

盐雾腐蚀环境对 38CrMoAl 钢动态力学性能的影响

陈跃良¹, 张柱柱¹, 张 勇¹, 卞贵学¹, 王安东¹, 黄海亮^{1,2}, 李军亮¹, 张杨广¹

(1. 海军航空大学 青岛校区, 山东 青岛 266041)

(2. 91206 部队, 山东 青岛 266109)

摘要: 对不同周期盐雾腐蚀后 38CrMoAl 钢开展了应变速率为 0.001~3000 s⁻¹ 的准静态和冲击拉伸试验, 研究了盐雾腐蚀环境对 38CrMoAl 钢材材料在高应变率条件下动态力学性能的影响, 借助数字显微镜、FT-IR、SEM、EDS 等手段对盐雾腐蚀后的 38CrMoAl 钢表面形貌、腐蚀坑深度、腐蚀产物成分和断口形貌等进行了分析。结果表明, 腐蚀速率与盐雾腐蚀时间正相关, 腐蚀加速过程遵循幂函数特征, 腐蚀产物层对 38CrMoAl 钢的腐蚀起到促进作用; 38CrMoAl 钢的屈服强度随着应变率的提高而提高, 随着腐蚀周期的增加而降低, 盐雾腐蚀后的 38CrMoAl 钢断口呈现多处撕裂状特征, 腐蚀时间越长, 撕裂状痕迹越多, 撕裂状断裂使得试件断口颈缩不再是均匀发展, 导致屈服后抗拉强度下降, 屈强比升高。对 J-C 本构模型中的应变率强化项和绝热软化项进行了修正, 并加入了腐蚀修正参数, 使得新模型可以准确地表征 38CrMoAl 钢在盐雾腐蚀环境中动态力学行为。

关键词: 盐雾腐蚀; 38CrMoAl; 高应变率; 断口分析; 修正 J-C 本构模型

中图分类号: TG172; TG142.33

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)06-2040-12

舰载机在航母上服役时, 其拦阻钩等承受冲击载荷的结构不仅经受着海洋大气与舰艇燃烧废气组合成的酸性潮湿大气环境腐蚀^[1-4], 还要经受拦阻着舰带来的较大冲击载荷的影响, 海洋环境和冲击载荷的共同作用将使结构受到更为严酷的考验, 威胁飞机服役安全。

目前国内外学者对冲击载荷作用下飞机结构材料的动态力学特性开展了诸多研究, 惠旭龙等^[5]利用霍普金森杆研究了飞机用 2A16-T4 铝合金的动态力学性能, 高禹等^[6]研究了飞行器结构中碳纤维树脂基复合材料的低速冲击和高速撞击问题。但舰载机的服役环境与陆基飞机不同, 受到的海洋环境腐蚀问题更加严重, 有必要对考虑腐蚀影响的飞机结构材料动态力学特性开展研究。

目前国内外学者对载荷与腐蚀环境对飞机结构材料的共同作用研究主要集中在静载荷、疲劳载荷^[7-10]、摩擦载荷^[11]与腐蚀环境的耦合作用^[12-14]以及慢应变速率下的应力腐蚀开裂^[15,16]等方面。对于材料在冲击载荷与腐蚀环境下的共同作用研究目前主要集中在岩石受腐蚀后其动态力学响应研究方面, 腐蚀会导致岩石材料孔隙率增大^[17,18], 劣化其动态抗压强度^[19]。此外, 还有相关学者建立了考虑腐蚀因素的岩石动态本构关系^[20-22]。对于金属材料在腐蚀环境下的动态力学

行为研究, 仅有陈辉等人^[23]对锈蚀后的钢筋进行了应变率为 $2 \times 10^{-4} \sim 50 \text{ s}^{-1}$ 的力学性能测试。

目前, 对航空结构材料在高应变率冲击载荷与海洋环境腐蚀下的共同作用研究报道较少, 对腐蚀后的航空结构材料在高应变率加载下的动态力学行为和机理尚不明确。本研究以 38CrMoAl 钢为研究对象, 通过盐雾腐蚀加速试验, 利用失重分析、数字显微镜、SEM 和 FT-IR 等研究方法对盐雾腐蚀后的 38CrMoAl 钢在高应变率加载下的动态力学和损伤机理开展研究, 并对传统 J-C 本构模型进行了修正, 建立了考虑腐蚀因素的修正 J-C 本构模型。

1 实验

实验材料为 38CrMoAl 钢, 其化学成分见表 1。盐雾腐蚀试验在 DCTC-1200P 盐雾试验箱上进行, 为模拟海洋大气环境, 盐雾腐蚀溶液配置为 pH 值为 3.5, 质量分数为 5% 的 NaCl 溶液, 试验环境温度为 $(35 \pm 2) \text{ }^\circ\text{C}$, 盐雾沉降量为 $2 \text{ mL}/(\text{cm}^2 \text{ h})$ 。失重测试试件尺寸为 $50 \text{ mm} \times 25 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$, 准静态拉伸试件和动态冲击(SHTB)试件尺寸如图 1 所示。盐雾腐蚀试验开始前使用丙酮和乙醇溶液将所有试件表面清洗去油并干燥, 并使用防水胶带密封准静态拉伸试件和动态冲击试件的

收稿日期: 2020-06-10

基金项目: 山东省高等学校“青创科技计划”资助项目(2020KJA014); 中国博士后科学基金(2019M653929)

作者简介: 陈跃良, 男, 1962 年生, 博士, 教授, 海军航空大学青岛校区, 山东 青岛 266041, E-mail: cyl0532@sina.com

表 1 38CrMoAl 钢化学成分

Table 1 Chemical composition of 38CrMoAl steel (ω/%)

C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	S	P
0.35~0.42	0.20~0.45	0.30~0.60	1.35~1.65	0.15~0.25	0.70~1.10	<0.035	<0.035

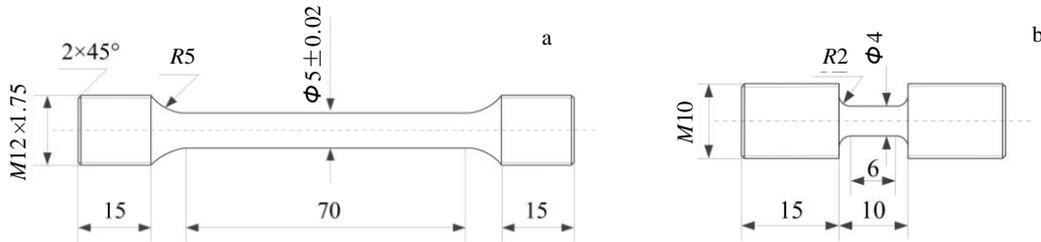


图 1 准静态拉伸试件和 SHTB 试件尺寸

Fig.1 Dimensions of quasi-static tensile (a) and SHTB (b) specimens

两端螺纹段。盐雾试验周期为 10 d, 共进行 3 个周期。

准静态拉伸试验参照《GB/T228.1-2010金属材料拉伸试验及室温试验方法》在WDW-100型材料试验机上进行, 采用位移控制方式, 测试应变率为 $10^{-3}s^{-1}$ 。动态冲击试验参照《GB/T 30069.1-2013金属材料高应变率拉伸试验》在ATL1500型霍普金森拉杆测试系统上进行, 拉杆直径为20 mm, 拉杆与试件之间采用螺纹连接。SHTB试验加载应变率分别为1700、2200、2600和3000 s^{-1} , 为确保试验的准确性, 不同测试条件下每组试验重复3次, 屈服强度取平均值。

霍普金森拉杆测试系统是测试材料在冲击载荷作用下动态拉伸力学性能的装置, 主要由发射与控制装置、杆系、缓冲装置和数据分析处理系统等组成, 如图2所示。基于应力波一维假定和应力均匀性假定, 可利用一维应力波理论推导得试件应力、应变、应变

