

镍铝青铜合金 (NAB) 的研究进展

吕玉廷, 王立强, 毛建伟, 吕维洁

(上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

摘要: 镍铝青铜 (NAB) 由于具有较好的机械和耐腐蚀性能, 在船舶螺旋桨和泵、阀等部件上有着广泛的应用。进一步提高其在复杂海洋工况下的腐蚀疲劳性能是制造高服役性能海洋装备的核心之一。综述了 NAB 在显微组织、腐蚀行为、热加工以及表面覆层和改性等方面的研究进展, 并提出了在实际应用中的问题和进一步研究的主要方向。

关键词: 镍铝青铜; 显微组织; 耐腐蚀性能; 表面改性

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)03-0815-06

镍铝青铜是在铝青铜中加入了镍、铁、锰等元素形成的一种合金, 由于它具有较好的机械和耐侵蚀-腐蚀性能, 在船舶螺旋桨和泵、阀等部件上有着广泛的应用。合金元素的加入形成了复杂的第二相, 即 κ 相 (κ_I 、 κ_{II} 、 κ_{III} 、 κ_{IV})^[1], 使镍铝青铜的组织较为复杂, 了解它的显微组织以及他们之间的相互转变可以很好地预测镍铝青铜的机械和耐腐蚀性能。另外, 在实际生产中, 还可以通过对镍铝青铜进行热加工、表面覆层以及表面改性来进一步提高它的机械和耐腐蚀性能。本研究综述了镍铝青铜在显微组织、腐蚀行为、热加工以及表面覆层和改性等方面的研究进展, 希望能更好地了解镍铝青铜, 促进镍铝青铜的进一步的研究。

1 镍铝青铜概述

1.1 镍铝青铜的合金元素及成分

镍铝青铜是由铜铝二元合金发展而来。在铜铝二元合金中, 铝的含量在低于 9.4% 时, 在室温下可以形成单相 α 固溶体, 其强度与铝的含量成正比。铝的含量高于 9.4% 时, 在室温下会形成 $\alpha+\beta$ 组织, 而 β 相在 565 °C 以下会发生共析反应形成 $\alpha+\gamma_2$, γ_2 对铜铝合金的力学和腐蚀性能产生不利影响。镍铝青铜是在铜铝合金中加入 Ni、Fe、Mn 等合金元素, 加入这些合金元素一方面可以抑制 γ_2 相当生成; 另一方面, Fe 可以细化晶粒, 提高力学性能, Ni 既可以提高合金的耐腐蚀性也可以防止较厚铸件的缓冷脆性, 而 Mn 不但可以提高合金的熔体流动性, 而且可以和 Ni 一起稳定合

金的组织。镍铝青铜各个元素的成分 (质量分数, %) 范围是 Cu 77~82、Al 7.0~11.0、Mn 0.5~4.0、Fe 2.0~6.0、Ni 3.0~6.0。

1.2 镍铝青铜的相以及相的电位

镍铝青铜的典型微观组织包括 α 相、残余 β 相和 κ 相 (κ_I 、 κ_{II} 、 κ_{III} 、 κ_{IV}), 如图 1^[2]所示, 图中白色的基体为 α 相, 它是具有面心立方结构 (fcc) 的铜的固溶体。黑色的为残余 β 相, 它具有 3R 和 2H 结构的马氏体相。

镍铝青铜中 Fe 的含量高于 4.5% (质量分数) 时, 会出现 κ_I 相, κ_I 相一般位于 α 相的中心, 呈花形, 直径为 20~50 μm 。它具有基于 Fe_3Al 的 DO_3 结构^[2], 其中 Ni、Cu、Mn 可能取代 Al。 κ_I 相的 Fe 的含量较高, 对镍铝青铜的腐蚀性能产生不利影响, 所以一般来说, 镍铝青铜 Fe 的含量低于 4.5%。 κ_{II} 相一般位于共析产物的周围, 呈球状或者花形, 直径为 5~10 μm , 而 κ_{IV} 相细小, 一般分布在 α 基体上, 但这两相的晶体结构均与 κ_I 相相同。 κ_{III} 相一般位于 α 相/残余 β 相界面, 呈球状或者层片状, 它是 β 相发生共析反应生成的。它是基于 NiAl 的 B2 晶体结构^[2], 其中 Fe 和 Mn 可以取代 Al。

