2024 年　第 44 卷　　航　空　材　料　学　报　　2024, Vol. 44
第 5 期　第 139 – 153 页　　JOURNAL OF AERONAUTICAL MATERIALS　　No.5　pp.139 – 153

引用格式: 贾雪娇, 丁德一, 韩超, 等. 高强铝合金腐蚀行为及评价方法研究进展[J]. 航空材料学报, 2024, 44(5): 139-153.
JIA Xuejiao, DING Deyi, HAN Chao, et al. Research progress on corrosion behavior and evaluation methods of high-strength aluminum alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(5): 139-153.

高强铝合金腐蚀行为及评价方法研究进展

贾雪娇，丁德一，韩　超，李松梅，刘建华，于　美*

（北京航空航天大学 材料科学与工程学院, 北京 100191）

摘要: 高强铝合金具有比强度高、加工性能好等特点, 广泛应用于航空、航天等领域。腐蚀是影响高强铝合金服役安全稳定的重要因素。本文从高强铝合金的制备工艺出发, 重点讨论热处理引起的组织结构变化对高强铝合金耐腐蚀性能的影响, 分析高强铝合金的组织结构与腐蚀行为之间的对应关系, 提出增强高强铝合金耐蚀性的研究方向。高强铝合金中的元素及相偏析, 易导致其组织结构的电化学不均匀, 引发基体腐蚀。因此, 在合金成分优化的基础上, 调控高强铝合金的熔融铸造工艺、加工成形工艺、热处理工艺, 制备出元素及第二相分布均匀、电化学性质均一的组织结构, 对改善高强铝合金的耐蚀性至关重要。此外, 合金中无析出相区域的宽度及晶界析出相间的距离、分布等对合金的腐蚀敏感性具有重要的影响, 深入研究并阐明无析出相区域等各类组织结构对合金腐蚀行为的影响规律及机制, 是制备高耐蚀高强铝合金的前提。通过优化时效、形变热处理等热处理方法, 开发新型的复合热处理方法以平衡高强铝合金的力学性能和耐腐蚀性能。同时, 本文论述了高强铝合金耐腐蚀性能的实验方法及评价方法。为了更加高效正确地评估高强铝合金的耐蚀性及服役安全, 未来还需要在传统评价方法与数字孪生、虚拟仿真实验、机器学习等现代化数据处理技术的联合使用方面开展进一步的研究工作。

关键词: 高强铝合金; 腐蚀行为; 热处理; 实验方法; 评价方法

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000116

中图分类号: V252.3; TG146.2　　**文献标识码:** A　　**文章编号:** 1005-5053(2024)05-0139-15

Research progress on corrosion behavior and evaluation methods of high-strength aluminum alloys

JIA Xuejiao,　DING Deyi,　HAN Chao,　LI Songmei,　LIU Jianhua,　YU Mei*

（School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China）

Abstract: High-strength aluminum alloys have been widely used in aviation, aerospace and other industries because of their high specific strength and good machining property. Corrosion is an important factor affecting the safety and stability of high-strength aluminum alloys in service. Based on the preparation process of high-strength aluminum alloys, this paper focuses on the effect of structural evolution caused by heat treatment on the corrosion property of high-strength aluminum alloys. The corresponding relationship between the microstructure and corrosion behavior of high-strength aluminum alloys is analyzed. Research directions for improving the corrosion property of high-strength aluminum alloys are proposed. The segregation of elements and phases in high-strength aluminum alloys can easily lead to electrochemical inhomogeneity of microstructure, causing corrosion of substrate. Therefore, based on the optimization of composition, the melt casting process, deformation process and heat treatment process of high-strength aluminum alloys should be regulated to prepare the microstructure with uniform distribution of elements and second phases, and uniform electrochemical property, which is crucial for improving the corrosion property of high-strength aluminum alloys. In addition, the corrosion sensitivity of alloys is affected by the width of the precipitate free zone and the distance and distribution of the grain boundary precipitation phases of alloy. Thoroughly studying and clarifying the effect of various structures such as precipitate free zone on the corrosion behavior of alloys is the prerequisite for the preparation of high-strength aluminum

alloys with high corrosion property. To balance the mechanical property and corrosion property of high-strength aluminum alloys, heat treatment methods such as aging and thermomechanical treatment should be optimized, and new composite heat treatment methods should be developed. Meanwhile, the test methods and evaluation methods for the corrosion property of high-strength aluminum alloys are discussed. In order to more efficiently and accurately evaluate the corrosion property and service safety of high-strength aluminum alloys, further research work should be carried out in the combined use of traditional evaluation methods with modern data processing technologies such as digital twin, virtual simulation and machine learning.

Key words: high-strength aluminium alloy; corrosion behavior; heat treatment; test method; evaluation method

高强铝合金由于比强度高、加工性能好以及成本低等优点，是广泛应用于航空、航天、船舶和核工业等领域极为关键的结构材料[1-3]。高强铝合金服役过程中的腐蚀损伤，易导致灾难性事故和巨大的经济损失[4-5]。例如，2001 年我国 X8 系列飞机 42 框下半框的高强铝合金发生剥落腐蚀开裂，随后检查发现多架飞机存在不同程度的腐蚀问题，导致大批飞机停飞抢修。2002 年该系列飞机机翼前梁和油箱下壁板等部位又发现严重腐蚀，因而导致两架飞机提前返厂大修[6]。此外，我国的 X2 系列飞机、美国的 F15、F-22A 飞机、俄罗斯的米格-29 飞机也先后发生多起由铝合金腐蚀损伤引起的严重故障及事故。

服役环境和材料本身性质是材料发生腐蚀的两大关键影响因素。高强铝合金的服役环境复杂多样，包括大气环境、海洋环境、工业环境、机体某一环境（如油箱积水环境等）、电子元器件介质环境等。服役环境中腐蚀性介质的温度、湿度、离子种类及浓度等因素对高强铝合金的耐蚀性有重要影响。通常，合金在高湿、高温、高 Cl^- 浓度等腐蚀性介质存在的服役环境中具有较高的腐蚀速率。7B04 铝合金在模拟海洋大气环境中处理 1 d 后，表面生成大量白色絮状腐蚀产物，而在模拟海水环境中处理 1 d 后，合金表面仅出现黑色点蚀坑，表明与在模拟海洋大气环境中相比，7B04 铝合金在模拟海水环境中的腐蚀速率较低，这是因为在模拟海洋大气环境中，铝合金表面形成连续的薄液膜，氧在薄液膜中的扩散速率相对较快，加速腐蚀的发生[7]。在热带海洋大气环境中，7050 铝合金表面吸附大量的水蒸气和盐颗粒，形成薄液膜。暴露 6 个月后，合金表面失去金属光泽，完全被 Al_2O_3、$Al(OH)_3$ 和氯化物等腐蚀产物覆盖，腐蚀速率达 3.336 $g\cdot m^{-2}\cdot a^{-1}$，发生严重腐蚀[8]。2297 铝合金在海洋环境中暴露 6 个月后，抗拉强度和屈服强度分别由 526 MPa 和 477 MPa 降至 471 MPa 和 413 MPa，暴露 12 个月后，抗拉强度和屈服强度进一步降低至 467 MPa 和 407 MPa。随着暴露时间的延长，合金的腐蚀程度增加，腐蚀坑成为裂纹源加速合金的断裂[9]。本课题组研究了干湿比和预腐蚀对 7050 铝合金在干湿循环条件下应力腐蚀开裂行为的影响，发现当拉伸速率为 10^{-6} s^{-1} 时，合金在空气中的断面收缩率为 30.23%，在干湿比为 1、2、3、5 条件下的断面收缩率分别为 4.59%、5.37%、11.38% 和 13.63%，随干湿比由 1 增加至 5，7050 铝合金的应力腐蚀敏感性由 84.80% 降低至 54.90%。此外，7050 铝合金在干湿循环和连续浸泡两种条件下预腐蚀 50 h，拉伸后的断面收缩率分别为 2.16% 和 2.59%。干湿循环条件对合金力学性能的影响高于连续浸泡条件的原因是在干湿循环过程中，水在合金表面的挥发导致溶质浓度增加，从而加速腐蚀，促进合金断裂[10]。

高强铝合金在不同服役环境中的腐蚀损伤形式不同，易发生的腐蚀损伤形式通常包括点蚀、丝状腐蚀、晶间腐蚀、剥落腐蚀、电偶腐蚀、应力腐蚀等，这些腐蚀损伤形式彼此之间往往并不孤立，如晶间腐蚀、剥落腐蚀往往由点蚀发展而来，各类腐蚀形成的蚀坑、缝隙等缺陷往往成为应力腐蚀的裂纹源。因此，在材料表面涂覆保护涂层或保证装备贮存及使用环境，对铝合金的安全稳定服役至关重要。

除环境影响因素外，高强铝合金强化所需的复杂第二相，易导致其组织结构的电化学不均匀，引发基体腐蚀。如 S 相（Al_2CuMg）、η 相（$MgZn_2$）等阳极相以及 θ 相（Al_2Cu）、富 Cu 粗大颗粒等阴极相，在腐蚀介质中，这些第二相与合金基体形成腐蚀微电池，局部腐蚀或导致其周围基体腐蚀溶解[11]。因此，高强铝合金的组织调控对改善合金的耐腐蚀性能至关重要。不同的制备工艺会形成不同的组织结构，进而影响合金的腐蚀行为，因此，深入研究制备工艺及其形成的组织结构对高强铝合金腐蚀行为的影响，明确组织结构与耐蚀性的关系，建立快速准确的铝合金耐蚀性评价方法，是新型铝合金开发以及高强铝合金安全稳定服役的基础保障。

作为变形铝合金，高强铝合金的制备流程通常包括：熔炼铸造及均匀化退火处理；加工成形；回复、再结晶退火；固溶处理；时效处理、形变热处理等阶段。其中，均匀化退火、回复和再结晶退火、固溶处理、时效和形变热处理均为合金的热处理方法。一般来说，熔融铸造及均匀化退火可调控合金的组织及元素分布；加工成形会改变合金的晶粒尺寸，破碎合金中粗大的金属间化合物颗粒（intermetallic compound particles, IMPs），之后的回复退火可降低残余应力，再结晶退火可消除残余应力，调控晶粒尺寸；固溶处理使合金中各种相充分溶解；时效处理、形变热处理可调控合金中析出相的尺寸及分布。