率与应力波之间的关系:

$$\sigma(t) = \frac{A_1}{2A_0} E(\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) = \frac{A_1}{A_0} E\varepsilon_t$$

$$\varepsilon(t) = \frac{c}{l_0} \int_0^t (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) dt = -\frac{2c}{l_0} \int_0^t \varepsilon_r dt \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{c}{l_0} (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) = -\frac{2c}{l_0} \varepsilon_r$$

式中: ε_i 、 ε_r 、 ε_t 分别为入射波、反射波和透射波信号; A_0 、 l_0 分别为试件初始端面面积和初始长度; A_1 、 E 、 c 分别为弹性杆端面面积、弹性模量和应力波波速。

采用 Nicolet iS50 傅里叶变换红外光谱仪(FT-IR)对不同周期盐雾试验后试件的内外腐蚀产物层进行表征, 扫描次数为 32, 分辨率为 4 cm^{-1} , 扫描范围为 $4000\sim 400\text{ cm}^{-1}$ 。采用 KH-7700 数字显微镜对不同周期盐雾腐蚀后试件的表面腐蚀产物层形貌进行观察, 并对

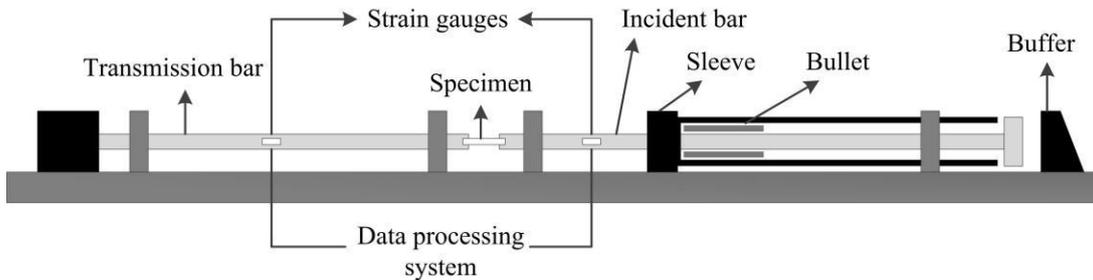


图 2 SHTB 测试系统的主要组成

Fig.2 Main components of SHTB system

去除腐蚀产物后试件表面腐蚀坑形貌进行了三维重建, 测量了腐蚀坑的深度。采用扫描电镜 (SEM) 分析了不同周期腐蚀、不同应变率拉伸加载后的试件断口, 并用能谱(EDS)仪分析了断口处的元素组成。

2 结果与讨论

2.1 腐蚀实验结果与分析

2.1.1 腐蚀动力学

将不同周期盐雾腐蚀后的试件取出, 并根据GB/T 16545-2015《金属和合金的腐蚀 腐蚀试样上腐蚀产物的清除》在500 mL盐酸 (HCl, $\rho=1.19 \text{ g/mL}$) 中加入3.5 g 六次甲基四胺, 并加蒸馏水配制成1000 mL溶液清除试件表面腐蚀产物。采用精密微天平称量盐雾腐蚀前后试件的质量, 利用式(2)计算得材料单位面积的质量损失, 即材料的腐蚀速率, 得到不同盐雾腐蚀周期后38CrMoAl钢的腐蚀速率, 如图3所示。

材料腐蚀速率可由式(2)计算得到^[24]:

$$R = \frac{m_1 - m_2}{S} \quad (2)$$

式中, R 为试件单位面积的质量损失; m_1 为腐蚀前试

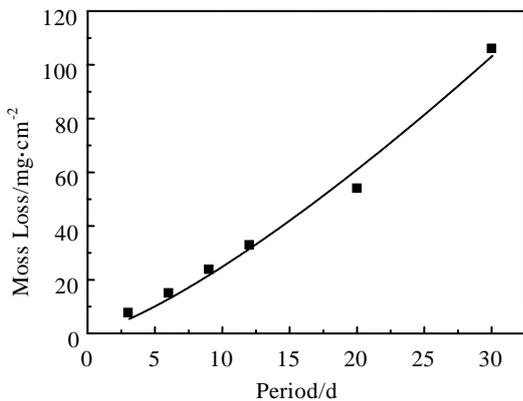


图3 38CrMoAl 钢试件腐蚀动力学曲线

Fig.3 Corrosion kinetic curve of 38CrMoAl steel specimen

件质量; m_2 为腐蚀后去除腐蚀产物试件质量; S 为试件表面积。

相关学者的研究表明, 金属材料的腐蚀速率符合幂函数特征, 可由式(3)拟合材料腐蚀的质量损失, 并判断锈层对材料的保护作用^[25,26]。

$$R = A_c t^{n_c} \quad (3)$$

式中, t 为盐雾腐蚀时间; A_c 和 n_c 为常数, 其值与材料和腐蚀环境相关。

利用式(3)对图3中获得的不同盐雾腐蚀周期后38CrMoAl钢的腐蚀速率值进行拟合, 拟合结果为图3中曲线所示。从图3中可见, 利用式(3)计算得的幂函数拟合曲线与38CrMoAl钢的腐蚀速率数据具有较好的一致性, 表明38CrMoAl钢材料的腐蚀速率符合幂函数特征。

对腐蚀数据拟合获得的 n_c 值可反映腐蚀产物层对金属基体的保护作用。当 $n_c < 1$ 时, 腐蚀产物层起到保护作用; 当 $n_c > 1$ 时, 腐蚀产物层将促进金属基体的腐蚀; 当 $n_c < 0.5$ 时, 腐蚀产物层对金属基体的保护作用将由腐蚀介质扩散过程控制^[27]。对图3中腐蚀动力学曲线拟合可得38CrMoAl钢试件动力学拟合结果为 $A_c=1.27, n_c=1.293, R^2=0.988 50$, 腐蚀加速过程遵循幂函数公式 $R=1.27t^{1.293}$ 。表明在盐雾腐蚀中, 腐蚀产物层将对38CrMoAl钢试件腐蚀起到促进作用。

2.1.2 腐蚀形貌分析

采用KH-7700三维数字显微镜对不同周期盐雾腐蚀后的38CrMoAl钢试件表面形貌进行观察, 其腐蚀形貌如图4所示。从图4中可见, 盐雾腐蚀10 d后, 腐蚀产物完整覆盖试件表面, 并分成内外2层, 内层为致密的黑色腐蚀产物, 外层为稀疏的黄色腐蚀产物。随着腐蚀时间的增加, 腐蚀产物层厚度随之增加, 并出现部分剥落。

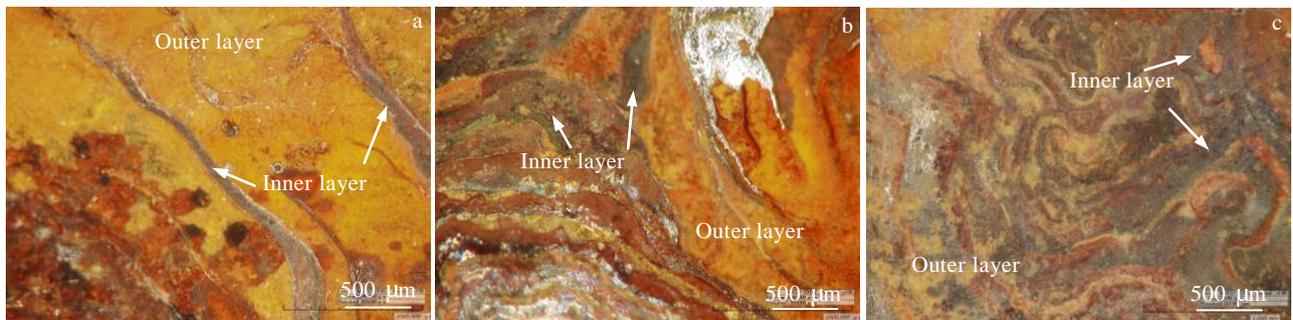


图4 不同周期盐雾腐蚀后 38CrMoAl 钢表面形貌

Fig.4 Surface morphologies of 38CrMoAl steel specimens after salt spray corrosion for different periods: (a) 10 d, (b) 20 d, and (c) 30 d