镍铝青铜各相的成分范围见表 1^[1-4]。由此表可以看出, 合金中的 κ 相的 Fe 的含量较高, 而且 Fe 的含量 $\kappa_I > \kappa_{II} > \kappa_{IV}$, κ_{III} 相富 Ni, 因为 Ni 的电位高于 Fe, 所以 κ 相的电位 $E_{\kappa_{III}} > E_{\kappa_{IV}} > E_{\kappa_{II}} > E_{\kappa_I}$ 。D. Nakhaie^[4]等人通过带有开尔文探针的原子力显微镜 (SKPFM) 研究了镍铝青铜各相的电势大小, 得到以下结论: (1) 各相的电势值 $E_{\beta} \approx E_{\alpha} > E_{\kappa_{III}} > E_{\kappa_{IV}} > E_{\kappa_{II}} > E_{\kappa_I}$, α 相与 κ_I 相的最

收稿日期: 2015-03-18

基金项目: 国家重点基础研究发展计划 (“973”计划) (2014CB046701); 中国博士后基金 (14Z102060027)

作者简介: 吕玉廷, 男, 1986 年生, 博士生, 上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240, 电话: 021-54742564, E-mail: lyt8608@126.com

表 1 NAB 合金构成相的成分

Table 1 Chemical composition of constituent phases of the NAB alloy^[1-4] (wt%)

Phase	Al	Mn	Fe	Ni	Cu
α	6.5~8.4	1.0	2.2~2.8	2.7~3.2	86.0
β	8.2~28.1	1.1~2.5	2.0~20.0	2.8~43.7	23.9~86.0
κ_I	9.0~14.0	1.36~3.0	46.9~72.0	3.5~16.2	9.0~21.6
κ_{II}	12.0~17.8	1.2~2.2	29.7~61.0	8.0~24.5	12.1~26.9
κ_{III}	9.0~26.7	1.0~2.0	3.0~13.8	28.3~41.3	17.0~38.5
κ_{IV}	10.5	2.4	73.4	7.3	6.6

大电势差约为 75 mV。(2) 通过各相的元素含量计算各相的功函与 SKPFM 测量的结果一致。(3) 可以通过相的元素含量来计算该相的功函, 来预测各相的电位大小。但是残余 β 相的电位低于 α 相, B. Sabbaghzadeh 等人^[5]提及 α 相与残余 β 相电偶腐蚀时, 残余 β 相作为阳极相, 而 α 相作为阴极相。

1.3 镍铝青铜的腐蚀行为

大量文献已经报道了铸造镍铝青铜的腐蚀行为^[6-10], 他们指出 Cu 在含 Cl^- 溶液中的腐蚀很复杂, 主要是因为表面形成了保护膜, 并认为镍铝青铜最主要的电化学过程是 Cu 的阳极溶解, 阴极主要为氧气的氧化, 化学方程式为: $Cu + 2Cl^- - e^- \rightarrow CuCl_2$; $O_2 + 2H_2O + 2e^- \rightarrow 4OH^-$; $2CuCl_2 + OH^- \rightarrow Cu_2O + H_2O + 4Cl^-$, 在这个过程中形成了 Cu_2O 保护膜。另外 Al 增加了 Cu 在海水中的耐腐蚀性能, 化学方程式为: $Al + 4Cl^- \rightarrow AlCl_4^- + 3e^-$; $AlCl_4^- + 3H_2O \rightarrow Al(OH)_3 + 3H^+ + 4Cl^-$, 在这个过程中形成了 $Al(OH)_3$ 。A. Schüssler^[11,12] 等认为镍铝青铜具有较好的耐腐蚀性的原因是材料表面形成了包含 Al 和 Cu 的保护膜 (主要是 Cu_2O 和 Al_2O_3), 厚度约为 900~1000 nm^[13], 长期暴露于海水中还会形成 $Cu_2(OH)_3Cl$ 和 $Cu(OH)Cl$ 等物质。