铸造方法及工艺不同，合金的冷却速度不同。提高合金在凝固过程中的冷却速度，提高形核速率，可以达到细化晶粒和第二相尺寸、均匀组织和元素分布的效果，可改善合金的耐腐蚀性能。Al-Cu-Fe 合金在金属型铸造过程中，与使用柱状模具相比，使用板状模具时的冷却速度更快，合金沿凝固散热方向分布的组织更加均匀，耐腐蚀性能更高[12]。另外，金属型铸造的冷却速度高于砂型铸造，所以 2024-T6 金属型铸件比砂型铸件含有更细小的 AlCuFeMn 和 AlCuFeMnSi IMPs，因此前者的点蚀速率低于后者[13]。

与传统铸造方法相比，采用半固态等新型铸造方法可以消除铸件中的粗大树枝晶和柱状晶，消除宏观偏析，其铸件组织具有分布均匀且致密细小的优点，有利于铸件耐腐蚀性能的提高。7A04 铝合金经半固态处理可以有效地形成均匀的初生 α-Al 晶粒，并显著减少元素偏析，而不搅拌的铸态 7A04 铝合金主要组织为柱状枝晶，元素偏析明显。在质量分数为 3.5% NaCl 溶液中，半固态合金的腐蚀电位（−0.75 V）高于不搅拌的铸态合金（−0.83 V），极化曲线显示其具有明显的钝化特性，因此半固态处理能明显提高 7A04 铝合金的耐蚀性[14]。

加工成形处理是常用的改善铸锭组织结构从而提高合金性能的方法。成形过程根据变形温度分为高于再结晶温度的热加工和低于再结晶温度的冷加工。加工成形工序通常同时包括热加工和冷加工，例如高强铝合金板材采用平辊轧制，基本工序为先热轧后冷轧。

热加工成形使合金的组织结构更加致密，成分更加均匀，进而提高合金的服役性能。与 440 ℃ 和 470 ℃ 下轧制相比，在 410 ℃ 的较低温度下轧制后，Al-Cu-Mg-Ag 合金中的低角度晶界占比增加，同时晶界处 S 相不连续分布，其耐腐蚀性能最高[15]。Zuo 等[16] 采用双步热轧方法制备了 Al-Zn-Mg-Cu 合金，与传统热轧相比，这种方法得到的合金晶粒更加细小，晶界数量增加，且晶界析出相（grain boundary precipitation phases, GBPs）呈不连续分布，具有更好的耐腐蚀性能。

在冷加工过程中，合金产生加工硬化，同时，由于冷加工成形引起的组织变化对铝合金的耐腐蚀性能产生影响。随着冷轧变形量由 20% 增加至 40%，Al-Zn-Mg-Cu 合金的晶格缺陷增加、晶粒尺寸减小、第二相颗粒破碎，合金的耐腐蚀性能显著提高[17]。Al-12Zn-3Mg-2.5Cu 合金在冷/低温轧制（25、−80 ℃ 和 −190 ℃）后的腐蚀结果表明[18]，−190 ℃ 条件下形成的超细晶粒结构、纳米/亚微米尺寸的二次化合物和增强的塑性应变对铝合金的耐腐蚀性产生不利影响。铝合金在 25、−80 ℃ 和 −190 ℃ 轧制时的腐蚀速率分别为 0.512、0.645 mm/a 和 0.683 mm/a，即随着轧制温度的降低，合金的腐蚀速率增加。

综上，高强铝合金熔炼铸造和加工成形过程中引起的晶粒尺寸、晶界类型等组织变化对合金腐蚀行为有重要的影响。此外，通过热处理可以调控合金内析出相的尺寸、分布等组织结构进而改善高强铝合金的耐腐蚀性能，一直以来，热处理对高强铝合金腐蚀行为的影响作为研究热点受到了国内外广泛的关注。讨论热处理对高强铝合金组织结构及耐腐蚀性能的影响，分析高强铝合金组织结构与腐蚀行为之间的对应关系，可为高强铝合金的制备和服役安全提供理论指导。

1　组织结构和热处理对高强铝合金腐蚀行为的影响

1.1　组织结构对高强铝合金腐蚀行为的影响

热处理可以调控高强铝合金的组织结构，包括晶粒尺寸、晶内析出相的类型和尺寸、GBPs 的尺寸和分布以及无析出相区域（precipitate free zone, PFZ）的宽度等[19-22]。

通常认为，高强铝合金中 GBPs 的存在以及 PFZ 的形成会导致合金电化学性能不均匀，进而对合金的腐蚀行为产生重要影响。高强铝合金中的 GBPs 包括 T_1 相（Al_2CuLi）、T_2 相（Al_6CuLi_3）、T_B 相（Al_7Cu_4Li）、S 相、η 相等阳极相以及富 Cu 阴极相[23-25]。在腐蚀介质环境中，GBPs 与周围铝合金基体形成微电偶，充当阳极或阴极，优先溶解或引起周围基体溶解。因此，腐蚀萌生并沿着晶界传

播，导致合金失效。通常来说，大而不连续分布的 GBPs 会阻断腐蚀通道，阻碍晶界的阳极溶解，改善合金的耐晶间腐蚀性能和耐应力腐蚀性能。另一方面，大而不连续分布的 GBPs 作为不可逆陷阱，可以减少晶界附近的氢富集，降低氢脆敏感性，提高合金的耐应力腐蚀性能[26-27]。

GBPs 的形成、生长和粗化会消耗溶质原子，导致晶界处形成 PFZ[28-29]。在 2050 铝合金中，PFZ 中的 Cu 含量更低，相比于铝合金基体具有更低的电位，因此，腐蚀电位 $E_{matrix}>E_{PFZ}>E_{GBPs}$。PFZ 作为基体和 GBPs 之间的分隔区域，可以减少晶界附近的局部电势差[30]。因此，PFZ 的形成提高了高强铝合金的耐腐蚀性能。

然而，PFZ 宽度对高强铝合金耐腐蚀性能的影响目前尚存在争议。一些研究认为，PFZ 的宽化有利于提高合金的耐腐蚀性能，特别是耐晶间腐蚀性能和耐应力腐蚀性能[31-33]。因为不连续和粗化的 GBPs 有助于提高合金的耐腐蚀性能，而 GBPs 的形成、生长和粗化会消耗溶质原子形成 PFZ。因此，PFZ 越宽，合金的耐蚀性能越强。而另一些研究则认为，PFZ 的加宽会降低合金的耐腐蚀性能[34]。研究发现，经 T6 时效处理后的 Al-Cu-Mg-Ag 合金具有更大的 PFZ 宽度，从而导致更宽的腐蚀通道，其抗剥落腐蚀性能低于 T614 时效处理的 Al-Cu-Mg-Ag 合金[35]。Li 等[36] 研究发现 T6 时效后的 Al-Zn-Mg 合金由于宽的 PFZ 和连续分布的 GBPs 而表现出较差的耐晶间腐蚀性能。相比于 120 ℃ 时效处理 94 h，7N01 铝合金在 120 ℃ 时效处理 46 h 和 122 h 后，由于形成窄的 PFZ，合金的耐应力腐蚀性能增加[37]。此外，一些研究发现 PFZ 的宽度对耐蚀性没有影响或影响很小[38]。

高强铝合金为可热处理强化铝合金，其热处理方式按照制备过程和热处理的目的分为以下几类[39]：(1)均匀化退火；(2)回复、再结晶退火；(3)固溶处理；(4)时效处理；(5)形变热处理。其中铸锭均匀化退火用于减轻或消除铸件的显微组织及化学成分偏析；回复、再结晶退火用于消除残余应力，改善合金的晶粒尺寸；固溶处理是使合金中各种相充分溶解，为后续热处理做好准备；时效处理和形变热处理工艺通常用于调节合金中晶内析出相的类型、尺寸、分布以及 GBPs 和 PFZ 的尺寸、分布等，形成合适的组织结构以调控高强铝合金的强度、韧性等力学性能和耐腐蚀性能，是国内外的研究热点。高强铝合金中 GBPs 的尺寸、分布以及 PFZ 的宽度对合金的耐腐蚀性能有重要影响，而时效处理和形变热处理会影响合金 GBPs 和 PFZ 等组织结构，进而影响其腐蚀行为。

1.2 时效处理对高强铝合金腐蚀行为的影响

时效指合金在一定温度下保温一段时间，由于过饱和固溶体脱溶和晶格沉淀而使合金强度提高的热处理工艺。在高强铝合金的研发和生产过程中，常用的时效工艺包括单级时效、分级时效和回归再时效等。图 1 为高强铝合金在不同热处理状态下的组织结构示意图。时效处理工艺不同，合金中析出相的种类、数量和分布以及 GBPs 和 PFZ 的形态均不同，则合金的耐腐蚀性能及腐蚀行为会存在差异。