图5为去除腐蚀产物后的试件表面腐蚀坑形貌及数字三维形貌。图5a、5d为盐雾腐蚀10 d后的表面腐蚀坑形貌及数字三维形貌。可见,试件表面密布蚀坑,部分腐蚀坑连成一片,腐蚀由点蚀向均匀腐蚀发展,腐蚀坑深度为147 μm ;由图5b、5e可见,腐蚀20 d后,试件表面均匀腐蚀进一步加深,表面变得崎岖不平,此时腐蚀深度增加至267 μm ;由图5c、5f可见腐蚀30 d后,试件均匀腐蚀深度继续加深,局部蚀坑的尺寸也进一步增加,此时腐蚀深度达到了488 μm 。38CrMoAl钢在盐雾环境中的腐蚀呈现由点蚀向均匀腐蚀发展的特征,腐蚀坑深度的增加速度逐渐加快,表明腐蚀速率也逐渐加快,与腐蚀动力学结论一致。

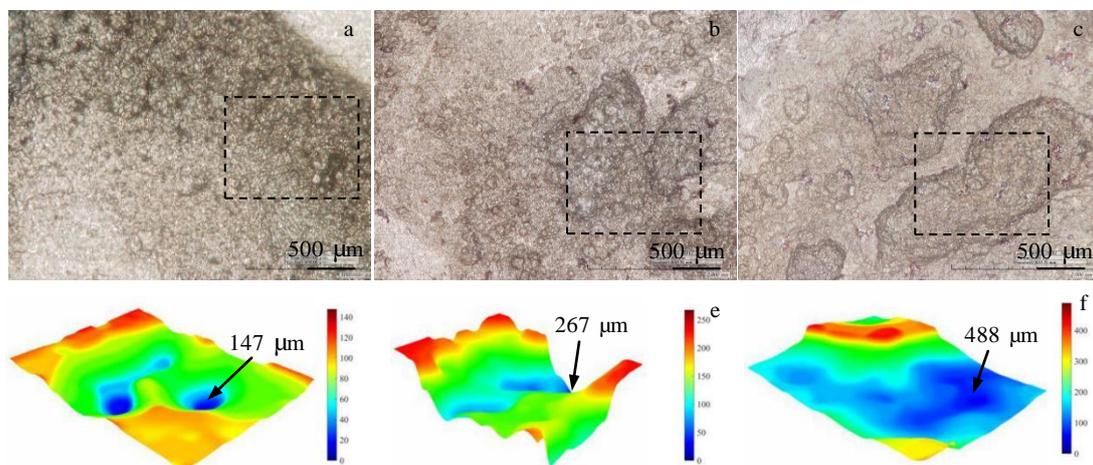


图5 去除腐蚀产物后 38CrMoAl 钢腐蚀坑形貌和三维形貌

Fig.5 Corrosion pits (a-c) and 3D (d-f) morphologies of 38CrMoAl steel specimen corroded for different periods after removing corrosion products: (a, d) 10 d, (b, e) 20 d, and (c, f) 30 d

表明内锈层中 Fe_3O_4 的含量逐渐增加, $\gamma\text{-FeOOH}$ 的含量逐渐降低。

随着腐蚀时间的增加,外锈层中对应的 1017 cm^{-1} 特征峰逐渐减弱,但强于内锈层对应特征峰,表明 $\gamma\text{-FeOOH}$ 的含量随时间增加略有降低,但始终高于内锈层的 $\gamma\text{-FeOOH}$ 含量。在钢的腐蚀产物中, $\alpha\text{-FeOOH}$ 和 Fe_3O_4 通常起到保护作用,而 $\gamma\text{-FeOOH}$ 相当于电化学活性物质,试件中 $\gamma\text{-FeOOH}$ 含量随腐蚀时间降低,表明试件腐蚀产物层的保护性能随腐蚀时间的增加而增加。

2.1.4 腐蚀机理分析

盐雾腐蚀初期阶段, NaCl 沉积在试件表面并形成大量的腐蚀微电池,使薄液膜中的导电性增强。随着反应的进行, Na^+ 、 Fe^+ 向阳极区移动, OH^- 和 Cl^- 向阴极区移动,并在活性阳极区生成 $\text{Fe}(\text{OH})_2$ 。由于 $\text{Fe}(\text{OH})_2$

2.1.3 腐蚀产物成分分析

采用 FT-IR 对不同周期盐雾试验后试件的内外腐蚀产物层进行表征,测试结果如图 6 所示。从图 6 中可见,不同腐蚀周期内外层腐蚀产物对应的红外光谱的特征峰基本一致,表明在不同周期盐雾腐蚀后,其内外锈层腐蚀产物成分相同,产物中均含有 $\alpha\text{-FeOOH}$ 、 $\gamma\text{-FeOOH}$ 和 $\delta\text{-FeOOH}$,其特征吸收峰分别对应 881 、 1017 、 737 和 880 cm^{-1} 。

不同腐蚀周期后 38CrMoAl 钢的外锈层红外光谱中对应的 1017 cm^{-1} 峰非常强,表明 $\gamma\text{-FeOOH}$ 是外锈层的主要腐蚀产物。随着腐蚀时间的增加,内锈层中对应的 566 cm^{-1} 峰逐渐增强, 1017 cm^{-1} 峰逐渐减弱,

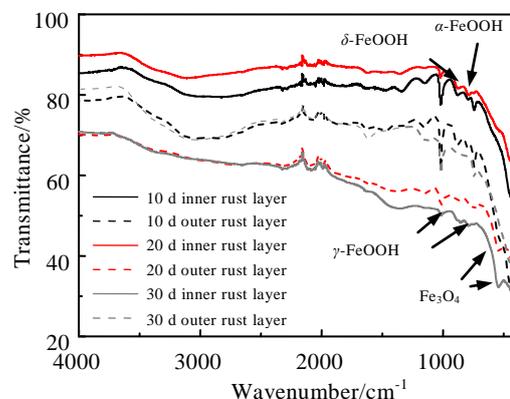
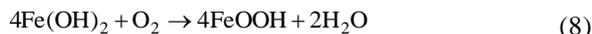


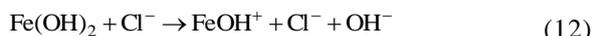
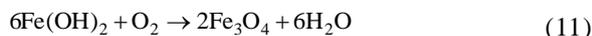
图6 不同腐蚀周期内外锈层的红外光谱

Fig.6 Infrared spectra of the outer and inner rust layers in different corrosion periods

并不稳定，易分解为FeO或被进入腐蚀溶液中的O₂氧化生成FeOOH，在Fe(OH)₂膜破损处会继续引起腐蚀，并形成连续的丝状腐蚀产物。



腐蚀产物中的FeOOH是除氧气以外的另一种有效氧化剂，由于α-FeOOH较稳定，通常是γ-FeOOH在阴极还原过程中起作用。γ-FeOOH受到电子转移控制，生成Fe₃O₄，此外腐蚀产物层中的Fe²⁺也可与γ-FeOOH发生反应生成Fe₃O₄。



