

杂散电流作用下超高性能混凝土钢纤维锈蚀损伤与氯离子传输机理

陈铭岳¹, 马雄鹰², 康 馨³

(1. 中国矿业大学, 深地工程智能建造与健康运维全国重点实验室, 江苏 徐州 221116;

2. 重庆大学土木工程学院, 重庆 400045; 3. 湖南大学土木工程学院, 长沙 410082)

摘 要: 杂散电流泄漏严重威胁地下电气化工程结构的服役寿命, 尽管超高性能混凝土(UHPC)具有比普通混凝土更好的耐久性, 但杂散电流诱发其内部钢纤维锈蚀的机制尚不明确, 限制了其在地下结构的应用。本工作采用快速氯离子迁移法、吸水试验、原子力显微镜和 X 射线计算机断层成像技术来研究杂散电流作用下 UHPC 中钢纤维锈蚀微观特征及氯离子传输机制。研究结果表明: 钢纤维锈蚀导致微观形貌改变, 蚀坑最大深度集中在-580~770 nm 范围内。钢纤维锈蚀膨胀会引发 UHPC 内部出现微裂缝扩展, 增大其孔隙率, 进一步加快了氯离子的传输速率。当外加电压为 30、50 V 和 70 V 时, 孔隙率分别增大至 1.49%~1.95%、1.50%~2.43%和 1.47%~2.96%, 并建立了孔隙率变化与氯离子有效扩散系数的线性方程。

关键词: 超高性能混凝土; 钢纤维锈蚀; 三维孔隙结构; 氯离子传输; 保护层厚度

中图分类号: TU475 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)08-2809-10

网络出版时间: 2026-07-10



近年来, 城市土地资源稀缺已成为制约城市发展的重要因素^[1, 2]。深层地下空间的开发利用变得尤为重要。而地铁等电气化工程的运营会造成杂散电流泄漏, 严重威胁钢筋混凝土结构服役寿命^[3-5]。众多学者研究发现杂散电流对钢筋的加速锈蚀会显著加快钢筋混凝土结构保护层的开裂^[6, 7]。Chen 等^[8]开展了不同电流密度下钢筋混凝土单元体的劣化实验, 发现杂散电流会改变钢筋与混凝土界面过渡区(ITZ)的力学强度, 并开展了拉拔试验, 建立了力学劣化模型。李祥翔等^[9]研究发现杂散电流会导致钢筋呈现非均匀点蚀, 并分析了硫酸根离子对钢筋锈蚀速率的抑制作用。北京、天津地铁均出现过杂散电流泄漏导致的钢筋混凝土结构发生电化学腐蚀^[10]。未来地下空间的开发利用将会导致杂散电流的危害更加严峻。

超高性能混凝土(UHPC)因其优异的耐久性有望成为未来主要建设材料^[11]。长期试验表明, UHPC 在氯盐浸泡数年后的渗透深度仅为毫米级, 氯离子自由扩散系数介于 $7 \times 10^{-15} \sim 2 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$ ^[12], 且

自由浸泡条件下钢纤维锈蚀仅发生在 UHPC 表层, 完全可以满足一般工程的耐久性需求^[13, 14]。然而, 杂散电流会加速钢纤维的锈蚀速率, 主要集中在 2 个方面: 1) 钢纤维的锈蚀会造成 UHPC 力学强度劣化^[15, 16], Song 等^[17]发现 UHPC 裂缝扩展主要发生在应变软化阶段, 锈蚀会使破坏模式由剪切破坏转为拉伸脆性破坏, Yoo 等^[18]基于锈蚀率、截面损失等参数建立了钢纤维锈蚀的力学劣化模型; 2) 钢纤维锈蚀会改变 UHPC 的微观结构^[19, 20], Han 等^[21]通过微观试验观测发现钢纤维锈蚀会诱发微裂缝并改变孔隙结构, 导致保护层开裂或剥落, Hwang 等^[22]揭示锈蚀会增大 ITZ 孔隙率, 加速氯离子传输。上述研究表明钢纤维锈蚀会改变 UHPC 孔隙结构, 影响氯离子传输机制。

杂散电流作用下, UHPC 中氯离子传输主要受到自由扩散^[23]、电迁移^[24]和钢纤维锈蚀引起的孔隙结构变化共同影响。自由扩散和电迁移作用的研究已经趋于成熟, 但钢纤维锈蚀对氯离子传输的影响缺乏深入研究, 未量化考虑钢纤维锈蚀对 UHPC

收稿日期: 2025-06-10。 修订日期: 2025-07-19。

基金项目: 国家自然科学基金重大项目(52090082); 中国博士后科学基金(2025M770439); 国家资助博士后研究人员计划(GZB2025 0744); 青年科学基金项目 C 类(5250080597)。

第一作者: 陈铭岳(1995—), 男, 博士, 助理研究员。

通信作者: 康 馨(1986—), 男, 博士, 教授。

Received date: 2025-06-10. Revised date: 2025-07-19.