单级时效是在固溶后只经过一次时效处理，可

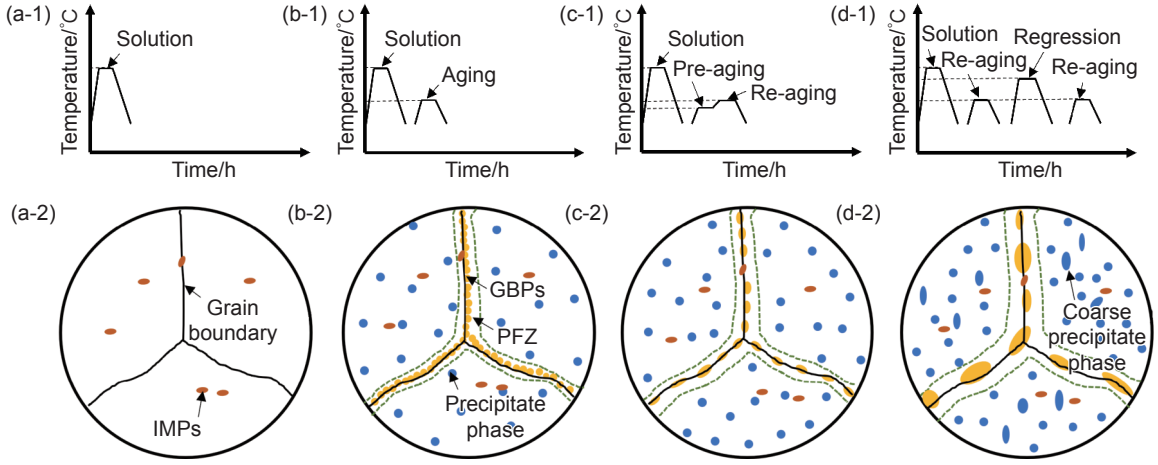

图 1 高强铝合金热处理工艺及对应组织结构示意图 (a)固溶处理；(b)单级时效；(c)分级时效；(d)回归再时效；(1)热处理工艺；(2)组织结构

Fig. 1 Heat treatment process and schematic diagram of corresponding microstructure of high-strength aluminum alloys (a)solution treatment; (b)single stage aging; (c)interrupted aging; (d)regression re-aging; (1)heat treatment process; (2)microstructure

以是自然时效，也可以是人工时效。人工时效分为欠时效、峰时效和过时效三种方式，可获得不同的塑性、强度及耐蚀性。单级时效操作简单，但力学性能和耐蚀性能之间难以做到最优匹配。

采用分级时效的方法可使力学性能和耐腐蚀性能达到平衡并获得良好的综合性能。与 T6 时效相比，Al-Zn-Mg-Cu 合金经四步时效处理形成的组织结构，包括基体中致密的析出相、晶界上不连续的粗 GBPs 和适当的 PFZ，在平衡合金的强度和耐蚀性能方面发挥着重要作用[40]。Xia 等[41] 提出了 T6I6 间断时效处理提高 2195 铝合金耐腐蚀性能的方法。T6I6 热处理由预时效、间断时效和再时效组成，即在 T6 热处理的基础上，被第二阶段的较低温度（25～65 ℃）时效中断。在 35 ℃ 的 1 L H_2O+57 g NaCl +10 mL H_2O_2 溶液中浸泡 6 h，T6I6 和 T6 处理的合金的最大晶间腐蚀深度分别为 26 μm 和 43 μm，T6I6 合金比 T6 合金具有更好的耐腐蚀性能，这归因于 T6I6 合金中不连续分布的粗大 GBPs 以及较窄的 PFZ。

回归再时效热处理是一种特殊的分级时效热处理方法，其步骤包括：（1）固溶及淬火；（2）T6 时效处理；（3）回归处理；（4）T6 再时效处理。经回归再时效处理后的高强铝合金可以同时具有 T6 处理态的高强度和分级时效态的良好耐蚀性。与 T6 处理相比，回归再时效处理可以在不牺牲 2196 铝合金强度的情况下提高其耐蚀性能，2196 合金回归和再时效处理的最佳工艺参数为 515 ℃ 处理 90 min 和 170 ℃ 处理 24 h[42]。Al-Zn-Mg-Cu 合金在 T6 处理后，GBPs 连续分布，在回归再时效处理后 GBPs 不连续分布且尺寸更大。相比于 T6 处理的合金，经回归再时效处理后合金的耐晶间腐蚀性能提高了 36%[32]。Al-Zn-Mg-Sc-Zr 合金在 T6、T74 和回归再时效处理下的析出行为、力学性能和耐蚀性能研究结果表明[43]，回归再时效处理后，合金的 GBPs 粗化且不连续分布，PFZ 宽度增加。与 T6 和 T74 处理相比，回归再时效处理的合金可以获得良好的力学性能（硬度为 168.5HV，抗拉强度为 547 MPa）和耐蚀性的平衡。Guo 等[44] 研究了 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金在 T6 时效和回归再时效处理后的应力腐蚀行为，发现与 T6 时效处理的合金相比，经回归再时效处理后的 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金具有更粗且不连续分布的 GBPs，这些 GBPs 的 Cu 含量较高，可以缓解合金在应力腐蚀过程中的阳极溶解和氢致开裂，从而降低合金的应力腐蚀敏感性。

在回归再时效热处理过程中，高强铝合金的组织结构不断变化，明确各阶段析出相的尺寸及分布特点，对获得均匀合适的组织结构有重要作用。Zhong 等[45] 研究了 Zr+Er 改性的 Al-Zn-Mg-Cu 合金在回归再时效过程中析出相的变化。在预时效阶段，晶粒内部析出了大量的 η′相、GP 区等。在回归阶段，细小的亚稳态 η′相重新融入基体，然后在再时效阶段重新析出；更大、更稳定的 η′相将转变为 η 相。此外，经回归再时效处理后，GBPs 尺寸显著增加，其分布也从原来的连续状态变为不连续状态，阻碍了晶间腐蚀的扩展，使得合金的耐腐蚀性能增加。

在回归再时效的基础上，发展形成一种可变速率非等温回归再时效（variable rate non isothermal regression re-aging，VNRRA）工艺，该工艺包括低温缓慢加热、高温快速加热和 120 ℃ 等温时效三个阶段[46]。在 35 ℃ 的 1 L H_2O+57 g NaCl +10 mL H_2O_2 腐蚀溶液中浸泡 6 h 后，VNRRA、T6、T77 处理合金的晶间腐蚀深度分别为 218.2、302.6 mm 和 246.9 mm。VNRRA 处理后的合金具有好的耐晶间腐蚀能力，这与合金内富铜 GBPs 的不连续分布密不可分。

1.3　形变热处理对高强铝合金腐蚀行为的影响

形变热处理是将塑性变形和时效强化结合起来的一种热处理方式。通过调整合金中析出相的尺寸、分布以及 GBPs 和 PFZ 的形态，以获得较高的强度、韧性和耐腐蚀性能。在各种热处理工序之间进行一定量的塑性变形可以改变合金中析出相的析出规律，从而影响高强铝合金的腐蚀行为[47-48]。图 2 为高强铝合金在热处理过程中未施加塑性变形和施加塑性变形后的组织结构示意图。与未施加塑性变形的合金相比，施加塑性变形后，合金晶粒尺寸沿塑性变形方向略有伸长，合金中位错密度增加，促进析出相在位错处非均匀形核，晶内析出相的数量增多，GBPs 间的距离增加，PFZ 的宽度减小。形变热处理过程中的塑性变形加速了 Al-Cu-Mg-Ag 合金中 θ 相的非均匀形核，细化了晶内析出相，合金的强度得到提高。同时，PFZ 的宽度随着塑性变形量的增加而减小，使得晶间腐蚀通道变窄，合金的抗晶间腐蚀性能增强[49]。

形变热处理过程中采用的塑性变形量对高强铝合金的组织及耐腐蚀性能有重要影响。Ren 等[50] 研究了施加不同塑性变形量后 175 ℃ 时效处理对 Al-Zn-Mg-Cu 合金耐腐蚀性能的影响。结果表明，随着塑性变形量的增加，即预应力由 0 MPa 增至 100 MPa 时，合金的腐蚀电流密度由 4.88×10^{-5} A/cm^{-2}

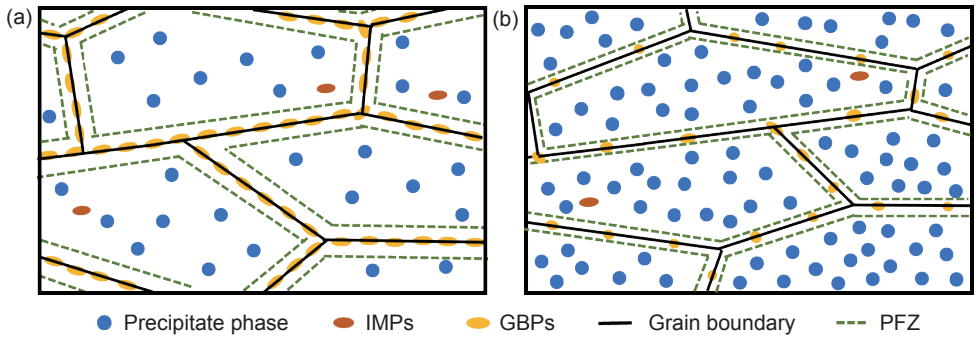

图 2 高强铝合金热处理后组织结构示意图 (a)未施加塑性变形;(b)施加塑性变形处理

Fig. 2 Schematic diagrams of microstructure of high-strength aluminum alloys after heat treatment (a)without plastic deformation; (b)with plastic deformation

降低至 2.33×10^{-6} A/cm^{-2}, 同时合金的耐应力腐蚀性能提高, 这是由于塑性变形和时效处理后形成的大且不连续分布的 GBPs 阻碍应力腐蚀裂纹扩展的结果。此外, 塑性变形阻碍 2029-T8 铝合金在时效早期阶段 Mg-Ag 团簇的形成, 改变合金的析出顺序, 并显著增加位错密度, 促进 S 相在位错处的不均匀形核, 使析出相更加细小分散。随着塑性变形量由 1.8% 增加至 3.4%, 合金的 PFZ 的宽度保持不变, GBPs 的尺寸减小, 更加不连续分布, 导致合金的晶间腐蚀通道变窄, 最大晶间腐蚀深度降低[51]。Zhu 等[52] 研究了 T4 时效预处理的 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金在无塑性变形和 20%、50% 塑性变形下的耐腐蚀性能。随着塑性变形量由 0% 增加至 50%, GBPs 变得细小分散, PFZ 宽度降低, 腐蚀通道变窄, 合金在 57 g/L NaCl+10 mL/L H_2O_2 溶液中浸泡 6 h 后的晶间腐蚀深度由 44.6 μm 降低至 9.5 μm。