虽然试件中γ-FeOOH含量随腐蚀时间降低，降低了表面反应的活性，但由于酸性腐蚀介质中H⁺的存在，促使试件表面反应活性增强，加速金属基体和腐蚀产物膜Fe(OH)₂的溶解^[28]。由于Cl⁻离子具有很强的侵蚀性，在这些反应进行的同时，Cl⁻也会不断地侵蚀腐蚀产物膜，使致密的腐蚀产物膜发生破损，随着腐蚀产物层厚度的增加，外层腐蚀产物层逐渐变得蓬松，并出现剥落现象。腐蚀溶液会沿着破损处渗透进入到金属基体，加速腐蚀的进行。

2.2 力学性能

2.2.1 准静态拉伸试验

图 7 为不同周期盐雾腐蚀后 38CrMoAl 钢在应变率为 10⁻³ s⁻¹ 的准静态条件下的应力-应变曲线，各盐雾腐蚀周期下获得的试件屈服强度、抗拉强度和延伸率

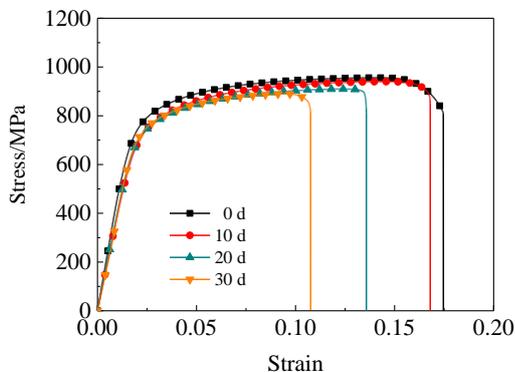


图 7 盐雾腐蚀不同周期后准静态应力-应变曲线

Fig.7 Quasi-static stress-strain curves after salt spray corrosion for different periods

表 2 不同盐雾腐蚀周期后 38CrMoAl 钢的力学性能参数
Table 2 Mechanical properties of 38CrMoAl steel after different salt spray corrosion periods

Corrosion period/d	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
0	711	956	17.5
10	689	940	16.8
20	674	909	13.6
30	668	890	10.8

如表 2 所示，准静态下材料的屈服强度按照工程惯例取 σ_{0.2}，即试件发生 0.2% 塑性变形时所对应的应力。从图 7 和表 2 可见，随着腐蚀时间的增加，试件屈服强度、抗拉强度和延伸率均逐渐降低。无腐蚀时，试件屈服强度为 711 MPa，延伸率为 17.5%，盐雾腐蚀 30 d 后，抗拉强度降低到 668 MPa，延伸率降到 10.8%，分别下降 6.05% 和 38.29%，表明盐雾腐蚀对 38CrMoAl 钢的准静态力学性能产生了显著的影响。

2.2.2 高应变率冲击试验

图 8 为不同周期盐雾腐蚀后的 38CrMoAl 钢在高应变率条件下获得的应力应变曲线，各条件下材料的屈服强度、断口直径和断口类型如表 3 所示。从图 8 和表 3 中可见，当应变率由 1700 s⁻¹ 提高到 3000 s⁻¹ 时，未腐蚀和不同周期盐雾腐蚀后的 38CrMoAl 钢的屈服强度和抗拉强度逐渐提高，表明 38CrMoAl 钢材料具有正应变率敏感性。在应变率由 1700~3000 s⁻¹ 变化时，未腐蚀 38CrMoAl 钢屈服强度由 796 MPa 提高到 946 MPa，提高了 150 MPa；而盐雾腐蚀 30 d 后，38CrMoAl 钢屈服强度由 683 MPa 提高到 786 MPa，提高了 103 MPa，表明 38CrMoAl 钢材料的应变率敏感性随盐雾腐蚀周期的增加而下降。

未腐蚀时，应变率由 1700~3000 s⁻¹ 变化时，38CrMoAl 钢断口直径由 3.52 mm 下降至 2.58 mm，材料断口直径随着应变率的提高而减小。但腐蚀后，断口直径呈现了先减小后增大的变化，在应变率达到 3000 s⁻¹ 时，腐蚀后的 38CrMoAl 钢断口直径均大于应变率 2600 s⁻¹ 时的断口直径，这与材料在腐蚀后，断口处存在腐蚀缺陷，断口的断裂形式发生变化有关。

对比图 8 和图 7 可见，图 8 中 38CrMoAl 钢在高应变率加载下，材料应力应变曲线在塑性区变得更加平直，这是由于相对于准静态加载下的应力应变曲线，材料在高应变率下的流动应力表现出了明显的软化现象。在高应变率加载下，材料在极短时间产生大变形，材料的塑性能来不及散发导致的绝热效应使材料发生软化。

随着腐蚀时间的增加，材料的屈服强度和抗拉强度都逐渐降低，且应力应变曲线的塑性段逐渐变得平直，材料的屈强比逐渐增加。

2.2.3 断口损伤机理分析

未腐蚀试件在准静态加载和高应变速率加载下的断口均为典型的韧性断裂断口，材料发生了明显的颈缩现象，断口处可明显区分纤维区和剪切唇区（图 9a），纤维区为等轴韧窝（图 9b、9c）。随着腐蚀时间的增加，

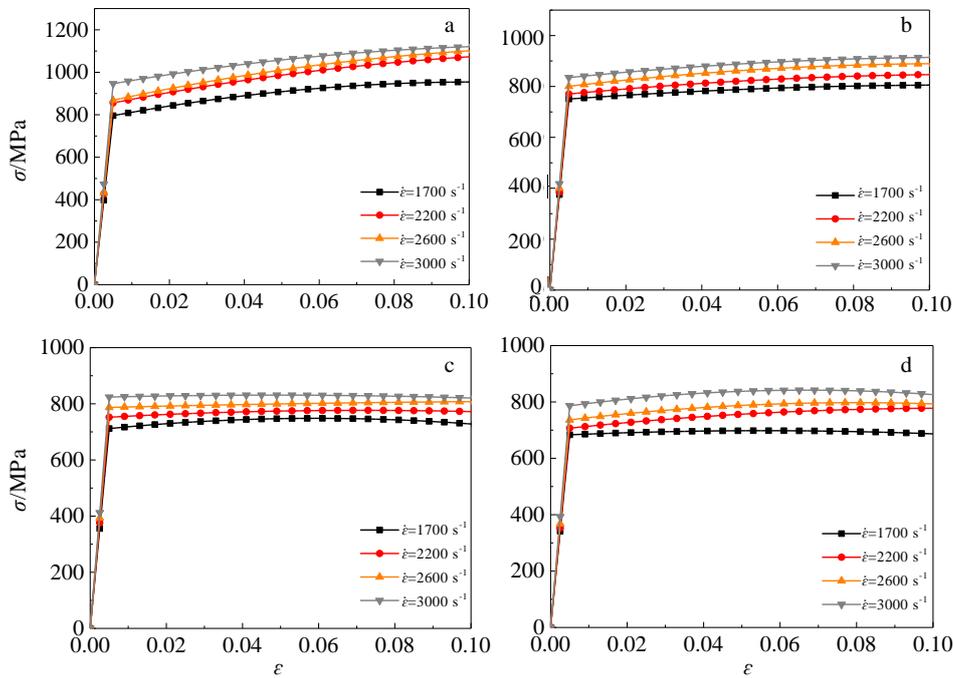


图 8 不同周期盐雾腐蚀后高应变速率下 38CrMoAl 钢应力-应变曲线

Fig.8 Stress-strain curves of 38CrMoAl steel under high strain rate after salt spray corrosion for different periods: (a) 0 d, (b) 10 d, (c) 20 d, and (d) 30 d

表 3 不同盐雾腐蚀周期后 38CrMoAl 钢在高应变速率下的力学性能

Table 3 Mechanical properties of 38CrMoAl steel under high strain rate after different salt spray corrosion periods