α 相的电势高于 κ_{III} 相即 $E_\alpha > E_{\kappa_{III}}$, 由电化学知识可知, 在电化学腐蚀过程中 κ_{III} 作为阳极, α 相为阴极, κ_{III} 相应该首先被腐蚀。但是, 在含 Cl^- 的中性溶液中,

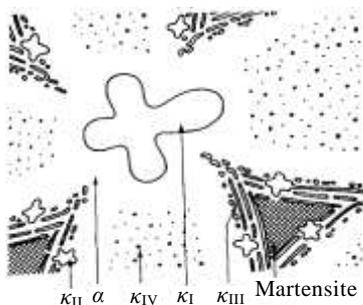


图 1 铸造镍铝青铜的相分布示意图

Fig.1 Schematic representation of the distribution of phases in cast NAB^[2]

镍铝青铜一般在 $\alpha + \kappa_{III}$ 相的共析组织的 α 相开始腐蚀(图 2), 这主要是由于镍铝青铜的腐蚀具有 pH 依赖性^[14]。J. A. Wharton 等人^[13]认为在含有气体的海水中, 阳极溶解就是铜的溶解, 即 $Cu - e^- + 2Cl^- \rightarrow CuCl_2$, 所以在含 Cl^- 的中性溶液中富 Cu 的 α 相首先溶解。该研究认为虽然 α 相首先被腐蚀, 但是 α 相只是发生了轻微的腐蚀, 因为 α 相靠近更大比例的阴极相 κ_{III} 相。Stephanie Fonlupt^[15] 等人在研究第二相对镍铝青铜在海水中的应力腐蚀断裂的影响时得到了相同的结论。

A. Al-Hashem 等人^[16]也报道了镍铝青铜在海水的选相腐蚀起始于 $\alpha + \kappa_{III}$ 相的共析组织的 α 相, 但空泡侵蚀起始于 κ_{III} 和 κ_{IV} 相周围的 α 相。J. A. Wharton 等人^[17]还报道了镍铝青铜在 3.5% NaCl 溶液中的裂缝腐蚀, 在裂缝外腐蚀起始位置为 $\alpha + \kappa_{III}$ 共析组织的 α 相, 而缝隙内腐蚀的起始位置为 $\alpha + \kappa_{III}$ 共析组织的 κ_{III} 相。该研究认为裂缝的存在, 可以使裂缝内的溶液的 pH 值由中性变成酸性, 而 κ_{III} 相是连续的共析相易于受到选相腐蚀, 所以缝隙内最先腐蚀的是 κ_{III} 相。D. Nakhaie^[4]采用 0.1 mol 的 HCl 溶液腐蚀镍铝青铜, 发现腐蚀的起始位置为富 Fe 的 κ 相。他认为, 镍铝青铜在含 Cl^- 的酸性溶液腐蚀时, 当 pH 值小于 4 时, κ 相表面由于含有较高的 Al 含量而形成的氧化铝/氢氧化铝膜变的不稳定, 然后 κ 相相对于 α 相变成了阳极, 而 α 相变成了阴极, 所以腐蚀的起始位置在 κ 相。

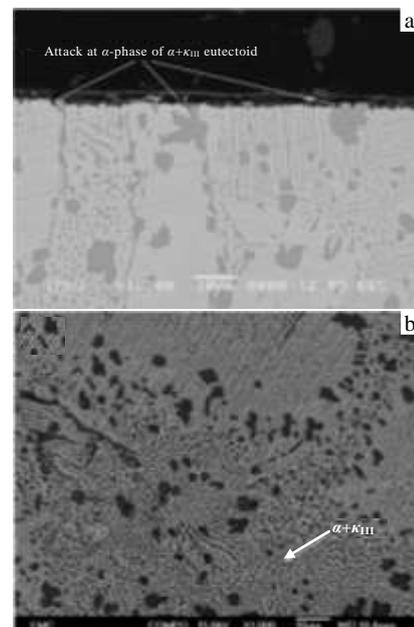


图 2 SEM 背散射照片

Fig.2 SEM backscattered electron images: (a) exposure to 3.5% NaCl solution for 720 h^[16] and (b) an anodic treatment for 600 s in 0.6 mol/L NaCl at pH 6.2^[13]