采用固溶+塑性变形+自然时效处理 Al-Cu-Mg 合金, 随塑性变形量由 0% 增加至 70% 时, 塑性变形抑制 S 相在晶界上的析出并促进晶粒内溶质原子含量增加, 合金的抗晶间腐蚀能力逐渐提高, 耐腐蚀性能提高[53]。2A14 铝合金在峰时效前进行的塑性变形可在合金基体中形成分散分布的细小 θ′析出相, 缩短合金的峰时效时间, 同时显著提高合金的硬度。随着塑性变形量由 0% 增加至 5%, GBPs 的分布变得不连续, PFZ 宽度变窄, 合金的抗晶间腐蚀性能增加。然而, 当塑性变形量增加至 7.5% 时, 由于过高的塑性变形量引起晶界应变能的增加, 合金的抗晶间腐蚀性能略有下降[54]。

2A97 铝合金经过 4% 塑性变形和 48 h 深冷时效处理后表现出优异的力学性能和耐腐蚀性能[55]。塑性变形抑制晶界处 T 相和 δ′相的析出, 减小晶界与基体之间的电势差, 提高 2A97 合金的耐蚀性。随后的深冷处理可以保持塑性变形产生的大量缺陷, 促进析出相在基体中的形核和扩散, 产生细小且均匀分布的析出相。因此, 新型塑性变形深冷时效不仅使 2A97 合金具有优异的性能, 而且为铝合金中析出相控制提供了一种新的方法。

综上所述, 在合金成分优化的基础上, 调控高强铝合金的加工成形工艺, 制备出第二相分布均匀、电化学性能均一的组织结构, 对改善高强铝合金的耐蚀性至关重要。晶粒尺寸、PFZ 的宽度及晶内析出相的尺寸、分布均匀以及 GBPs 间的距离等对合金的腐蚀敏感性具有重要的影响。通常, 高强铝合金制备完成后, 可通过晶间腐蚀实验等方法快速评价晶界等结构对合金耐腐蚀性能的影响, 但在实际服役过程中, 材料经受服役环境、载荷以及与其他材料相互作用等因素的耦合作用, 高强铝合金的腐蚀通常在粗大的第二相 IMPs 处萌生, 缺陷导致的应力集中等, 使材料局部经受更为严酷的考验, 也对高强铝合金的耐腐蚀性能评价提出了挑战, 因此, 高强铝合金的耐腐蚀性能评价是组织结构设计之后的另一重要保障。

2 高强铝合金耐腐蚀性能的评价方法

传统的金属材料耐腐蚀性能评价实验方法是通过将合金放入实际腐蚀环境中, 一定时间后观察、称重, 根据合金腐蚀程度及质量的变化, 进行腐蚀评级及计算平均腐蚀速率, 以评价合金的耐腐蚀性能。该方法能确定腐蚀的类型, 但耗时长, 其结果仅能提供积累的追忆信息, 无法快速反映工艺参数变化对合金耐腐蚀性能的影响。因此, 在保证腐蚀机理与实际条件一致的情况下, 可采用实验室模拟加速腐蚀实验分析高强铝合金在不同影响因素作用下的耐腐蚀性能及行为[56]。图 3 为高强铝合金单一模拟加速腐蚀因素和不同因素耦合作用下

的耐腐蚀性能评价实验方法，主要包括：腐蚀介质环境及载荷单一加速因素评价实验，腐蚀介质环境及载荷耦合评价实验和环境谱模拟服役条件评价实验方法。当研究单一腐蚀介质环境影响因素时，可根据不同介质环境的特点开展相应的模拟介质环境实验，如湿热实验、盐雾实验等，对合金在该介质环境中的耐腐蚀性能给予快速评价。高强铝合金作为结构材料，在实际使用过程中，常受到腐蚀介质环境及载荷双因素耦合作用，此时，单一的模拟介质环境实验无法体现耦合作用，通常采用应力腐蚀实验和腐蚀疲劳实验研究合金在腐蚀介质环境和载荷共同作用下的腐蚀行为。在此基础上，根据装备服役日历编制环境-载荷谱，进行模拟服役条件耐蚀性能评价，可模拟装备实际服役日历中的服役行为，为快速分析高强铝合金构件的耐蚀性能及服役安全提供基础数据。

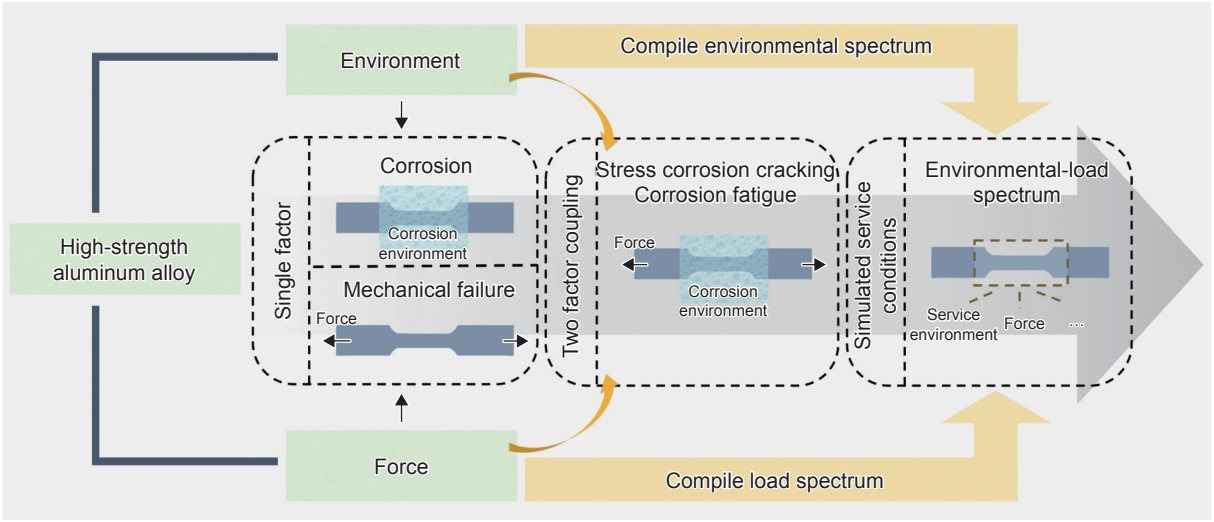

图 3　不同腐蚀因素下高强铝合金耐腐蚀性能评价的模拟加速实验方法

Fig. 3　Simulated accelerated test methods for evaluation of corrosion property of high-strength aluminum alloys under different corrosion factors

2.1　模拟介质环境实验方法

模拟介质环境实验方法是分析高强铝合金耐腐蚀性能常用的方法，可以解决高强铝合金在实际介质环境中腐蚀实验时间过长的问题。在模拟介质环境实验中，模拟介质条件与实际介质环境越接近，得到的数据越有用。

高强铝合金的介质环境包括大气环境、电子元器件介质环境、海洋环境和油箱积水环境等。大气中的腐蚀影响因素包括温度、太阳辐射、湿度、风、大气污染物等多种环境因素，常通过温度冲击实验、太阳辐射实验、淋雨实验、风压实验、大气污染物硫酸铵和/或氯化钠表面沉积实验等模拟大气环境加速腐蚀实验方法评价高强铝合金的耐腐蚀性能。GJB 150《军用装备实验室环境试验方法》中系统规定了温度冲击、太阳辐射、淋雨、风压等模拟大气环境加速腐蚀实验方法的实验条件、操作方法和试样准备等内容。电子元器件用高强铝合金除受到大气环境因素的影响，还受到电场和磁场的影响，因此，其模拟介质环境实验方法还包括外加磁场和外加电场实验方法。在海洋环境中，根据海水深度和海拔高度通常将海洋环境腐蚀区域分为海洋大气区、海水飞溅区、海水潮差区、海水全浸区和海底泥土区五个腐蚀区域。根据各个海洋环境腐蚀区域的特点，可采用湿热实验、盐雾实验和浸泡实验等模拟海洋环境加速腐蚀实验方法评价高强铝合金在海洋环境中的耐腐蚀性能。

2.1.1　湿热实验方法

湿热实验是模拟海洋大气区介质环境的一种加速腐蚀实验方法。将高强铝合金试样暴露于高温高湿的条件下使试样表面聚集水分，以模拟实际介质环境中湿度和温度共同作用的湿热环境。湿热实验包括将试样放于恒定的高温高湿条件下的恒定湿热实验和将试样放于交替的高温高湿条件下的循环湿热实验两种。

GB/T 2423.3《环境试验 第 2 部分：试验方法 试验 Cab：恒定湿热试验》等标准对湿热实验进行了规范，在进行湿热实验过程中需遵循这些标准，以保证实验结果的可靠性和准确性。

2.1.2　盐雾实验方法

盐雾实验是模拟海洋大气区及海水飞溅区介

质环境的一种加速腐蚀实验方法。在盐雾实验箱中将饱和空气的盐水溶液连续或间断地以雾状喷出，盐雾沉降在试样上，形成极薄的液膜，由于不断有新的盐雾落到试样表面而加速试样的腐蚀过程。盐雾实验过程中，盐雾环境的氯化物盐浓度高，是一般天然介质环境盐雾含量的几倍或几十倍，可大幅提高合金的腐蚀速率，有效缩短实验周期。根据盐雾成分，通常将盐雾实验分为中性盐雾实验、酸性盐雾实验、酸化合成海水盐雾实验和盐/二氧化硫喷雾实验等。

GB/T 10125《人造气氛腐蚀试验 盐雾试验》等标准中对盐雾实验方法进行了规范。

2.1.3 浸泡实验方法

浸泡实验是把高强铝合金加工成特定尺寸和形状的试样，在模拟腐蚀性溶液中浸泡一定时间。根据试样与模拟腐蚀性溶液的相对位置，分为半浸实验、间浸实验和全浸实验三种。半浸实验是将试样的一部分浸入模拟腐蚀性溶液，使气液交界线保持在试样的固定高度，则在交界线周围会发生严重的局部腐蚀，通常用于模拟海水飞溅区和海水潮差区的介质环境。间浸实验又称为交替浸泡实验，该实验过程中需严格控制实验的湿度和温度，以保证试样的干湿交替频率，既可以模拟海洋大气区的介质环境，也可模拟海水飞溅区和潮差区的介质环境。全浸实验是将试样完全浸入模拟腐蚀性溶液，模拟海水全浸区的介质环境。