Corrosion period/d	Strain rate/s ⁻¹	Yield strength/MPa	Fracture diameter/mm	Type of fracture
0	1700	796	3.52	Unbroken
	2200	856	2.68	Ductile fracture
	2600	900	2.59	Ductile fracture
	3000	946	2.58	Ductile fracture
10	1700	750	3.50	Unbroken
	2200	770	2.89	Ductile+1 tear
	2600	800	2.84	Ductile+2 tear
	3000	834	3.06	Ductile+3 tear
20	1700	711	3.16	Ductile+multiple tears
	2200	752	3.06	Ductile+multiple tears
	2600	787	2.90	Ductile+multiple tears
	3000	824	3.02	Ductile+ multiple tears
30	1700	683	3.04	Ductile+multiple tears
	2200	707	2.93	Ductile+multiple tears
	2600	736	2.75	Ductile+multiple tears
	3000	786	2.90	Ductile+multiple tears

试件断口颈缩现象逐渐减弱，材料变形能力逐渐下降，断口呈现倾斜式撕裂特征(图 9d)。从图 9e、9f 中可见，腐蚀后的试件韧窝不再是等轴韧窝，试件在断裂时，断口发生了倾斜，韧窝倾斜方向与断口撕裂状痕迹方向一致，且腐蚀后断口小韧窝数量减少，表明腐蚀后试件韧性下降。未腐蚀试件在 $2200\sim 3000\text{ s}^{-1}$ 应变率加载下断口均为完整的韧性断口；腐蚀 10 d 时，试件在 2200 s^{-1} 应变率下的断口出现了 1 处撕痕，且随着应变率的提高，撕裂痕迹数量随之增加；腐蚀 20 d 以后，试件在高应变率加载下的断口均呈现了多处撕裂状，且撕裂均发生在腐蚀坑深处。试件在盐雾腐蚀后，由于表面腐蚀损伤存在，试件首先在损伤处发生断裂，断口呈现多处撕裂状，且腐蚀时间越长，损伤源越多，断口的撕裂状痕迹越多。由于腐蚀后的试件在拉断时，发生了倾斜式的撕裂，断口颈缩不再是均匀发展，导致屈服后抗拉强度下降，使应力-应变曲线变得平直，导致腐蚀后材料的屈强比上升。

腐蚀后试件断口处存在黑色腐蚀产物，且产物表面存在裂纹，对未腐蚀和腐蚀 30 d 后的准静态断口进行了 EDS 能谱分析，如图 10 所示，各元素含量如表 4 所示。从表 4 中可见腐蚀前后的 38CrMoAl 断口处所含元素主要有 C、Al、O、Cl、Cr 和 Fe 元素。腐蚀后断口处相对于腐蚀前，多出了 Cl 和 O 元素，且 O 含量很高，达到了 47.67%，结合 FT-IR 测试结果，断口处的黑色腐蚀产物应为 FeOOH 和 Fe_3O_4 ，盐雾环境中的 Cl 会侵蚀腐蚀产物层，使产物层出现裂纹，加快金属基体的腐蚀。

2.3 腐蚀因素影响的动态本构关系及参数获取

2.3.1 J-C 本构模型参数的确定

Johnson-Cook 本构模型是常用的表征金属材料在高应变率冲击载荷下动态力学行为的本构方程，具有参数少、形式简单、易于拟合的优点而被广泛应用^[29,30]。材料在高应变率冲击载荷作用下，需要考虑应变硬化效应、应变率强化效应和绝热软化效应对材料力学行为的

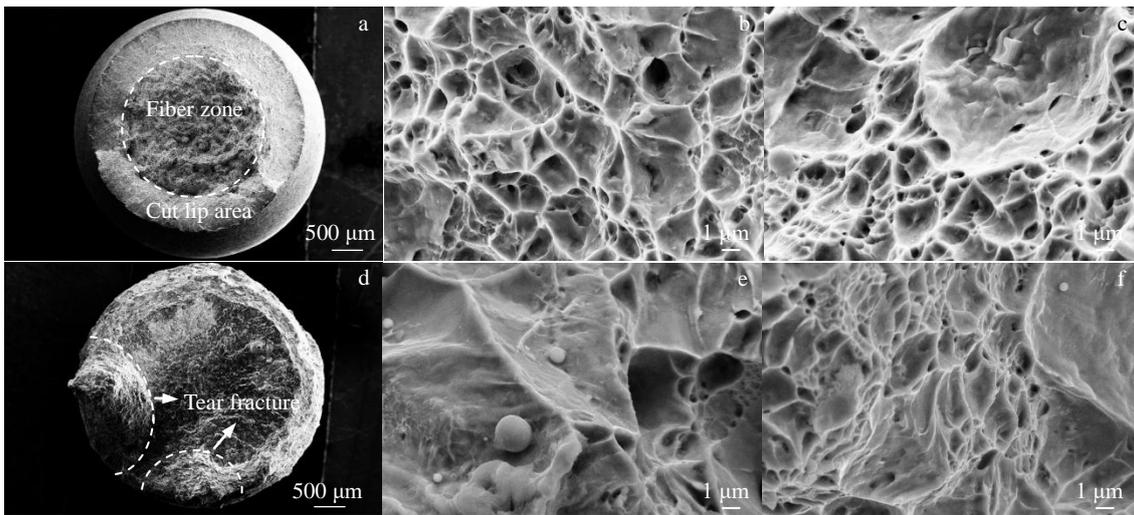


图 9 不同腐蚀周期不同应变率下试件的断口微观形貌

Fig.9 Fracture morphologies of specimens under different corrosion periods and different strain rates: (a, b) 0 d quasi-static; (c) 0 d high strain rate; (d, e) 30 d quasi-static; (f) 30 d high strain rate

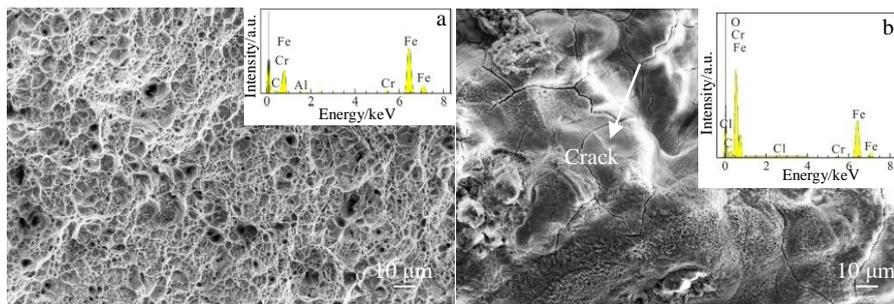


图 10 腐蚀前后准静态断口 SEM 照片及 EDS 能谱分析

Fig.10 Fracture SEM images and EDS analysis of quasi-static fracture before (a) and after corrosion for 30 d (b)

表 4 盐雾腐蚀前后准静态断口 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis results of quasi-static fractures before and after salt spray corrosion

Element	0 d		30 d	
	ω/%	at%	ω/%	at%
C	0.66	2.95	1.00	2.10
Al	0.90	1.81	-	-
O	-	-	47.67	74.76
Cl	-	-	0.26	0.18
Cr	1.67	1.73	0.32	0.16
Fe	96.77	93.51	50.72	22.80
Total	100.00	100.00	100.00	100.00

相互耦合作用，J-C本构模型采用连乘方式描述了应变、应变率和温度对材料力学行为的影响^[31]，具体形式为：

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)[1 + C \ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (13)$$