A. Olszewski^[18]报道了镍铝青铜叶轮存在脱合金元素现象, 增加合金中 Ni 的含量或者热处理都可以消除脱合金现象。而 C. H. Tang^[19,20]报道了锰镍铝青铜在 3.5%NaCl 溶液中腐蚀的起始位置为 κ 相。镍铝青铜中相的数量较多, 所以在腐蚀的起始位置和对 pH 值的依赖方面还有待进一步的研究。

2 镍铝青铜的热加工

铸态金属一般会存在缩孔, 枝晶偏析等铸造缺陷, 对其进行热加工, 在获得一定形状的前提下, 可以消除铸造缺陷, 改善材料的机械性能。对镍铝青铜进行热加工, 如锻造、轧制等, 不但可以细化晶粒, 均匀组织, 而且还能使连续的 κ_{IV} 共析相球化, 提高材料的机械性能和耐侵蚀-腐蚀性能。

J. A. Wharton 等人^[13]采用一系列电化学技术、冲击试验以及长时间的插入试验研究了铸态和锻态 NAB 的腐蚀性能, 得到以下结论: (1) 电位阶跃瞬态电流法比线性扫描伏安法具有更好的定量分析性, 而塔菲尔外推法和线性极化电阻法测得的腐蚀速率基本相同; 由于表面形成了薄的保护膜, NAB 的电化学机制和腐蚀速率与 Cu 和 Cu-Ni 合金相似。(2) 在长时间的插入测试中, 由于生物淤积季节生物膜的形成, 未耦合的 NAB 比 NAB/Ti(Cu-15Ni) 耦合试样具有较低的腐蚀速率。(3) 冲击速率为 3~5 m/s 时, NAB 比未钝化的碳钢具有更好的耐腐蚀性, 速率大于 5 m/s 时, NAB 的腐蚀速率增大。(4) NAB 的腐蚀速率主要与表面保护膜的属性和海水电解液的成分、合金成分及热处理工艺、表面粗糙度、电极的形状、电解液的流速和插入时间等因素有关。

D. T. McDonald 等人^[21]通过等径弯角挤压 (ECAP) 的方法在 400 和 600 °C 对镍铝青铜进行大变形处理, 研究了 ECAP 对镍铝青铜层状共析组织的影响, 得到以下结论: (1) 大变形改变了层状组织的位向、层厚和形貌, 其中层厚被增大或减小, 而形貌的改变主要是折弯或破碎。(2) ECAP 处理后, 形成了 2 种主要的层状结构类型, 一种是倾斜角为 0~45° 细长和破碎的层, 层厚被减小, 另一种是倾斜角为 45~180° 的折弯的层, 层厚被增大。(3) 增加 ECAP 的道次可以使层状组织进一步球化, 同时提高变形温度也可以促进层状组织的进一步球化, 但是晶粒直径有所增大。(4) 多道次的 ECAP 可以获得超细晶的 α 基体, 尤其在 κ_{III} 相周围。

S. K. Menon 等人^[22]采用等温热轧的方法轧制镍铝青铜, 基于热轧后的显微组织, 建立了镍铝青铜的强度模型, 并用此模型预测搅拌摩擦焊后材料的屈服

强度, 得到以下结论: (1) NAB 经热轧后, 主要的 α 和 β 相发生了变形, 轧制过程中发生了再结晶, 细化了晶粒, 产生了退火孪晶。(2) 基于热轧后的显微组织, 材料的强度可以计算, 方程为 $\sigma_{total}=f_{\alpha}\sigma_{\alpha}+f_{\beta}\sigma_{\beta}$, $\sigma_{\alpha(\beta)}=\sigma_{Solid\ solution}+\sigma_{Grain\ size}+\sigma_{Precipitation}+\sigma_{Dislocation}$ 。(3) 该模型与实验测得的数据相同, 可以用来预测搅拌摩擦加工核区内不同深度处的屈服强度。

3 镍铝青铜覆层及表面改性

镍铝青铜具有良好的机械性能以及耐腐蚀-侵蚀性能, 所以在工件的表面涂覆一层镍铝青铜, 可以提高工件的耐腐蚀-侵蚀性能, 在工业生产中具有很好的应用前景。而对于镍铝青铜工件, 为了进一步提高其耐腐蚀性能, 通常采用有机涂覆和表面改性的方法, 而表面改性可以同时提供材料的机械和耐腐蚀性能, 所以各国的科学家在镍铝青铜覆层及表面改性方面做了大量的研究。