浸泡实验的相关标准包括 JBT 7901-2023《金属材料实验室均匀腐蚀全浸试验方法》和 GB/T 19746-2018《金属和合金的腐蚀 盐溶液周浸试验》等。

2.2 模拟介质环境和载荷共同作用下的实验方法

腐蚀介质环境会对高强铝合金形成腐蚀损伤，而载荷会对高强铝合金造成机械破坏。高强铝合金在使用时通常受到腐蚀介质环境和载荷的共同作用，造成应力腐蚀开裂和腐蚀疲劳损伤[57-60]，采用应力腐蚀实验方法和腐蚀疲劳实验方法可分析高强铝合金在腐蚀介质环境和载荷共同作用下的失效行为。

2.2.1 应力腐蚀实验方法

应力腐蚀开裂（stress corrosion cracking, SCC）是由应力和腐蚀介质协同作用导致合金或构件过早开裂的现象。大量工程失效案例表明，应力腐蚀是引发构件失效的主要原因之一。因此，借助现有标准评价方法对高强铝合金应力腐蚀敏感性进行准确评定，对预防应力腐蚀事故频繁发生具有重要的现实意义。

根据加载形式，应力腐蚀实验方法包括三类，即恒载荷、恒位移和慢应变速率。恒载荷实验是利用力矩、砝码、弹簧等对高强铝合金试样施加一定载荷以模拟高强铝合金结构件在服役条件下可能受到的应力，同时将试样置于模拟介质环境中产生应力腐蚀。恒载荷实验具有可定量分析应力腐蚀敏感性、可精确测量试样在应力腐蚀过程中的应力值、适用于多种尺寸及类型的试样、可采用不同受力方法等优点，但是采用恒载荷实验，仅能获得试样初始加载载荷的影响，当试样产生应力腐蚀裂纹后，试样受到的实际应力增加，从而过早断裂。恒位移实验是利用具有足够刚性的螺栓或框架维持高强铝合金试样的弹性或塑性变形，同时将试样置于模拟介质环境中发生应力腐蚀。该实验方法具有装置及操作简单、费用低、可同时进行多组实验的优点，但是实验过程中试样的应力状态无法明确。慢应变速率拉伸实验是将试样置于模拟介质环境，利用慢应变速率拉伸实验机以缓慢且恒定的应变速度对试样进行拉伸，以促进应力腐蚀裂纹的萌生和扩展。在慢应变速率拉伸实验过程中，可通过调整实验温度、湿度、溶液 pH、外加电位等方法研究这些因素对高强铝合金应力腐蚀敏感性及应力腐蚀开裂行为的影响。

GB/T 15970《金属和合金的腐蚀 应力腐蚀试验》、GJB 8616《金属材料应力腐蚀开裂敏感性快速评价试验方法》等标准规范了合金的应力腐蚀实验方法。

2.2.2 腐蚀疲劳实验方法

疲劳是高强铝合金常见的失效形式之一。在实际服役过程中，高强铝合金在介质环境作用下不可避免地发生腐蚀并形成蚀坑。普遍认为，蚀坑增大了发生疲劳断裂的概率，是合金服役过程中裂纹萌生的可能位置，易导致灾难性事故的发生[61-63]。因此，有必要开展高强铝合金腐蚀疲劳实验，包括预腐蚀疲劳实验、原位腐蚀疲劳实验等，以评价高强铝合金在介质环境中的疲劳寿命，保证合金的服役安全。

（1）预腐蚀疲劳实验

高强铝合金预腐蚀疲劳实验由预腐蚀实验和疲劳实验两部分组成。高强铝合金试样在模拟介质环境中腐蚀一定周期后，试样在某一或一系列应力水平疲劳载荷作用下失效并获得腐蚀周期-疲劳应力-疲劳寿命的实验为预腐蚀疲劳实验。预腐蚀实验可采用湿热实验、盐雾实验等模拟介质环境加

速腐蚀实验方法。通过控制预腐蚀周期可控制高强铝合金腐蚀程度与蚀坑状态。疲劳裂纹萌生及其疲劳寿命与蚀坑的具体状态密切相关。而描述蚀坑状态的参量，包括蚀坑密度、表面积、深度以及深径比等是影响疲劳寿命和裂纹萌生的关键因素。

蚀坑形状可大致概括为深窄型和开放型，其中常见的深窄型蚀坑的形状有圆锥形、三棱锥形等。圆锥形蚀坑底部应力集中水平相对于平滑的半球形、半椭球形蚀坑往往更严重。当蚀坑体积相同时，宽而浅的半椭球形蚀坑底部应力集中较弱，半球形蚀坑次之，窄而深的半椭球形蚀坑一般应力集中最严重，蚀坑应力集中处易成为疲劳裂纹形核位点。与存在半椭球形蚀坑相比，2024-T3 铝合金表面存在深窄形蚀坑时的疲劳寿命更低[64]。

蚀坑密度增大会增加发生疲劳断裂的概率并大幅降低疲劳寿命。2198-T351 铝合金在 EXCO 溶液中预腐蚀时间从 6 h 增大至 36 h，随蚀坑密度增大疲劳寿命缩短近 35%[8]。高的蚀坑深度[65]和深径比[66]同样导致高强铝合金的快速疲劳失效，并促进疲劳裂纹垂直于加载方向扩展。2024-T3 铝合金平均蚀坑深度从 20 μm 增大至 25 μm，疲劳寿命从 545.8 万次降低至 19.8 万次（应力为 206.8 MPa，应力比为 0.1，频率为 10 Hz）。此外，单裂纹萌生取决于高强铝合金蚀坑深度，相关系数为 0.9，而多裂纹萌生取决于蚀坑深径比，相关性系数为 0.69[61]。

（2）原位腐蚀疲劳实验

高强铝合金在疲劳载荷和模拟介质环境共同作用下萌生点蚀、形成裂纹、裂纹扩展并失效的过程是高强铝合金原位腐蚀疲劳过程。由于模拟介质环境的作用，高强铝合金疲劳寿命相比于空气中往往降低。

实验过程中，将高强铝合金试样置于模拟腐蚀性溶液中，设置一系列疲劳载荷，获得该载荷下对应的疲劳寿命，以绘制模拟介质环境中高强铝合金应力-寿命曲线，实现高强铝合金腐蚀寿命评价与预测。Chen 等[67]设计了含数字图像匹配技术的原位腐蚀疲劳实验平台，发现随着 NaCl 浓度从 2% 增加到 5%，2198-T8 铝合金疲劳寿命由 6.9×10^4 次增加至 8×10^4 次（应力为 230 MPa，应力比为 0.1，频率为 5 Hz），这是因为 NaCl 浓度从 2% 增加到 5%，裂纹处的腐蚀产物和 NaCl 晶体形成“裂纹闭合效应”，减缓了裂纹的扩展。

高强铝合金的预腐蚀疲劳和原位腐蚀疲劳失效全过程可总结为四个阶段，蚀坑形核生长阶段、蚀坑向裂纹转变阶段、短裂纹生长阶段、长裂纹生长直接失效阶段。其中预腐蚀疲劳实验过程中的蚀坑形核生长取决于预腐蚀的介质环境与腐蚀周期。而原位腐蚀疲劳实验过程中的蚀坑形核生长与疲劳载荷息息相关，疲劳载荷可促进腐蚀的萌生与发展。高强铝合金蚀坑附近应力强度因子随蚀坑表面积增大而增大，蚀坑附近应力强度因子增大促进高强铝合金裂纹萌生[68-69]。

2.3　模拟服役条件实验方法

高强铝合金在实际服役过程中会历经各种使用环境，同时受到各种载荷作用。根据高强铝合金的服役条件，在分析影响合金腐蚀因素的基础上，将各种耐腐蚀性能评价实验方法及载荷相结合，建立针对高强铝合金的加速腐蚀实验环境-载荷谱。环境-载荷谱可以描述高强铝合金在服役过程中遭受的环境及载荷作用。根据不同的服役条件，可以制定不同的环境-载荷谱分析合金的失效行为。例如，飞机用高强铝合金的环境谱根据环境来源可以分为外界自然环境谱和内部工作环境谱；根据编谱方法分为空中环境剖面谱、地面停放环境谱、环境频率谱、环境总谱、飞-停-飞（或停-飞-停）环境谱等，结合飞机用高强铝合金在服役过程中所受载荷形成载荷谱，两者结合即可获得该合金的环境-载荷谱。

高强铝合金的环境-载荷谱通过对环境和载荷数据进行统计和折算，可量化反映其服役条件。在编制高强铝合金模拟服役条件下的环境-载荷谱时，很难考虑全部的影响因素，只能选定几个关键因素进行考虑。例如，舰载飞机用高强铝合金经常遭受高盐、高温和高湿的水蒸气、海水飞溅和海洋季风雨等环境以及疲劳载荷的影响，可选取盐雾、温度、湿度、光照和疲劳载荷等主要因素对高强铝合金进行考察，选择合适的实验参数，周期性地开展盐雾实验、湿热实验、紫外老化实验和疲劳实验等，评价高强铝合金在不同周期后的耐腐蚀性能。

目前，高强铝合金的耐蚀性更加注重多因素多物理场耦合全寿期评价，多因素多物理场耦合全寿期评价是一个复杂且重要的工程问题，需要综合运用计算模拟、实验验证等多种方法和技术来全面评估合金结构的耐腐蚀性能和服役寿命。随着技术的进步和发展，未来的研究将更加注重高效算法的开发、计算资源的提升以及多尺度问题的解决等。

2.4　耐腐蚀性能评价方法

高强铝合金的腐蚀损伤按腐蚀形态的不同，可以分为均匀腐蚀和局部腐蚀两大类。不同的腐蚀形态可采用不同的耐腐蚀性能评价方法，如图 4 所

示。高强铝合金目前的评价方法包括表面形貌分析法、质量法、深度法、电化学方法、腐蚀产物分析以及与现代数据处理技术相结合的评价方法等。在进行高强铝合金腐蚀评价时，需要综合运用多种方法，以获得更全面、准确的腐蚀信息。