First author: CHEN Mingyue (1995—), male, Ph.D., Assistant Researcher Fellow.

E-mail: mychen@cumt.edu.cn

Correspondent author: KANG Xin (1986—), male, Ph.D., Professor.

E-mail: kangxin@hnu.edu.cn

微观结构和氯离子传输的影响规律, 未揭示杂散电流对锈蚀钢纤维微观形貌特征的影响规律。本研究采用快速氯离子迁移(RCM)法开展杂散电流作用下 UHPC 的氯离子侵蚀实验, 通过吸水试验、原子力显微镜(AFM)和 X 射线计算机断层成像(X-CT)等手段研究杂散电流对 UHPC 中钢纤维锈蚀特征和微观结构演化的影响规律, 揭示钢纤维锈蚀微观形貌和三维分布特征, 量化孔隙率对氯离子传输的影响机制, 并分析了孔隙率变化对 UHPC 保护层厚度的影响。

1 实验

1.1 试验材料及样品设计

本工作试验所采用的材料包括硅酸盐水泥(P·II 52.5)、硅灰(粒径 0.1~0.2 μm)、粉煤灰(FI)、石英粉(粒径 20~100 μm)、石英砂(粒径 450~900 μm)、减水剂和钢纤维, 钢纤维体积比为 2%, 长度为 8 mm, 直径为 0.12 mm。材料的配合比见表 1。

表 1 UHPC 的组分含量
Table 1 Mix ratio of UHPC

kg/m³

Cement	Silica fume	Fly ash	Quartz powder	Quartz sand	Water	Water reducing agent	Steel fibers
771.2	154.2	77.1	848.4	152.4	192.1	20.1	157.5

表 2 UHPC 的力学强度指标
Table 2 Mechanical strength of UHPC

Mechanical strength	Cubic compressive/MPa	Prismatic compressive/MPa	Flexural strength/MPa
A1	152.80	140.30	26.30
A2	147.60	136.70	27.00
A3	150.20	138.80	26.80
Average	150.20	138.60	26.70
Error range	150.20 $\pm$ 2.60	138.60 $\pm$ 1.80	26.70 $\pm$ 0.35

1.2 试验设计及测试方法

1.2.1 UHPC 的电场锈蚀试验 为避免毛细吸附作用影响氯离子扩散系数的测定, 试验前采用真空饱水机(NJ-BSJ)对试样进行真空饱和处理, 持续 2 天, 使试样内部孔隙充分饱水。试验借鉴了 RCM 法, 阳极溶液为 0.3 mol/L NaOH, 阴极溶液为 10% (质量分数) NaCl, 电源可以提供稳定的电压。本试验设置了 3 种不同的电压, 分别为 30、50 V 和 70 V, 试验时间为 7 d。试验结束后, 对试样进行吸水试验、钢纤维微观形貌表征、三维 X-CT 扫描和钻孔取粉测定氯离子含量。

1.2.2 AFM 检测 生锈的钢纤维通常表现出粗糙和不规则的表面形貌, AFM(Park-NX20)可以进行高分辨率观察和分析其表面形貌, 有助于了解钢纤维

首先, 按表 1 的配合比将水泥、硅灰、粉煤灰、石英粉与石英砂投入混凝土搅拌机中, 常温下干拌 3 min 至均匀; 然后向混合料中依次加入水及减水剂, 继续搅拌 6 min, 确保浆体充分分散; 其次, 均匀撒布钢纤维至拌合物中, 延长搅拌 6 min, 直至纤维分布均匀且无结团现象; 最后, 将拌合物注入尺寸为 $\phi 100 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ 的试模中, 振捣密实后静置 24 h 完成初凝。脱模后将试样置于标准养护室[温度(20 $\pm$ 2) $^{\circ}\text{C}$, 相对湿度 $\geq 95\%$]中养护 28 d 后开展电场锈蚀试验。