3.1 镍铝青铜的表面覆层

Stenfanie Hanke 等人^[23]采用摩擦堆焊的方法在镍铝青铜的表面涂覆一层镍铝青铜 (用于镍铝青铜工件的修复), 研究了覆层在去离子水中的耐空泡腐蚀性。结果表明: 摩擦堆焊的覆层具有细小均匀的显微组织 (靠近表面为层状 α 相+残余 β 相, 内层为球状 α 相+残余 β 相), 明显改善了基体的耐空泡腐蚀性能, 覆层失重的潜伏期延长了近一半, 而疲劳率下降了近一半。基体和覆层的裂纹萌生发生在相边界, 第二相可以减小裂纹扩展速度。

R. C. Barik 等人^[24]采用超音速火焰喷涂 (HVOF) 的方法, 在 BS4360 钢的表面喷涂了一层镍铝青铜, 研究了覆层的固体粒子侵蚀-腐蚀性能, 得到了以下结论: 镍铝青铜覆层明显改善了基体钢的侵蚀-腐蚀性能, 它可以应用在侵蚀动能较低的环境下, 在此环境下耐侵蚀性能与铸态 NAB 相似, 而在动能较高的情况下使用时, 由于覆层中存在高密度的缺陷和散粒子, 使覆层的耐侵蚀性减小, 敏感性增加, 所以在此环境下使用时还需要进一步改善覆层的整体性能。铸态 NAB 容易受到流动腐蚀的影响, 在流动速率 3~5 m/s 时的腐蚀率为 0.5~0.6 mm/a。在高动能的环境下使用时, 覆层呈正耦合腐蚀, 但其和铸态 NAB 均有负耦合的倾向, 负耦合对材料的性能有利。

K. S. Tan 等人^[25]也采用超音速火焰喷涂 (HVOF) 的方法制备了 NAB 覆层, 他们也发现在最高的侵蚀动能, 基体和覆层均发生正耦合, 在低动能时, 覆层呈负耦合, 他认为低动能时, 覆层表面的重新钝化, 形成了连续的保护膜, 是负耦合的主要原因。

3.2 镍铝青铜的表面改性

3.2.1 镍铝青铜的激光改性

C. H. Tang 等人^[19,20]采用激光表面改性的方法对锰镍铝青铜 (MAB) 进行表面处理, 试图改善材料的耐空泡腐蚀的性能, 研究了表面改性后在 3.5%NaCl 溶液中的耐空泡腐蚀性能和纯侵蚀率 (E)、腐蚀率 (C) 和侵蚀-腐蚀之间的耦合作用 (S) 在空泡腐蚀中的作用。MAB 经激光表面改性后, 表面形成了均匀细小的单一 β 相, 显著提高了表面的显微硬度, 因此显著改善了在 3.5%NaCl 溶液中的耐空泡腐蚀性能, 比未处理的 MAB 和 NAB 分别提高了 5.8 和 2.2 倍, 细小均匀的单一组织是表面耐腐蚀的主要原因。尽管所有的试样均出现侵蚀-腐蚀的耦合作用, 但未处理材料的机械腐蚀最明显, 所以它的耦合作用相对较小。处理和未处理的 MAB 的空泡腐蚀的起始位置不同, 处理试样侵蚀起始在晶粒交汇的三叉口, 然后沿着晶粒边界扩展, 而未处理试样的是 κ 相和 α 相/ β 相界面, 然后在基体上扩展。

3.2.2 镍铝青铜的搅拌摩擦加工 (FSP)

搅拌摩擦加工 (FSP) 是在搅拌摩擦焊 (FSW) 基础上发展起来的一种表面改性和制备材料的新方法^[26,27], 示意图如图 3 所示。它通过工具对工件的摩擦和搅拌来产生热量和塑性变形, 使工件表面组织均匀, 晶粒细化^[28,29]。对镍铝青铜进行搅拌摩擦加工, 既能消除镍铝青铜的铸造缺陷、细化晶粒, 改善材料的机械性能, 又能均匀组织, 提高材料的耐腐蚀性能^[30], 具有很好的应用前景。