式中：A表示材料屈服强度；B为材料应变硬化模量；n为材料硬化指数；C为材料应变率强化参数；m为材料软化指数；T_r为参考温度；T_m为熔化温度。

在室温下对材料进行准静态力学试验，且测试应变率为参考应变率时，式(13)中的应变率强化项和温度软

化项可被忽略，式(13)简化为：

$$\sigma = A + B\varepsilon^n \quad (14)$$

式中，参数A为材料在参考应变率下获得的屈服强度值。

对式(14)等号两边取对数，可得到：

$$\ln(\sigma - A) = n \ln \varepsilon + \ln B \quad (15)$$

再由参考应变率下获得的应力应变曲线塑性段可拟合获得参数B和n的值。对不同周期盐雾腐蚀后的38CrMoAl钢试件准静态应力应变曲线进行拟合，获得了不同周期盐雾腐蚀后38CrMoAl钢的参数A、B和n的值，拟合结果相关性较好，如表5所示，拟合结果与试验对比如图11a所示。

对于在室温下进行的高应变率冲击试验，忽略温度项，当塑性应变为0时，式(13)可简化为：

$$\sigma = A[1 + C \ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)] \quad (16)$$

由高应变率冲击试验获得的不同应变率条件下38CrMoAl钢材料的屈服强度，可确定参数C的值，不同周期盐雾腐蚀后38CrMoAl钢材料参数C的拟合结果如表5所示。由表5中可见，由J-C本构模型拟合得到的应变率敏感系数C的R²值在0.3569~0.6918之间，表明其拟合结果与试验数据存在较大偏差。图11b展示了未腐蚀的38CrMoAl钢参数C拟合结果与试验数据的对比。从图中

表 5 不同周期盐雾腐蚀后 38CrMoAl 钢的 J-C 本构模型参数

Table 5 J-C constitutive model parameters of 38CrMoAl steel after different periods of salt spray corrosion

Corrosion period/d	A/MPa	B/MPa	n	R ² (n)	C	R ² (C)
0	711	702	0.4778	0.8979	0.015 77	0.6658
10	689	665	0.4588	0.9101	0.009 894	0.6918
20	674	633	0.4403	0.9401	0.009 623	0.5367
30	668	697	0.4634	0.9569	0.006 180	0.3569

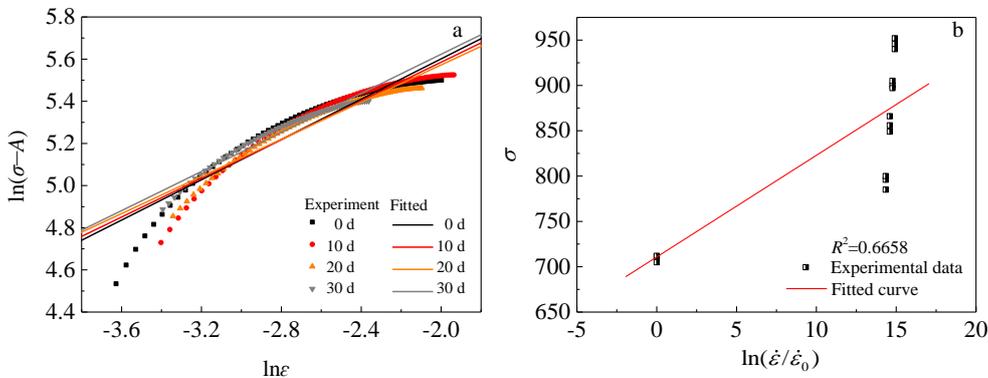


图 11 J-C 本构参数拟合结果与试验对比

Fig.11 Comparison of J-C constitutive parameter fitting results and experiment: (a) ln(σ-A)-ln ε and (b) σ-ln(ε/ε₀)

可见J-C本构中的应变率强化效应项并不能很好地拟合38CrMoAl钢的应变率敏感性，需要对J-C本构中的应变率强化项做进一步的修正。

2.3.2 修正 J-C 本构模型及参数获取

(1) 应变率强化项修正

国内外学者针对材料的应变率强化效应提出了多种模型，本研究根据38CrMoAl钢材料在高应变率加载下的力学特性，选择Cowper-Symonds模型^[32]对J-C本构模型中的应变率强化项进行了修正，其具体形式为：

$$\frac{\sigma_d}{\sigma_y} = 1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{D}\right)^p \tag{17}$$

式中， σ_d 为高应变率加载下材料的屈服强度； σ_y 为准静态加载条件下的屈服强度， D 、 p 为材料常数。

对式(17)等号两侧取对数，可得：

$$\ln\left(\frac{\sigma_d}{\sigma_y} - 1\right) = \frac{1}{p} \ln \dot{\epsilon} - \frac{1}{p} \ln D \tag{18}$$

采用式(18)对未腐蚀的38CrMoAl钢试件在不同应变率条件下获得的材料屈服强度进行了参数拟合，拟合结果如图12所示。从图12中可见，修正后的应变率强化项与试验结果吻合较好。对不同周期盐雾腐蚀后的38CrMoAl钢的试验数据进行拟合，修正后的应变率效应参数拟合结果如表6所示。

(2) 腐蚀参数修正

由表2和图3可见，38CrMoAl钢的屈服强度与腐蚀时间负相关，且近似呈线性关系。由式(2)计算得到38CrMoAl钢在不同盐雾腐蚀周期下的动力学参数 $n_c=1.293$ ， n_c 值接近于1。可见在盐雾腐蚀作用下，38CrMoAl钢屈服强度的降低与其腐蚀质量损失正相关。为简化计算，采用线性方程拟合材料腐蚀与强度之间

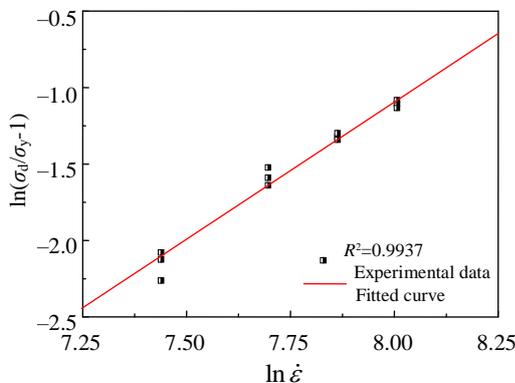


图12 未腐蚀试件修正后的应变率强化项拟合结果与试验对比
Fig.12 Comparison of the fitted results of the modified strain rate enhancement items and the test

表 6 修正后的应变率强化项拟合结果

Table 6 Fitting results of the modified strain rate enhancement

items			
Corrosion period/d	p	D	R^2
0	0.5580	5489	0.9937
10	0.6549	8578	0.9809
20	0.4042	5396	0.9919
30	0.2773	4859	0.9995

的关系，腐蚀修正方程形式为：

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_w} = 1 + at \tag{19}$$

式中： σ_w 为未腐蚀38CrMoAl钢材料的屈服强度； σ_f 为盐雾腐蚀后38CrMoAl钢的屈服强度，准静态下屈服强度按照工程惯例取 $\sigma_{0.2}$ ，即试件发生0.2%塑性变形时所对应的应力，高应变率下材料屈服强度取塑性段拟合曲线与弹性段直线的交点对应的应力； t 为盐雾腐蚀时间； a 为材料常数。

采用式(19)对准静态条件下不同盐雾腐蚀周期38CrMoAl钢试件的试验数据进行了修正，拟合结果如图13所示。从图13中可见，式(19)的拟合结果与试验数据

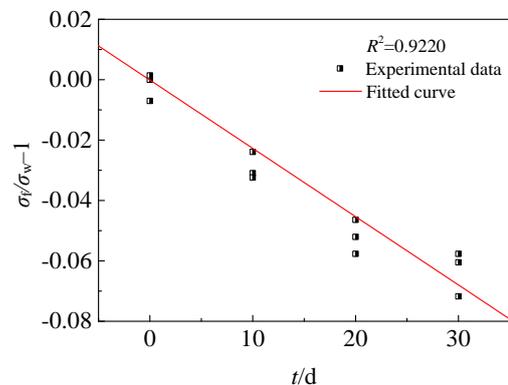


图13 准静态条件下腐蚀修正参数拟合结果
Fig.13 Fitting results of corrosion correction parameters under quasi-static conditions