浇筑了立方体 UHPC 试件(100 mm $\times$ 100 mm $\times$ 100 mm)和棱柱体 UHPC 试件(100 mm $\times$ 100 mm $\times$ 300 mm 及 100 mm $\times$ 100 mm $\times$ 400 mm), 用以测定立方体抗压强度、棱柱体抗压强度和抗折强度。每组测试均采用 3 个试件, 按照标准试验方法进行, 最终结果取平均值(表 2)。实测 UHPC 立方体抗压强度为 150.2 MPa, 棱柱体抗压强度为 138.6 MPa, 抗折强度为 26.7 MPa。

维的锈蚀机理和性能变化。锈蚀后的钢纤维表面会存在氧化层及锈蚀产物, 需对样品进行酸洗以去除锈蚀产物^[25]。首先将锈蚀的钢纤维浸泡在质量分数为 5% 的酒精中, 直到表面氧化层溶解, 然后放入质量分数为 5% 的中和溶液(碳酸钠)中并摇晃。然后, 将它们浸入另一瓶中和液里面, 最后取出并用毛巾擦拭干净, 然后放入烘箱(105 $^{\circ}\text{C}$)中进行烘干以备。采用环氧树脂胶将钢纤维水平粘贴在刚性基底上, 保证长轴尽可能与基底平面平行。选择 TappingMode 模式, 扫描区域大小为 5 $\mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$, 扫描速率为 0.3~1.0 Hz。

1.2.3 吸水试验 在进行电场试验前, 将试样置于烘箱中干燥。烘箱的温度保持在 60 $^{\circ}\text{C}$, 以减少温度对 UHPC 内部孔隙结构的影响。通过湿度调节系

统使其相对湿度维持在 15%，干燥时间初步设置为 48 h。一旦试样达到稳定的质量，就从烘箱中取出，放入混凝土饱水机中进行饱和，测量试样饱水前后的质量。电场试验完成后，重复相同的步骤，通过吸水质量的变化来计算 UHPC 的有效孔隙率[式(1)]。

$$\varphi = \frac{m_s - m_d}{m_d} \times 100\% \quad (1)$$

式中： φ 是有效孔隙率； m_s 是试样饱和后的质量(g)； m_d 是试样干燥后的质量(g)。

1.2.4 X-CT 技术 X-CT 是一种利用 X 射线分析内部结构信息的非破坏性成像技术，在研究混凝土孔隙率变化和裂缝演化上具有显著优势^[26]。本次测试所用的仪器为 Xradia 515 Versa，采用 X-CT 技术对锈蚀后的 UHPC 试样进行三维重建，该方法可以直接看到不同深度钢纤维的锈蚀特征和裂缝的演化过程。氯离子侵蚀试验结束后，对试样进行钻孔取芯，芯体尺寸是直径为 10 mm，高度为 15 mm 的圆柱体。样品的扫描精度为 16.69 μm ，共 1010 个投影照片。扫描结束后，利用 AVZIO 软件对取芯样品进行切片、阈值分割和三维结构重建等操作，分析钢纤维锈蚀的微观结构演化机制。

1.2.5 氯离子含量测定 氯离子在混凝土中多以游离氯离子的形式存在，因此本试验只测量游离氯离子含量。由于 UHPC 试样表面有氯化钠的沉淀，在钻孔和取粉前，需要将第 1 个取样点磨去表面。使用平均值来表示每个采样间隔。例如，当采样深度为 0~2.5 mm 时，用 1.25 mm 表示，当采样深度为 20~30 mm 时，用 25 mm 表示。使用直径为 6 mm 的高精度钻头进行取样，取样完成后，将粉末干燥，称取 1 g，溶解于 50 mL 去离子水中。用磁力搅拌器强力搅拌 10 min，然后浸泡 24 h。最后提取 20 mL 溶液，测定氯离子浓度^[27]。采用离子计(PHBJ-260)对氯离子含量进行测定，该离子计具有温度自动读取和补偿功能，测量范围为 10^{-6} ~ 10^{-1} mol/L。利用式(2)计算游离氯离子的含量。

$$c_f = \frac{c \times 35.5 \times 50 \times 10^{-3}}{1} \times 100\% \quad (2)$$

