. J. Phys. D: Appl. Phys, 1978, 11: 899.
- [19] IWAI Y, OKADA T, TANAKA S. A Study of Cavitation Bubble Collapse Pressures and Erosion Part 2: Estimation of Erosion From the Distribution of Bubble Collapse Pressures[J]. Wear, 1989, 133 (2): 233.
- [20] OKADA T, IWAI Y, AWAZU K. A Study of Cavitation Bubble Collapse Pressure Sand Erosion Part 1: A Method for Measurement of Collapse Pressures[J]. Wear, 1989, 133(2): 219.
- [21] ZHOU P C, HOPKINS A K. Dynamic Response of Materials to Intense Impulsive Loading[M]. Ohio: Printed in U.S.A. Air Force Materials Laboratory (USA), 1973.
- [22] RINEHART J S, PEARSON J. Behavior of Metals Under Impulsive Loads[M]. Ohio: American Society for Metals, Cleveland, 1954.
- [23] SHI H H, TAKAYAMA K, NAGAYASU N. The Measurement of Impact Pressure and Solid Surface Response in Liquid-solid Impact Up to Hypersonic Range[J]. Wear, 1995, 186—187: 352.
- [24] CHEN Hao-sheng, LIU Shi-han. Inelastic Damages by Stress Wave on Steel Surface at the Incubation Stage of Vibration Cavitation Erosion[J]. Wear, 2009, 266: 69.
- [25] HUTCHINGS I M, WINTER R E. Particle Erosion of Ductile Metals: A Mechanics of Material Removal[J]. Wear, 1974, 27: 121.
- [26] WINTER R E, HUTCHINGS I M. Solid Particle Erosion Studies Using Single Angular Particles[J]. Wear, 1974, 29: 181.
- [27] STEIN K J, SCHORR B S, MARDER A R. Erosion of Thermal Spray MCr-Cr₃C₂ Cermet Coatings[J]. Wear, 1999, 224: 153.
- [28] JACOBS L, HYLAND M M, DE BONTE M. Study of Influence of Microstructural Properties on the Sliding Wear Behaviour of HVOF and HVAF Sprayed WC- Cermet Coatings[J]. Thermal Spray Technol, 1999, 8 (1): 125.
- [29] HAWTHORNE H M, ARSENAULT B, IMMARIGEON J P, et al. Comparison of Slurry and Dry Erosion Behavior of Some HVOF Thermal Sprayed Coatings[J]. Wear, 1999, 225—229: 825.
- [30] BROWNING J A. Viewing the Future of High Velocity Oxy Fuel (HVOF) and High Velocity Air Fuel (HVAF)[J]. J. Thermal Spray Technol, 1999, 8 (3): 351.
- [31] 李阳, 李曙, 刘阳, 等. WC-Co-Cr 涂层的孔率和层状结构对冲蚀行为的影响[J]. 摩擦学学报, 2011, 31(3): 228. LI Yang, LI Shu, LIU Yang, et al. Effect of Porosity and Laminar Structure on Erosion Resistance of WC-Co-Cr Coatings[J]. Tribology, 2011, 31(3): 228.
- [32] RAMESH C S, DEVARAJ D S, KESHAVAMURTHYA R, et al. Slurry Erosive Wear Behaviour of Thermally Sprayed Inconel-718 Coatings by APS Process[J]. Wear, 2011, 271: 1365.
- [33] WU Yu-ping, LIN Ping-hua, CHU Cheng-lin, 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.
- [34] ESPITIA L A, TORO A. Cavitation Resistance, Microstructure and Surface Topography of Materials Used for Hydraulic Components[J]. Tribology International, 2010, 43: 2037.
- [35] SANTA J F, ESPITIA L A, BLANCO J A, et al. Slurry and Cavitation Erosion Resistance of Thermal Spray Coatings[J]. Wear, 2009, 267: 160.
- [36] CHENG F T, KWOK C T, MAN H C. Laser Surfacing of S31603 Stainless Steel with Engineering Ceramics for Cavitation Erosion Resistance[J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 39: 14.
- [37] SUGIYAMA K, NAKAHAMA S, HATTORI S, et al. Slurry Wear and Cavitation Erosion of Thermal-Sprayed Cermets[J]. Wear, 2005, 258: 768.
- [38] 龚国芳, 曲敬信, 杨华勇. 高岭土填充改性超高分子量聚乙烯的浆体冲蚀磨损特性[J]. 摩擦学学报, 2001, 21(4): 266. GONG Guo-fang, QU Jing-xin, YANG Hua-yong. Study on the Erosion Wear Characteristics and Mechanisms of UHMWPE/Kaolin Composites[J]. Tribology, 2001, 21(4): 266.
- [39] 栾道成, 丁武成, 李茂华. 聚氨酯-Si₃N₄ 陶瓷复合材料浆体冲蚀磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2004, 24(3): 268. LUAN Dao-cheng, DING Wu-cheng, LI Mao-hua. Erosion-Wear Resistance of Polyurethane-Si₃N₄ Composite [J]. Tribology, 2004, 24(3): 268.
- [40] QIN C P, ZHENG Y G, WEI R. Cavitation Erosion Behavior of Nanocomposite Ti-Si-C-N and Ti/Ti-Si-C-N Coatings Deposited on 2Cr13 Stainless Steel Using a Plasma Enhanced Magnetron Sputtering process[J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 204: 3530.
- [41] BROMARK M, LARSSON M, HEDENQVIST P, et al. Wear of PVD Ti/TiN Multilayer Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 1997, 90: 217.
- [42] JOHNSON W L. Bulk Glass-forming Metallic Alloys: Science and Technology[J]. Materials Research Bulletin, 1999, 24: 42.
- [43] GREER A L. Metallic Glasses[J]. Science, 1995, 267: 1947.
- [44] INOUE A. Stabilization of Metallic Supercooled Liquid and Bulk Amorphous Alloys[J]. Acta Materialia, 2000, 48: 279.
- [45] SCHROERS J. Processing of Bulk Metallic Glass[J]. Advanced Materials, 2010, 22: 1566.
- [46] SPAEPEN F. A Microscopic Mechanism for Steady State Inhomogeneous Flow in Metallic Glasses[J]. Acta Metallurgica, 1977, 25(4): 407.
- [47] TAM R C Y, SHEK C H. Abrasion Resistance of Cu Based Bulk Metallic Glasses[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2004, 347: 268.
- [48] CHENG Feng, JIANG Shu-yun. Cavitation Erosion Resistance of Diamond-like Carbon Coating on Stainless Steel[J]. Applied Surface Science, 2014, 292: 16.
- [49] GERKE L, STELLA J, SCHAUER J C, et al. Cavitation Erosion Resistance of a-C: H Coatings Produced by PECVD on Stainless Steel and NiTi Substrates[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 204: 3418.