在搅拌摩擦加工的过程中, 影响材料组织和性能的 2 个最主要的参数是工具的转速和加工速度。K. Oh-ishi 等人^[31-33]研究了搅拌摩擦参数对镍铝青铜显微组织的影响, 得出结论: 铸造镍铝青铜试样表面经搅拌摩擦加工处理后, 组织细化, 铸造缺陷消失。在工具的转速和加工速度较小时, 核区具有较均匀的显微组织, 加工过程中温度分布较平缓, 随着工具转

图 3 搅拌摩擦焊 (加工) 示意图

Fig.3 Schematic drawing of friction stir welding^[26]

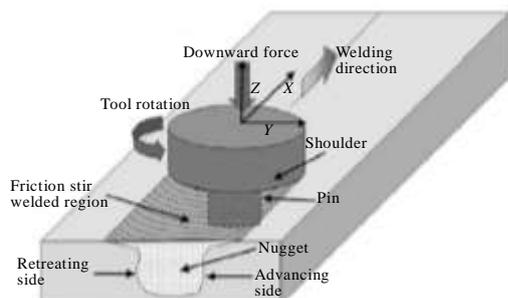
速和加工速度的增大, 核区内组织存在不均匀现象, 局部的最高温度逐渐升高并且存在洋葱环结构和粗大的魏氏体 α 相、 κ_{II} 相, 说明材料发生复杂的材料流动, 局部最高温度约为 1030 °C, 但在最高温度的时间较短, 不能完全溶解这些第二相。

D. R. Ni 等人^[34,35]在研究不同搅拌摩擦加工参数和多道次重合加工镍铝青铜的显微组织和机械性能时得到相同结论, 搅拌摩擦加工核区的显微组织存在不均匀现象。不均匀的组织从表面到底部可以分为 4 部分: 表面层主要是细小的魏氏体 α 相; 在亚表面是带状的 α 相+残余 β 相; 在中心是等轴细小的 α 相+残余 β 相; 在底部是溪流状的 α 相+残余 β 相。他认为这种不均匀的组织主要由加工参数决定, 当转速高于 800 r/min 时, 表面温度约为 1030 °C, 1/3 高处的温度约为 930 °C, 底部高于 800 °C, 之后的冷却形成了不同的组织。他还发现经搅拌摩擦加工后, 镍铝青铜的平均硬度和拉伸性能均明显提高, 核区中部的硬度低于顶部和底部。与 1 道次相比, 2 道次搅拌摩擦加工的核区组织更加均匀, 但是没有完全消除组织不均匀性, 拉伸强度变化不大, 韧性增加了约 28%。

S. Swaminathan 等人^[36]分别采用了直接插入电偶法、光学高温测量法以及基于显微组织的计算法来探知 FSW 过程中的最高温度, 得出以下结论: (1) 通过电偶法测量的核区的最高温度为 $0.92\sim 0.97T_m$, 且不随焊接速度和焊前的预热温度而改变, 但是这种电偶法在测量时位置发生了移动, 不能反应具体位置的温度。

(2) 在加工速度为 50.8 mm/min 时, 温度计测量的表面温度为 $0.92 T_m$, 加工速度为 152.4 mm/min 时, 测得的表面温度为 $0.94 T_m$ 。(3) 基于显微组织计算的最高温度在加工速度较小时略低于电偶法和温度计测量的结果, 而在较快的加工速度时基本相同, 所计算的温度在误差范围之内。Jianging Su 等人^[37]在研究 FSP 加工过程中同时发生的应变对相转变的作用时得到了相似的结论, 他还根据热机影响区共析组织的形状估计出局部的应变值 $\epsilon\approx 3.6$, 同时认为在 FSP 过程中同时发生的应变加速相的转变, 尤其是 $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ 的转变。