式中： c_f 是游离氯离子含量(质量分数，%)； c 是溶液的氯离子浓度(mol/L)。

2 结果与讨论

2.1 锈蚀试验的电流变化

根据试验结果可知，不同电压条件下 UHPC 的电流-时间关系呈现显著差异(图 1)。

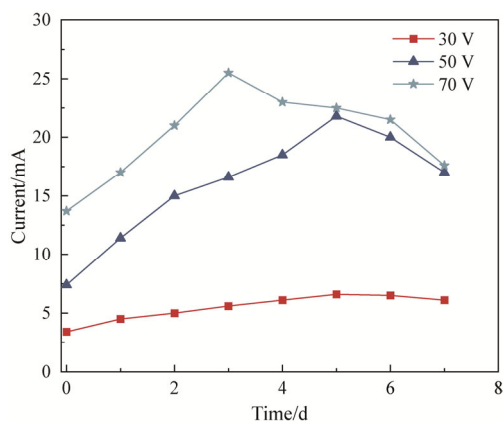


图 1 不同电压作用下 UHPC 的电流值变化
Fig. 1 Current in UHPC under different voltage

当施加 30 V 电压时，试件的电流值随时间延长呈现缓慢增长趋势，当电压升高至 50 V 和 70 V 时，电流值则表现出明显的增长现象。随着外加电压的增大，电流峰值出现的时间明显提前。UHPC 的导电性能主要受两方面因素影响：1) 氯离子在电场作用下的迁移会显著降低材料的电阻率；2) 钢纤维锈蚀产物的生成则会增大体系的电阻。试验初期，在电场驱动下，氯离子快速向 UHPC 内部迁移，导致电流持续上升。当氯离子浓度达到钢纤维锈蚀的临界浓度时，钢纤维开始发生电化学锈蚀。此时，电流变化规律取决于氯离子迁移与锈蚀产物积累的竞争机制。当电流值出现下降趋势时，表明锈蚀产物对电阻的增大效应已超过氯离子迁移的导电增强作用。

2.2 钢纤维锈蚀的微观形貌特征

侵蚀试验结束后分别取不同电压下，同一深度(2 mm 位置处)的钢纤维进行微观形貌特征观测，对钢纤维蚀坑深度进行统计。结果发现，不同锈蚀状态的钢纤维具有显著的差异(图 2)。当电压为 30 V 时，钢纤维的蚀坑深度主要在 -250~200 nm 之间；当电压为 50 V 时，钢纤维的蚀坑深度主要在 -430~700 nm 之间；当电压为 70 V 时，钢纤维的蚀坑深度主要在 -580~770 nm 之间。

2.3 有效孔隙率

吸水试验计算得到的有效孔隙率见图 3。样品均进行了 3 次重复试验以保证结果的准确性，并计算得到了样品的标准差，集中在 0.026~0.086。在电场试验前，所有 UHPC 试样的初始孔隙率基本相等。当电场试验结束后，UHPC 的有效孔隙率有明显变化。当电压为 30 V 时，有效孔隙率从 0.50%增大到 0.58%；当电压为 50 V 时，有效孔隙率从 0.60%