表面形貌分析法是采用光学显微镜、扫描电子显微镜、原子力显微镜等仪器，于不同尺度分析合金表面的腐蚀行为，评价耐腐蚀性能。通过观察试样表面的色泽变化、点蚀、裂纹、腐蚀产物堆积等特征，定性分析腐蚀的程度和类型。

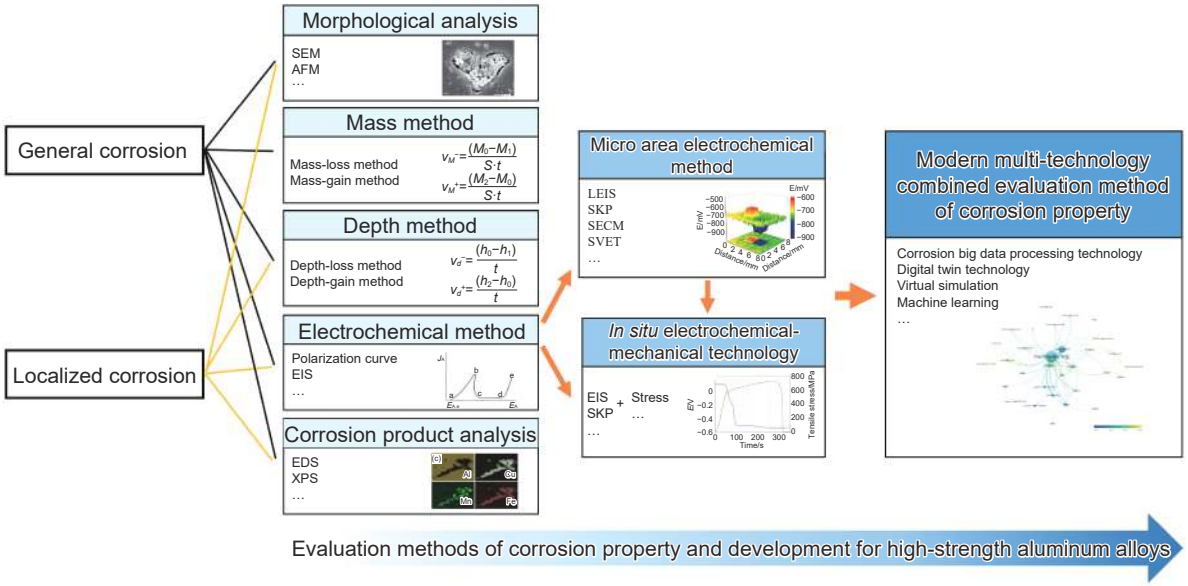

图 4 高强铝合金腐蚀类型及耐腐蚀性能评价方法

Fig. 4 Corrosion types and evaluation methods of corrosion property for high-strength aluminum alloys

质量法是评价高强铝合金耐蚀性最常用的定量方法之一，通过测量合金在腐蚀前后质量的变化来评估腐蚀速率和程度，根据腐蚀产物是否容易去除，可采用式(1)和(2)分别计算的合金的腐蚀速率v_M^-和v_M^+：

$$v_M{}^- = \frac{(M_0 - M_1)}{S \cdot t} \tag{1}$$

$$v_M{}^+ = \frac{(M_2 - M_0)}{S \cdot t} \tag{2}$$

式中：M_0为试样腐蚀前的质量；M_1和M_2分别为试样腐蚀后去除和未去除腐蚀产物后的质量；S为实际腐蚀表面积；t为腐蚀时间。质量法简单易行，但无法提供腐蚀发生的具体位置和腐蚀类型的信息。

深度法是通过计算单位时间内高强铝合金的腐蚀深度来评价其腐蚀速率的一种方法。通过测量试样在腐蚀前后厚度或局部区域的腐蚀深度，得到腐蚀失厚或增厚量，即可得到合金的腐蚀速率。式(3)和(4)分别为采用失厚法和增厚法计算的合金的腐蚀速率v_d^-和v_d^+：

$$v_d{}^- = \frac{(h_0 - h_1)}{t} \tag{3}$$

$$v_d{}^+ = \frac{(h_2 - h_0)}{t} \tag{4}$$

式中：h_0为试样腐蚀前的厚度；h_1和h_2分别为试样腐蚀后去除和未去除腐蚀产物后的厚度；t为腐蚀时间。

腐蚀产物分析法是通过化学或仪器分析技术，如 X 射线衍射技术、能谱分析、X 射线光电子能谱等确定腐蚀产物的成分和结构，从而推断腐蚀过程和腐蚀机理。通过腐蚀产物的分析，细致地研究腐蚀过程的详细信息，深入理解合金的腐蚀行为。

电化学方法是通过测量腐蚀过程中电化学参数的变化来评价高强铝合金的腐蚀行为，具有原位、实时监测等优点，能够较为准确地评估合金的耐蚀性能。常用的电化学测试技术包括极化曲线法、电化学阻抗谱、电化学噪声技术等。这些方法可以提供腐蚀速率、腐蚀电位、钝化膜稳定性等腐蚀动力学信息，是研究合金腐蚀机制的有效手段。

近年来，微区电化学测试技术不断发展，为高强铝合金的失效机制和动力学过程研究带来了新的动力和基础，提升了基于模拟介质环境及服役条件实验方法的快速评价技术水平，为高强铝合金腐蚀过程在微观尺度上的研究工作提供了基础。微区电化学测试技术包括局部电化学阻抗谱、扫描开

尔文探针、扫描电化学显微镜、扫描振动电极技术等。此外，将电化学测试技术与力学测试技术相结合，发展出了原位电化学-力学测试技术，为材料的应力腐蚀过程研究提供在线原位分析的功能[70]。

随着大数据、人工智能、物联网等科学信息技术的快速发展，数字孪生技术、虚拟仿真实验、机器学习等现代化的数据处理技术也同耐蚀性评价方法相结合，发展出了现代化的耐蚀性评价方法。数字孪生技术能够通过大数据的分析，将真实设备在虚拟空间映射，完成实体设备在虚拟空间的全生命周期过程[71]。运用高通量数据采集、数据实时传输、大数据分析、虚拟仿真、人工智能等技术建立高强铝合金构件在模拟服役条件下的全寿命周期数字孪生体，建立腐蚀监测系统，分析合金构件的腐蚀寿命，模拟、还原合金构件在全寿命周期中的腐蚀过程，全面直观地分析构件的腐蚀行为。将虚拟仿真实验与合金的腐蚀行为分析相结合，可以解决腐蚀过程时间长、难以实时监测、机理难以分析等问题。利用 COMSOL、ADAMS 等虚拟仿真软件建立高强铝合金构件的腐蚀模型，模拟腐蚀速率、腐蚀电位、腐蚀电流密度分布以及腐蚀表面及其附件电解质的变化等，还原腐蚀过程[72-73]，分析合金在模拟介质环境中的腐蚀行为。机器学习在高强铝合金腐蚀速率计算、腐蚀寿命预测等方面的应用展现出强大的能力。利用灰色关联分析、贝叶斯网络、多元线性回归等数据挖掘技术与耐蚀性评价方法相结合来实现大数据的处理，研究铝合金的腐蚀机理、腐蚀规律和腐蚀预测等问题，为高强铝合金的研究和使用提供有力的数据支撑[74-75]。图 5 为利用人工智能与高通量计算结合设计新型高耐应力腐蚀性能铝合金的过程。使用高通量计算准确描述铝合金中元素的物理状态，并开发强化学习算法，预测合金在空气和 0.1 mol/L NaCl 溶液中的伸长率，筛选获得具有优异耐应力腐蚀性能的铝合金[76]。

将现代化数据处理技术应用于腐蚀领域具有

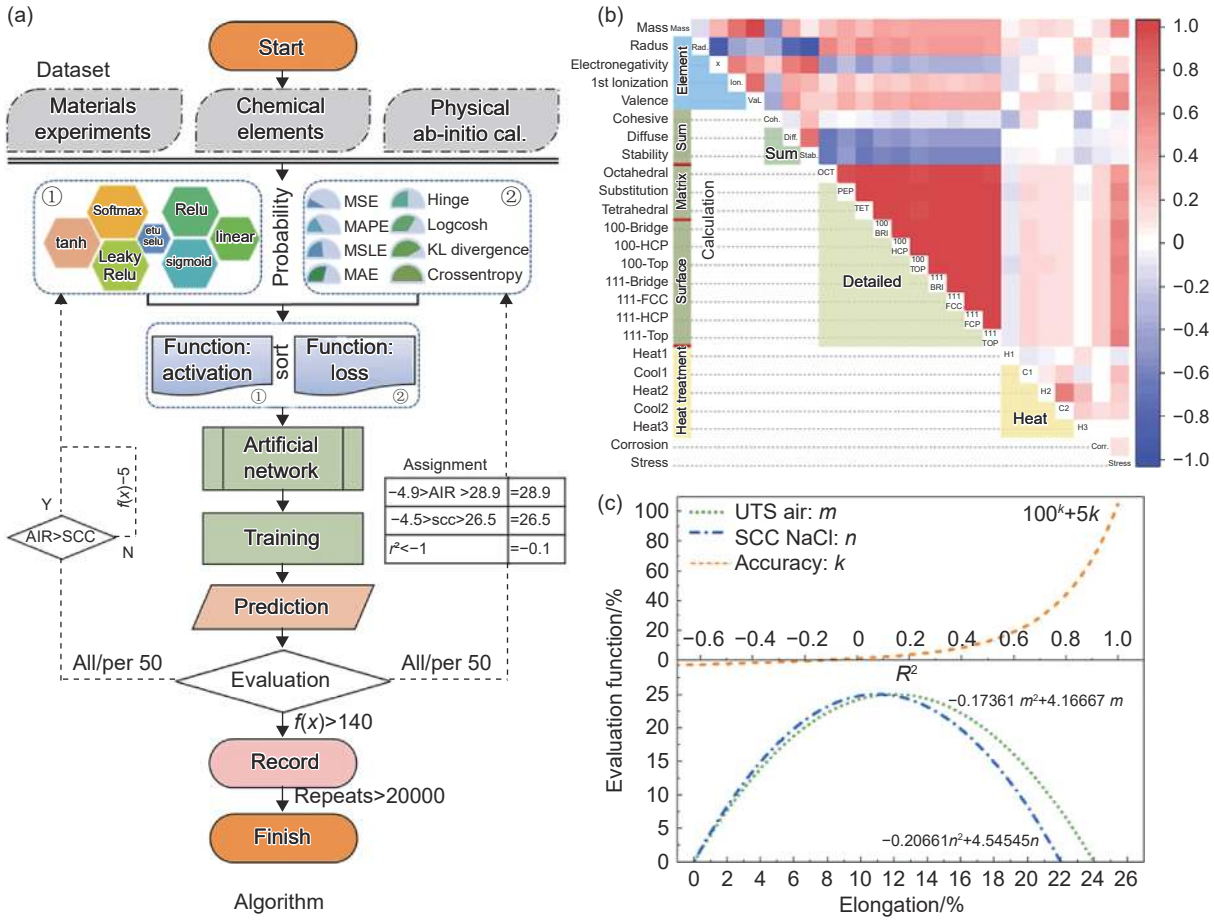

图 5　铝合金在空气和 0.1 mol/L NaCl 溶液中伸长率的强化学习算法[76]　(a)强化学习神经网络算法结构；(b)转换后的特征及其 Spearman 相关系数；(c)用于计算每个丢失/激活函数概率的自定义评估函数