K. Oh-ishi 等人^[38]还对搅拌摩擦加工后的再结晶晶粒的显微组织进行了研究, 他认为加工过程中的应变、应变速率以及形成的最高温度是材料显微组织演变的主要原因。搅拌摩擦加工过程中核区内发生了再结晶, 室温时存在随意的 α 相组织, 存在大角晶界的退火索晶。与轴肩接触的上表面处发生了大的变形, 形成了较多的 α 相亚晶, 随着深度的增加 α 相亚晶逐



渐减少。核区外的热机影响区存在剪织构, 其中前进侧的剪织构为 $\{111\}\langle 110\rangle$ ($\{hkl\}$ 是剪面, $\langle uvw\rangle$ 为剪方向), 后退侧的剪织构为 $\{112\}\langle 110\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 。D. R. Ni 等人^[39]还通过失重法和电化学的方法研究了FSW处理的NAB在3.5%NaCl溶液中的腐蚀行为。研究表明, 与铸态NAB相比, FSW处理过的NAB具有较高的耐静态腐蚀性能, 而耐电化学腐蚀性稍有减小。FSW细化了晶粒, 消除了铸造缺陷是耐静态腐蚀性提高的主要原因, 而FSW加工增多了材料的残余应力和位错, 提高了吉布斯自由能, 是材料耐电化学性能稍有下降的主要原因。T. Chandra 等人^[40]也得到了相同的结论, 在酸性3.5%NaCl溶液中, FSW处理的NAB与铸态的电化学极化曲线没有太大的差别。

M. D. Fuller 等人^[41]对比了金属极惰性气体保护电弧焊 (GMAW) 堆焊、FSP 加工以及 GMAW+FSP 处理的镍铝青铜, 发现在焊核内 FSP 比 FW 加工具有更高的屈服强度和相似的抗拉强度, 而 GMAW+FSP 处理具有最高的屈服和抗拉强度。而在 GMAW 的热影响区和 FSP 的热机影响区附近, 由于部分 $\kappa_{III}+\alpha$ 转变为 β 相, 之后的冷却中, 生成了马氏体或贝氏体产物, 使该区域具有较低的韧性。尽管 GMAW+FSP 处理增强了基体的强度和韧性, 但在后退侧的核区边界周围存在一个低韧性区, 该区域对材料的性能产生不利影响。

4 结 语

通过对镍铝青铜的热加工、表面改性等方法可以提高它的机械和耐侵蚀-腐蚀性能。但是, 目前在实际生产中存在的问题是: (1) 热加工和表面改性只适用于小样品, 对于较大的样品, ECAP、激光熔覆等方法会存在成本较高和效率较低等问题。(2) 对于船舶螺旋桨叶等曲面工件, 目前 FSP、摩擦焊等方法在三维曲面无法实现。目前, 研究人员通过热加工、表面改性等方法提高了 NAB 的机械和耐腐蚀性能, 但是还有些问题需要进一步的研究: NAB 的选相腐蚀的位置和腐蚀机制; 晶粒细化的进一步细化 (达到纳米晶) 对腐蚀能的影响; 表面改性的其他方法, 如微弧氧化等方法。