表 7 不同盐雾腐蚀周期后 38CrMoAl 钢的 J-C 本构模型参数

Table 7 J-C constitutive model parameters of 38CrMoAl steel

after different salt spray corrosion period		
Strain rate/s ⁻¹	$A/\times 10^{-3}$	R^2
0.001	-2.2602	0.9220
1700	-4.9799	0.9850
2200	-6.1834	0.8979
2600	-6.4922	0.8677
3000	-6.3118	0.7815

吻合较好。对高应变速率下不同盐雾周期的试验数据进行拟合，获得了不同应变速率下的腐蚀修正参数，如表7所示。

采用式(20)对表7中获得的应变率与参数 a 的值进行拟合，可得 $p_1=-1.48 \times 10^{-6}$ ， $p_2=-2.433 \times 10^{-3}$ ， $R^2=0.9494$ 。

$$a = p_1 \dot{\epsilon} + p_2 \quad (20)$$

式中， p_1 、 p_2 为材料常数。

(3) 绝热效应修正

材料在受到高应变速率加载时，由于加载时间极短，通常为微秒级，材料在短时间内产生较大变形，由此产生的热量难以散发，导致试件温度快速升高。在高应变速率加载下，材料的绝热温升使材料发生软化，使材料的屈服强度下降，应变硬化效应也随之减弱。材料在冲击过程中的绝热温升为^[33,34]：

$$\Delta T_i = \frac{\eta}{\rho} \int_{\epsilon_1}^{\epsilon_2} \frac{\sigma}{c_v} d\epsilon \quad (21)$$

式中， η 为塑性功转变为内能的比例因子，取值0.95； ρ 为材料密度； c_v 为等容比热容； ϵ_1 、 ϵ_2 分别为最小和最大真应变值。

将修正后的应变率强化项式(17)和腐蚀修正项式(19)、式(20)代入式(13)中，可得：

$$\sigma = (A + B\epsilon^n) \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{D} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \left[1 + (p_1 \dot{\epsilon} + p_2)t \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (22)$$

将式(21)代入式(22)中，且试验环境温度为室温时，可得：

$$\sigma = (A + B\epsilon^n) \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{D} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \left[1 + (p_1 \dot{\epsilon} + p_2)t \right] \left[1 - \left(\frac{\Delta T_i}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (23)$$

由于在室温下进行准静态试验时，试件的温度软化效应可以忽略，因此只考虑高应变速率加载时材料的绝热效应。对于 $\dot{\epsilon} < 1 \text{ s}^{-1}$ 时，忽略材料的绝热效应，对于 $\dot{\epsilon} > 1 \text{ s}^{-1}$ 时，考虑材料的绝热效应，得到绝热效应修正后的J-C方程为

$$\begin{cases} \sigma = (A + B\epsilon^n) \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{D} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \left[1 + (p_1 \dot{\epsilon} + p_2)t \right] \left[1 - \left(\frac{\Delta T_i}{T_m - T_r} \right)^m \right] \\ k = \begin{cases} 0 & \dot{\epsilon} \leq 1 \\ 1 & \dot{\epsilon} > 1 \end{cases} \end{cases} \quad (24)$$

由式(21)可计算得不同周期盐雾腐蚀、不同应变速率条件下38CrMoAl钢试件绝热温升，并对各条件下的应力应变曲线进行拟合，获得了各条曲线的绝热效应参数 m ，如表8所示。从表8中可见，绝热温升随着应变率的提高而提高，随着腐蚀周期的延长而降低。取各试验条件下 m 值的平均值作为修正J-C本构参数 m 的最终值，可得 $m=0.4008$ 。由此，便获得了38CrMoAl钢材料修正J-C本构的所有参数，如表9所示。

2.3.3 修正 J-C 本构模型验证

图 14 为不同盐雾腐蚀周期、不同应变速率条件下 38CrMoAl 钢材料原始和修正 J-C 模型预测值与试验数据的对比。从图 14 中可见，原始 J-C 本构模型对未腐蚀和腐蚀 30 d 后的 38CrMoAl 钢预测值与试验数据存在较大差异，原始的 J-C 本构模型不能很好地描述腐蚀前后 38CrMoAl 钢材料在高应变速率下的流动行为。而在相同条件下，修正 J-C 本构模型预测结果与试验数据具有较好的一致性，表明修正后的 J-C 本构模型可以准确地描述盐雾腐蚀前后 38CrMoAl 钢在高应变速率下的动力学行为。

表 8 高应变速率条件下绝热温升和 m 值

Table 8 Adiabatic temperature rise and m value under high strain rate

Strain rate/s ⁻¹	0 d		10 d		20 d		30 d	
	$\Delta T/^\circ\text{C}$	m						
1700	38.0	0.5064	33.0	0.3720	29.9	0.3316	28.8	0.3440
2200	54.1	0.6672	41.5	0.3679	40.5	0.3422	40.1	0.4325
2600	69.8	0.5243	53.3	0.3493	50.2	0.3758	46.5	0.3529
3000	73.7	0.4557	63.4	0.3410	56.3	0.3250	49.0	0.3246

表 9 修正后的 J-C 本构参数

Table 9 Modified J-C constitutive parameters

Parameter	A/MPa	B/MPa	n	p	D	p_1	p_2	m
Value	711	702	0.4778	0.5580	5489	-1.48×10^{-6}	-2.433×10^{-3}	0.4008

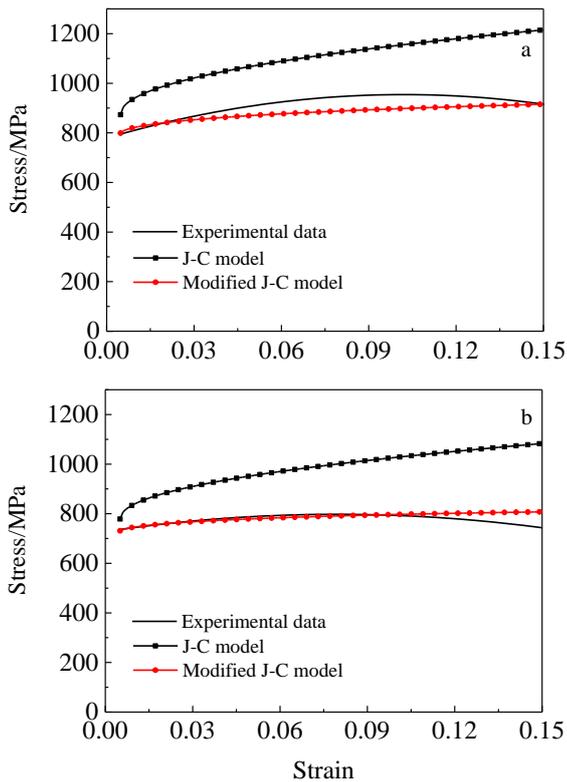


图 14 不同 J-C 模型在不同腐蚀周期和应变率下的试验和预测流动应力比较

Fig.14 Comparison of experimental and predicted flow stresses of different J-C models with different corrosion periods and strain rates: (a) 0 d, 1700 s⁻¹; (b) 30 d, 2600 s⁻¹

3 结 论

1) 38CrMoAl 钢腐蚀速率随着盐雾腐蚀时间的增加而增加, 腐蚀加速过程遵循幂函数公式 $R=1.27t^{1.293}$, 腐蚀产物层对 38CrMoAl 钢的腐蚀起到促进作用。