Fig. 5　Reinforcement learning algorithm for elongation of aluminum alloys in air and 0.1 mol/L NaCl solution[76] (a)reinforcement learning neural network algorithm structure; (b)transformed features and their Spearman correlation coefficient; (c)custom evaluation functions to calculate the probability of each loss/activation function

很大的应用发展潜力，但每种大数据处理方法都有各自的优缺点，各种方法需优势互补，多角度分析研究铝合金的腐蚀规律及机理。

3 结束语

高强铝合金具有比强度高、加工性能优良等优点，广泛应用于航空、航天等领域，但在服役过程中易发生腐蚀损伤，因此高强铝合金的腐蚀行为研究及耐腐蚀性能评价受到了广泛关注。

基于现有研究技术，未来研究重点应从以下方面进行深入研究：(1)调控高强铝合金的组织结构均匀分布，消除元素及相偏析，提高合金的耐腐蚀性能；(2)深入研究高强铝合金中无析出相区域等组织结构与耐腐蚀性能之间的对应关系，获得各类组织结构对合金腐蚀行为的影响规律及机制，为高强铝合金的设计制备提供科学依据；(3)在现有热处理方法的基础上，优化回归再时效、形变热处理等热处理方法，同时开发新型的复合热处理方法以平衡高强铝合金的力学性能和耐腐蚀性能；(4)完善高强铝合金关键结构材料耐腐蚀性能评价实验方法及评价体系，将多种耐蚀性评价方法相互结合，注重与数字孪生、虚拟仿真实验、机器学习等现代化数据处理技术的联合使用，开发更先进、高效的新型腐蚀评价方法。

参考文献：

[1] YANG Z, TANG J, MO X, et al. Microstructure, mechanical properties, and strengthening mechanisms of ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy prepared by continuous extrusion forming process[J]. Materials & Design, 2024, 242: 112985.

[2] YAN S, WANG R, PENG C, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of the rapidly-solidified and hot-extruded 2196 Al-Li alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 988: 174285.

[3] YANG H, LIU Y, LI Y, et al. Influence of Cu/Mg ratio and content on heat-resistance of Al-Cu-Mg alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 29: 1040-1051.

[4] 吕胜利, 张家宏, 吕国志, 等. 铝合金结构腐蚀损伤研究与评价 [M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2009.

[5] ZHAO K, LIU J H, YU M, et al. SCC evaluation of a 2297 Al-Li alloy rolled plate using the slow-strain rate technique[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2019, 11: 2516-2525.

[6] 陈群志, 鞠明, 余文波, 等. 严酷环境下飞机外场腐蚀防护对策与措施 [R]. 北京: 北京航空工程技术研究中心, 2021.
CHEN Q Z, JU M, YU W B, et al. Protective measures for external corrosion of aircraft in severe environments[R]. Beijing: Beijing Aviation Engineering Technology Research Center, 2021.

[7] ZHANG Y G, CHEN Y L, ZHANG Y, et al. Initial corrosion behavior and mechanism of 7B04 aluminum alloy under acid immersion and salt spray environments[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2022, 35: 277-289.

[8] XUE W, WANG Y X, WU S, et al. Influence of impurity content on corrosion behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloys in a tropical marine atmospheric environment[J]. Corrosion Science, 2024, 237: 112319.

[9] XIANG L, TAO J Q, CHENG Q, et al. Grain-interior corrosion and tensile performance degradation of 2××× Al-Li alloy in an actual marine environment[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 5838-5850.

[10] YU M, ZHU H, ZHAO K, et al. Effects of dry/wet ratio and pre-immersion on stress corrosion cracking of 7050-T7451 aluminum alloy under wet-dry cyclic conditions[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2018, 31: 2176-2184.

[11] 李惠曲, 邢清源, 饶茂, 等. 超高强度 7A36 铝合金挤压管材热处理工艺研究 [J]. 材料工程, 2023, 51(4): 113-121.
LI H Q, XING Q Y, RAO M, et al. Heat treatment of ultrahigh strength 7A3 aluminum alloy extruded tube[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(4): 113-121.

[12] RAFAL B B, ANNA B, MONIKA S, et al. Structure and corrosion resistance of Al-Cu-Fe alloys[J]. Progress in Natural Science Materials International 2020, 30(3): 393-401.

[13] MARDARAS E, GONZÁLEZ-MARTÍNEZ R, AGUADO E, et al. Influence of the casting process on corrosion behaviour of 2024-T6 aluminium alloy in different conditions of pH and NaCl concentration[J]. Corrosion Engineering Science and Technology, 2023, 58(3): 214-222.

[14] ZHU Y, XU X, ZHAO J, et al. Effect on microstructure and corrosion resistance of semi-solid slurry of 7A04 aluminum alloy by electromagnetic stirring[J]. Materials Research Express, 2021, 8(1): 016506.

[15] GUO S, LIU Z, BAI S, et al. Effect of rolling temperature on mechanical properties and corrosion resistance of Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 897: 163168.

[16] ZUO J, HOU L, SHI J, et al. Enhanced plasticity and corrosion resistance of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy processed by an improved thermomechanical process-

ing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 716: 220-230.

[17] LI G S, PAN X Y, JIANG J, et al. Achieving ultra-fine grains and high corrosion resistance of Al-Zn-Mg-Cu alloy by ECAP and post cold rolling[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 7354-7368.

[18] RAVIKUMAR V V, KUMARAN S. Microstructure and corrosion behaviour of precipitation hardened and thermo-mechanical treated high strength Al-12Zn-3Mg-2.5Cu alloy[J]. Anti-Corrosion Methods and Materials, 2018, 65(1): 79-86.

[19] ZHANG Y, ZHANG L, GAO X, et al. Tailoring precipitate distribution in 2024 aluminum alloy for improving strength and corrosion resistance[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 194: 16-27.

[20] ZHOU L, CHEN K, CHEN S, et al. Correlation between stress corrosion cracking resistance and grain-boundary precipitates of a new generation high Zn-containing 7056 aluminum alloy by non-isothermal aging and re-aging heat treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 850: 156717.

[21] WANG Z, GENG J, PU Q, et al. Achieving high performance by optimized heat treatment in a spray formed Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 893: 146134.

[22] 杨阳, 李松梅, 贾雪娇, 等. 7000 系高强铝合金微观组织结构对应力腐蚀行为和机制影响的研究进展 [J]. 材料保护, 2024, 57(7): 165-180.
YANG Y, LI S M, JIA X J, et al. Research progress on the influence of microstructure on stress corrosion behavior and mechanisms of 7000 series high-strength aluminum Alloys[J]. Materials Protection, 2024, 57(7): 165-180.

[23] HAN C, YU M, XIAO J, et al. Coupling effect on corrosion behavior of multi-phase AlCuMnFe IMPs in 2050-T84 Al-Li alloy[J]. Corrosion Science, 2023, 223: 111462.

[24] ZHAO K, LIU J H, YU M, et al. Through-thickness inhomogeneity of precipitate distribution and pitting corrosion behavior of Al-Li alloy thick plate[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), 2019, 29: 1793-1802.

[25] LIU J H, ZHAO K, YU M, et al. Effect of surface abrasion on pitting corrosion of Al-Li alloy[J]. Corrosion Science, 2018, 138: 75-84.

[26] ZHANG Z, MA X, ZHANG C, et al. Effect of stress-aging treatment on the mechanical and corrosion properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 838: 142791.

[27] REN J, WANG R, PENG C, et al. Multistage aging treatment influenced precipitate characteristics improve mechanical and corrosion properties in powder hot-extruded 7055 Al alloy[J]. Materials Characterization, 2020, 170: 110683.

[28] ZHANG J, WANG B, TIAN Y. Study of pre-strain before artificial aging on mechanical property and stress corrosion behavior of 2297 Al-Cu-Li alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831: 142174.

[29] XIONG Y, ROBSON J D, YAO Y, et al. Effects of heat treatments on the microstructure and localized corrosion behaviors of AA7075 aluminum alloy[J]. Corrosion Science, 2023, 221: 111361.

[30] LIU S, XU G, LI Y, et al. Enhanced strength and corrosion resistance of creep-aged AA2050 Al-Li alloy by pre-rolling deformation[J]. Materials & Design, 2023, 226: 111621.

[31] BAI F, GAO W L, ZHENGLIN H, et al. Effect of ageing processes on mechanical properties and intergranular corrosion of 7A85 aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26: 957-963.

[32] ZHANG Y, YANG H, HUANG R, et al. Investigation of microstructure and corrosion resistance of an Al-Zn-Mg-Cu alloy under various ageing conditions[J]. Corrosion Science, 2024, 227: 111719.