参考文献 References

- [1] Culpan E A, Rose G. *Journal of Materials Science*[J], 1978, 13: 1647
- [2] Hasan F, Jahanafrooz A, Lorimer G W. *Metallurgical Transactions A*[J], 1982, 13: 1337
- [3] Jahanafrooz A, Hasan F, Lorimer G W *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 1983, 14: 1951
- [4] Nakhaie D, Davoodi A, Imani A. *Corrosion Science*[J], 2014, 80: 104
- [5] Sabbaghzadeh B, Parvizi R, Davoodi A *et al. Materials & Design*[J], 2014, 58: 56
- [6] Culpan E A, Rose G. *Corrosion Science*[J], 1979, 14(3): 160
- [7] Ferrara R J, Caton T E. *Mater Perform*[J], 1982, 21: 30
- [8] Kear G, Barker B D, Stokes K *et al. Appl Electrochem*[J], 2004, 34(12): 1235
- [9] Kear G, Barker B D, Stokes K *et al. Appl Electrochem*[J], 2004, 34(12): 1241
- [10] Kear G, Barker B D, Walsh F C. *Corrosion Science*[J], 2004, 46(1): 109
- [11] Schüssler A, Exner H E. *Corrosion Science*[J], 1993, 34(11): 1793
- [12] Schüssler A, Exner H E. *Corrosion Science*[J], 1993, 34(11): 1803
- [13] Wharton J A, Barik R C, Kear G *et al. Corrosion Science*[J], 2005, 47(12): 3336
- [14] Neodo S, Carugo D, Wharton J A *et al. Journal of Electro-Analytical Chemistry*[J], 2013, 695(15): 38
- [15] Stephanie Fonlupt, Bernard Bayle, David Delafosse *et al. Corrosion Science*[J], 2005, 47(11): 2792
- [16] Al-Hashem A, Riad W. *Materials Characterization*[J], 2002, 48(1): 37
- [17] Wharton J A, Stokes K R. *Electrochem Acta*[J], 2008, 53(5): 2463
- [18] Olszewski A. *Anal and Preven*[J], 2008, 8: 505
- [19] Tang C H, Cheng F T, Man H C. *Surface and Coating Technology*[J], 2004, 182(2-3): 300
- [20] Tang C H, Cheng F T, Man H C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 373(1-2): 195
- [21] McDonald D T, Barr C J, Xia Kenong. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44 (12): 5556
- [22] Menon S K, Pierce F A, Rosemark B P *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43A(10): 3687
- [23] Stefanie Hanke, Alfons Fischer, Matthias Beyer *et al. Wear*[J], 2011, 273(1): 32
- [24] Barik R C, Wharton J A, Wood R J K *et al. Wear*[J], 2005, 259(1-6): 230
- [25] Tan K S, Wharton J A, Wood R J K. *Wear*[J], 2005, 259(1-6): 629
- [26] Mishra R S, Ma Z Y. *Materials Science and Engineering R*[J], 2005, 50(1-2): 1
- [27] Nandan R, Debroy T, Bhadeshia H K D H. *Progress in*

- Materials Science* [J], 2008, 53(6): 980
- [28] Jana S, Mishra R S, Baumann J B *et al.* *Acta Materials*[J], 2010, 58(3): 989
- [29] Sarvghad-Moghaddama M, Parvizi R, Davoodi A *et al.* *Corrosion Science*[J], 2014, 79: 148
- [30] Mahoney M W, Fuller C, Bingel W H *et al.* *Materials Science Forum Vols*[J], 2007, 539: 3721
- [31] Oh-ishi K, Mcnelley T R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(6): 1575
- [32] Oh-ishi K, Mcnelley Terry R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(9): 2951
- [33] Oh-ishi K, Cuevas A M, Swisher D L *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2003, 426~432: 2885
- [34] Ni D R, Xue P, Wang D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 524(1-2): 119
- [35] Ni D R, Xue P, Ma Z Y. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(8): 2125
- [36] Swaminathan S, Oh-ishi K, Zhilyaev A P *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 41(3): 631
- [37] Su Jianguo, Swaminathan S, Menon S K *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42A(8): 2420
- [38] Oh-ishi K, Zhilyaev A P, Mcnelley T R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37A(7): 2239
- [39] Ni D R, Xiao B L, Ma Z Y *et al.* *Corrosion Science*[J], 2010, 52(5): 1610
- [40] Paul Prevey S, Douglas Hornbach J, Dr Jayaraman N *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2007, 539~543: 3807
- [41] Fuller M D, Swaminathan S, Zhilyaev A P *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 463: 128

Recent Advances of Nickel-Aluminum Bronze (NAB)

Lv Yuting, Wang Liqiang, Mao Jianwei, Lu Weijie

(State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: Nickel-aluminum bronze (NAB) are extensively used for marine equipment of propeller, pump, valve etc because of the high mechanical properties and excellent corrosion resistance. High service performance of marine equipment lies in the improvement of corrosion fatigue property of NAB under complex ocean condition. In this study, the development of NAB on microstructure, the corrosion behavior, hot working, surface coating and modification etc were summarized and the problems of production and directions for further investigation were also pointed out.

Key words: nickel-aluminum bronze (NAB); microstructures; corrosion resistance; surface modification

Corresponding author: Lu Weijie, Professor, State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, P. R. China, Tel: 0086-21-34202641, E-mail: lvweijie@sjtu.edu.cn