2) 38CrMoAl 钢的屈服强度随着应变率的提高而提高, 随着盐雾腐蚀周期的增加而降低, 盐雾腐蚀后的 38CrMoAl 钢断口呈现多处撕裂状特征, 腐蚀时间越长, 撕裂状痕迹越多, 撕裂状的断口使得断口颈缩不再是均匀发展, 导致屈服后抗拉强度下降, 屈强比上升。

3) 对 J-C 本构模型中的应变率强化项和绝热软化项进行修正, 并加入了腐蚀修正参数, 使得新模型可以准确地表征 38CrMoAl 钢在盐雾腐蚀环境中动态力学行为。

参考文献 References

[1] Chen Yueliang, Huang Hailiang, Zhang Yong *et al. Materials and Corrosion*[J], 2018, 69(11): 1649
 [2] Guo Mingxiao(郭明晓), Pan Chen(潘 晨), Wang Zhenyao(王振尧) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2018, 54(1): 67

[3] Liu Yuwei(刘雨薇), Zhao Hongtao(赵洪涛), Wang Zhenyao(王振尧). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2020, 56(9): 1247
 [4] Chen Yueliang(陈跃良), Huang Hailiang(黄海亮), Bian Guixue(卞贵学) *et al. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica(航空学报)*[J], 2018, 39(6): 205
 [5] Hui Xulong(惠旭龙), Bai Chunyu(白春玉), Liu Xiaochuang(刘小川) *et al. Explosion and Shock Waves(爆炸与冲击)*[J], 2017, 37(5): 871
 [6] Gao Yu(高 禹), Wang Zhao(王 钊), Lu Chun(陆 春) *et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2015, 43(3): 106
 [7] Zhang Sheng, Zhang Teng, He Yuting *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 802: 511
 [8] Zhang Sheng, Zhang Teng, He Yuting *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2007, 129(11): 105 225
 [9] Chen Yajun, Liu Chenchen, Zhou Jian *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 772: 1
 [10] Chen Yajun, Liu Chenchen, Zhou Jian *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2017, 98(5): 269
 [11] Song Shengqiang, Cui Xiufang, Guo Jin *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 385: 125 357
 [12] Tan Xiaoming, Chen Yueliang, Jin Ping. *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2005, 18(4): 346
 [13] Sun Zhiping, He Guangyu, Meng Qingjie *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2020, 33(6): 1824
 [14] Barter Simon A, Molent Lorrie. *Engineering Failure Analysis*[J], 2014, 39(4): 155
 [15] Avi Leon, Galit Katarivas Levy, Tomer Ron *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(5): 4097
 [16] Zheng Xinzhu, Castaneda Homero, Gao Huajian *et al. Corrosion Science*[J], 2019, 153(6): 53
 [17] Li Guanglei(李光雷), Wei Liyuan(蔚立元), Su Haijian(苏海健) *et al. Chinese Journal of Rock Mechanics and Engineering(岩石力学与工程学报)*[J], 2018, 342(9): 88
 [18] Li Guanglei(李光雷), Wei Liyuan(蔚立元), Hong Jingwen(洪靖文) *et al. Rock and Soil Mechanics(岩土力学)*[J], 2017, 38(11): 3247
 [19] Yu Liyuan, Zhang Zhanqun, Wu Jianguyu *et al. Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2020, 108(8): 102 620
 [20] Liu Ruixue(刘瑞雪). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Xuzhou: China University of Mining and Technology, 2019
 [21] Nie Liangxue, Xu Jinyu, Bai Erlei. *Construction and Building Materials*[J], 2018, 112: 232
 [22] Nie Liangxue(聂良学), Xu Jinyu(许金余), Liu Zhiqun(刘志群) *et al. Explosion and Shock Waves(爆炸与冲击)*[J], 2017, 37(4): 712

- [23] Chen Hui(陈 辉), Zhang Weiping(张伟平), Gu Xianglin(顾祥林). *Journal of Building Materials(建筑材料学报)*[J], 2013, 16(5): 869
- [24] Zhang Daoda(张道达), Zhou Huiyun(周慧云), Meng Yang(孟扬) et al. *Surface Technology(表面技术)*[J], 2017, 46(10): 254
- [25] Sun Shuangqing, Zheng Qifei, Li Defu et al. *Corrosion Science*[J], 2009, 51(4): 719
- [26] Natesan M, Venkatachari G, Palaniswamy N. *Corrosion Science*[J], 2006, 48(11): 3584
- [27] Syed Sabir. *Corrosion Engineering, Science & Technology*[J], 2010, 45(4): 282
- [28] Li Xiaogang(李晓刚). *Initial Behavior and Mechanism of Atmospheric Corrosion of Metals(金属大气腐蚀初期行为与机理)*[M]. Beijing: Science Press, 2009
- [29] Keita Oumer, Dubos Pierre, Chottin Jérôme et al. *Key Engineering Materials*[J], 2015, 651-653: 77
- [30] Xing Wanqiang, Xiong Liangshan, Tang Qi. *China Mechanical Engineering*[J], 2015, 26(17): 2297
- [31] Guo Pengcheng(郭鹏程), Cao Shufen(曹淑芬), Ye Tuo(叶 拓) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2017, 27(6): 1075
- [32] Han Liangliang(韩亮亮), Jing Lin(敬 霖), Zhao Longmao(赵隆茂). *Chinese Journal of High Pressure Physics(高压物理学报)*[J], 2017, 31(6): 785
- [33] Wu Zhiqiang(吴志强), Tang Zhengyou(唐正友), Li Huaying(李华英) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2012, 48(5): 593
- [34] Wu Chiachang, Wang Shinghoa, Chen Chihyuan et al. *Scripta Materialia*[J], 2007, 56(8): 717

Effect of Salt Spray Corrosion Environment on Dynamic Mechanical Properties of 38CrMoAl Steel

Chen Yueliang¹, Zhang Zhuzhu¹, Zhang Yong¹, Bian Guixue¹, Wang Andong¹,
Huang Hailiang^{1,2}, Li Junliang¹, Zhang Yangguang¹

(1. Naval Aviation University Qingdao Campus, Qingdao 266041, China)

(2. 91206 Troops, Qingdao 266109, China)

Abstract: 38CrMoAl steels were subjected to quasi-static and impact tensile tests with strain rates from 0.001 to 3000 s⁻¹ after salt spray corrosion at different periods to investigate the effect of salt spray corrosion environment on the dynamic mechanical properties of 38CrMoAl steel materials under high strain rate conditions. The surface morphology, corrosion pit depth, corrosion product composition and fracture morphology of 38CrMoAl steel after salt spray corrosion were analyzed by digital microscope, FT-IR, SEM and EDS. The results show that the corrosion rate is positively correlated with the salt spray corrosion time, the corrosion acceleration process follows the power function characteristic, and the corrosion product layer promotes the corrosion of 38CrMoAl steel. The yield strength of 38CrMoAl steel increases with the increase of strain rate and decreases with the increase of corrosion cycle. The fracture of 38CrMoAl steel after salt spray corrosion shows many tear-like features. The longer the corrosion time, the more the tear-like marks. The tear-shaped fracture makes the fracture necking of the specimen no longer develop uniformly, resulting in a decrease in the tensile strength and an increase in yield ratio after yielding. The strain rate strengthening term and adiabatic softening term in the J-C constitutive model were corrected, and corrosion correction parameters were added, so that the new model can accurately characterize the dynamic mechanical behavior of 38CrMoAl steel in a salt spray corrosion environment.

Key words: salt spray corrosion; 38CrMoAl; high strain rate; corrosion morphology; fracture analysis; modified J-C constitutive

Corresponding author: Chen Yueliang, Ph. D., Professor, Naval Aviation University Qingdao Campus, Qingdao 266041, P. R. China, E-mail: cyl0532@sina.com