[33] 张华, 郭启龙, 赵常宇, 等. 双级时效对 7050-T7451 铝合金搅拌摩擦焊组织及应力腐蚀敏感性的影响 [J]. 焊接学报, 2020, 41(6): 1-5.
ZHANG H, GUO Q L, ZHAO C Y, et al. Effect of dual stage aging on the microstructure and stress corrosion sensitivity of friction stir welding of 7050-T7451 aluminum alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(6): 1-5.

[34] XU J, DENG Y, CHEN J. Enhancing the corrosion resistance of Al-Cu-Li alloys through regulating precipitation[J]. Materials, 2020, 13(11): 2628.

[35] QI H, LIU X Y, LIANG S X, et al. Mechanical properties and corrosion resistance of Al-Cu-Mg-Ag heat-resistant alloy modified by interrupted aging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 657: 318-324.

[36] LI Z, CHEN L, TANG J, et al. Response of mechanical properties and corrosion behavior of Al-Zn-Mg alloy treated by aging and annealing: a comparative study[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 848: 156561.

[37] WANG S, LUO B, BAI Z, et al. Revealing the aging time on the precipitation process and stress corrosion properties of 7N01 aluminium alloy[J]. Vacuum, 2020, 176: 109311.

[38] SONG F X, ZHANG X M, LIU S D, et al. Exfoliation corrosion behavior of 7050-T6 aluminum alloy treated with various quench transfer time[J]. Transactions of

Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2258-2265.

[39] 李念奎, 凌杲, 聂波, 等. 铝合金材料及其热处理技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2012.

[40] ZHANG Z, DENG Y, YE L, et al. Influence of aging treatments on the strength and localized corrosion resistance of aged Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 846: 156223.

[41] XIA L, LI Y, HUANG M, et al. Improved corrosion resistance of 2195 Al-Cu-Li alloy through T6I6 interrupted aging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 956: 170055.

[42] CHEN X, MA X, ZHAO G, et al. Effects of re-solution and re-aging treatment on mechanical property, corrosion resistance and electrochemical behavior of 2196 Al-Cu-Li alloy[J]. Materials & Design, 2021, 204: 109662.

[43] QU L, PAN Q, LIU B, et al. Influence of aging treatment on the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy[J]. Vacuum, 2022, 200: 110995.

[44] GUO F, DUAN S W, PAN Y, et al. In-situ electrochemical analytical effect of aging treatment on stress corrosion behavior of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 23: 5807-5820.

[45] ZHONG H, LI S, WU J, et al. Effects of retrogression and re-aging treatment on precipitation behavior, mechanical and corrosion properties of a Zr+Er modified Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Characterization, 2022, 183: 111617.

[46] YUAN S, WU M, YIN X, et al. Synchronous improvement of strength and corrosion resistance by an improved variable-rate non-isothermal aging process in Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Characterization, 2024, 207: 113491.

[47] ZHANG T, HOU Y Z, QUE B H, et al. Combining pre-rolling with retrogression and re-aging treatment to balance strength and corrosion resistance of 7A99 Al alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(10): 2913-2925.

[48] LIN Y C, LIU G, CHEN M S, et al. Corrosion resistance of a two-stage stress-aged Al-Cu-Mg alloy: effects of external stress[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 661: 221-230.

[49] LIU X Y, WANG Z P, LI Q S, et al. Effects of pre-deformation on microstructure and properties of Al-Cu-Mg-Ag heat-resistant alloy[J]. Journal of Central South University, 2017, 24(5): 1027-1033.

[50] REN Y, WAN T, XU S, et al. Effects of stress aging treatment on the microstructure, mechanical properties and electrochemical corrosion behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024: 174686.

[51] XIANG S, MO W, OUYANG Z, et al. Effects of pre-deformation on microstructure, mechanical properties and corrosion performance of an Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 987: 174222.

[52] ZHU H, MA P, LIU C, et al. Effect of cryogenic pre-deformation on the stress relaxation response and mechanical/corrosion properties in Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 20: 3471-3484.

[53] ZHU X R, WANG J, SHI W N, et al. Manipulating precipitation through thermomechanical treatment to control corrosion behavior of an Al-Cu-Mg Alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2022, 35(9): 1547-1558.

[54] HUANG L P, HE L L, LI S, et al. Effects of pre-stretch on microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 2A14 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2024, 34(4): 1065-1080.

[55] LIU Y, ZHAO C, CHEN J, et al. Effects of pre-strain deep cryogenic aging on the mechanical and corrosion properties of 2A97 aluminum-lithium alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 2728-2737.

[56] 李久青, 杜翠薇. 腐蚀实验方法及监测技术 [M]. 北京: 中国石化出版社, 2007.
LI J Q, DU C W. Corrosion testing methods and monitoring techniques[M]. Beijing: China Petrochemical Press, 2007.

[57] TANG J, WANG Y, FUJIHARA H, et al. Stress corrosion cracking induced by the combination of external and internal hydrogen in Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Scripta Materialia, 2024, 239: 115804.

[58] 王付胜, 孔繁淇, 王文平, 等. 航空铝合金原位腐蚀疲劳性能及断裂机理 [J]. 材料工程, 2022, 50(6): 149-156.
WANG F S, KONG F Q, WANG W P, et al. *In-situ* corrosion fatigue performance and fracture mechanism of aviation aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(6): 149-156.

[59] 于美, 魏新帝, 范世洋, 等. 应力作用下 2297 铝锂合金腐蚀行为研究 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2019, 39(5): 439-445.
YU M, WEI X D, FAN S Y, et al. Corrosion behavior of 2297 Al-Li alloy under tensile load[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2019, 39(5): 439-445.

[60] HAN C, YU M, JIA X J, et al. Effect of inhomogeneous

microstructures on stress corrosion cracking sensitivity of 2050-T84 Al-Li alloy thick plate[J]. Corrosion Science, 2024, 235: 112213.

[61] HUANG Y F, YE X B, HU B R, et al. Equivalent crack size model for pre-corrosion fatigue life prediction of aluminum alloy 7075-T6[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 88: 217-226.

[62] 郝雪龙, 刘建华, 李松梅, 等. 中性盐雾预腐蚀对 AF1410 高强钢疲劳寿命的影响 [J]. 航空材料学报, 2010, 30(1): 67-71.
HAO X L, LIU J H, LI S M, et al. Effect of neutral salt spray pre-corrosion on fatigue life of AF1410 steel[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2010, 30(1): 67-71.

[63] 宋海鹏, 刘长春. 基于数字图像相关的预腐蚀 2024-T4 铝合金疲劳开裂实验研究 [J]. 航空材料学报, 2020, 40(2): 43-52.
SONG H P, LIU C C. Experimental study on fatigue cracking in pre-corroded aluminum alloy 2024-T4 *via* digital image correlation[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(2): 43-52.

[64] YADAV V K, GAUR V, SINGH I V. Effect of pre-corrosion on crack initiation behavior of friction stir welded aluminum alloy 2024-T3 in high and low cycle fatigue regimes[J]. International Journal of Fatigue, 2024, 179: 108037.

[65] JONES K, HOEPPNER D W. Prior corrosion and fatigue of 2024-T3 aluminum alloy[J]. Corrosion Science, 2006, 48(10): 3109-3122.

[66] SONG H P, LIU C C, ZHANG H, et al. Experimental investigation on damage evolution in pre-corroded aluminum alloy 7075-T7651 under fatigue loading[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 799.

[67] CHEN Y J, KONG F Q, YANG J C, et al. Damage behavior of 2198-T8 Al-Li alloy with different corrosion fatigue modes[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 156: 106671.

[68] SHIRANI M, HÄRKEGÅRD G. Damage tolerant design of cast components based on defects detected by 3D X-ray computed tomography[J]. International Journal of Fatigue, 2012, 41: 188-198.

[69] PIDAPARTI R M, RAO A S. Analysis of pits induced stresses due to metal corrosion[J]. Corrosion Science, 2008, 50(7): 1932-1938.

[70] ORLIKOWSKI J, JURAK K, DAROWICKI K, et al. Application of galvanodynamic impedance spectroscopy for studying passive film cracking under mechanical strain[J]. Electrochimica Acta, 2023, 469: 143252.

[71] SU C, HAN Y, TANG X, et al. Knowledge-based digital twin system: using a knowleged-driven approach for manufacturing process modeling[J]. Computers in Industry, 2024, 159/160: 104101.

[72] YANG X N, FAN W J, ZHANG Y, et al. The influence Cl^- on stress corrosion of 7××× series aluminium alloys studied by experimental and simulation technology[J]. Heliyon, 2024, 10: e33012.

[73] GAO S, FAN S W, WANG W J, et al. The dynamic behavior and nonlinear characteristics of aircraft landing gear retraction mechanism considering atmospheric corrosion[J]. Applied Mathematical Modelling, 2024, 135: 438-456.

[74] 贾宝惠, 方艺斌, 王毅强. 基于 RBF 神经网络的 2024 铝合金酸性盐雾腐蚀实验预测 [J]. 航空材料学报, 2019, 39(4): 32-39.
JIA B H, FANG Y B, WANG Y Q. Prediction of acid salt spray corrosion experiment of 2024 aluminum alloy based on RBF neural network[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2019, 39(4): 32-39.

[75] 刘建华, 郝雪龙, 李松梅, 等. 基于灰色理论的高强铝合金应力腐蚀开裂预测模型的建立与应用 [J]. 材料工程, 2011(3): 60-64.
LIU J H, HAO X L, LI S M, et al. Stress corrosion cracking model based on experiment and gray theory for high strength aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2011(3): 60-64.

[76] JI Y, FU X, DING F, et al. Artificial intelligence combined with high-throughput calculations to improve the corrosion resistance of Al-Mg-Zn alloy[J]. Corrosion Science, 2024, 233: 112062.

收稿日期: 2024-07-24; 修订日期: 2024-08-25

通讯作者: 于美(1981—), 女, 博士, 教授, 研究方向为腐蚀与防护, 联系地址: 北京市海淀区学院路 37 号北京航空航天大学(100191), E-mail: yumei@buaa.edu.cn

(本文责编: 徐永祥)