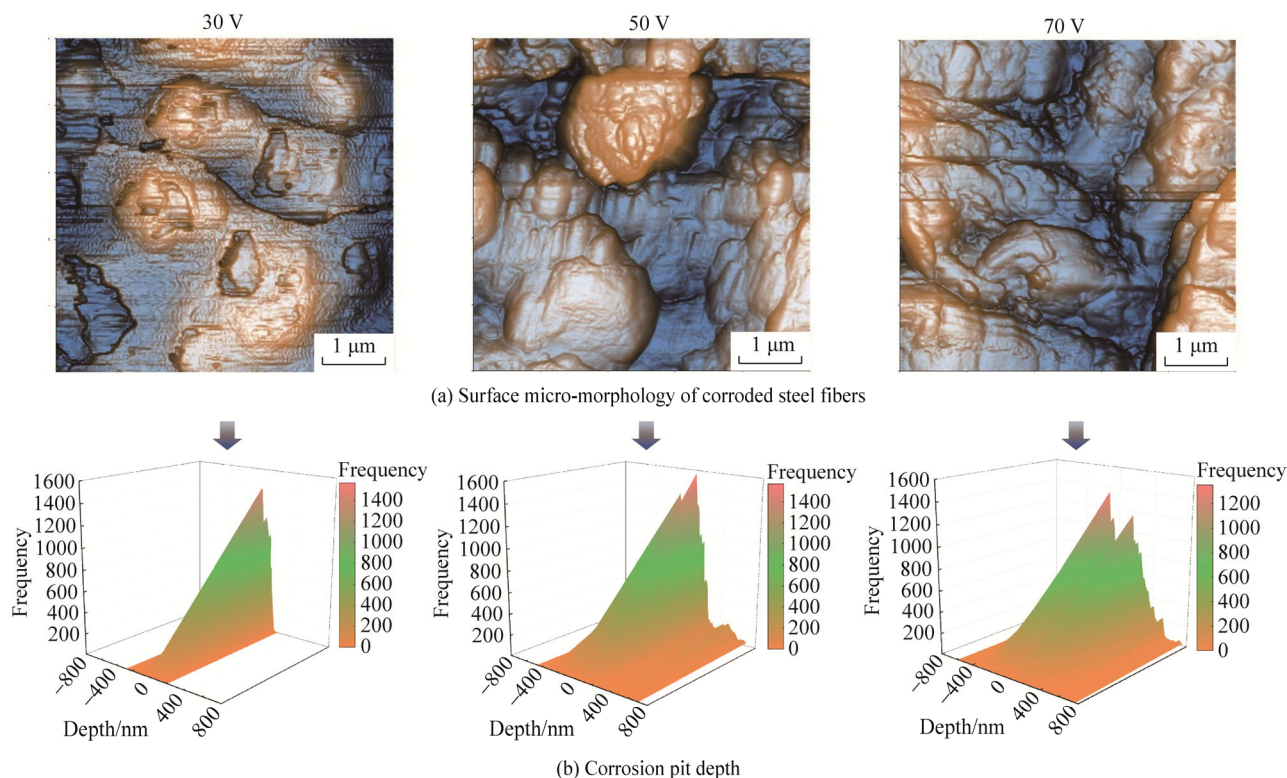


图2 不同电压作用下钢纤维锈蚀微观形貌特征及蚀坑深度

Fig. 2 Surface micro-morphological characteristics and corrosion pit depth of steel fibers under different voltages

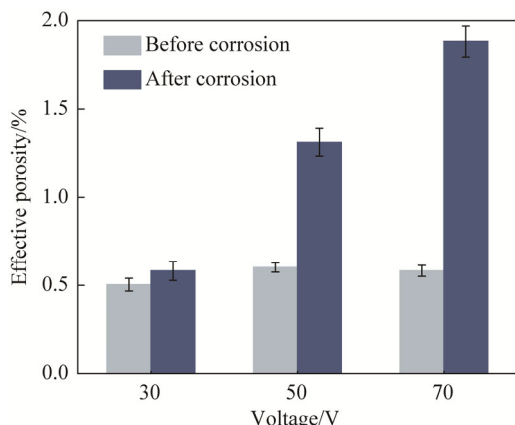


图3 电场强度对 UHPC 有效孔隙率的影响

Fig. 3 Influence of electric field on the effective porosity of UHPC

增大到 1.31%；当电压为 70 V 时，有效孔隙率从 0.58%增大到 1.88%。结果表明，电压增高会增大 UHPC 的有效孔隙率。

2.4 UHPC 内部微观结构演化

2.4.1 UHPC 微裂缝扩展 利用 AVZIO 软件对取芯样品进行处理，选取不同深度位置的切片(105、205、305、505)，分析钢纤维锈蚀对 UHPC 微观结构的影响深度(图 4)。图 4 中的黑色孔洞为 UHPC 自身的孔隙，白色为 UHPC 内部的钢纤维，可以明

显看到微裂缝均出现在钢纤维附近。当电压为 30 V 时，不同深度位置的切片均未观察到明显的微裂缝，即使是最靠近侵蚀方向的 105 切片(深度为 1.55 mm)也未观察到裂缝扩展；当电压为 50 V 时，505 切片未观察到微裂缝，205 和 105 切片可以明显观察到一些微小裂缝，且越接近侵蚀方向，微裂缝扩展现象越明显，裂缝的扩展路径和钢纤维的分布具有明显的一致性；当电压为 70 V 时，105 和 205 切片位置出现了明显的裂缝，且裂缝宽度远大于 50 V 电压侵蚀下的裂缝宽度，测量得到 105 切片的裂缝宽度在 77~326 μm，裂缝长度在 3600~5200 μm。

2.4.2 锈蚀钢纤维特征 为了进一步分析钢纤维的锈蚀特征，利用 AVZIO 软件对取芯样品进行阈值分割，得到不同电压作用下锈蚀钢纤维的三维分布情况(图 5)。由于钢纤维的长度略小于取芯样品的尺寸，钢纤维的随机分布会导致体积率的变化并不均一，因此难以通过计算钢纤维的体积损失率来分析锈蚀情况。当电压为 30 V 时，浅层区域的钢纤维发生轻微锈蚀，并无明显的形态变化；当电压为 50 V 时，浅层的钢纤维已经出现了明显的截面损失，钢纤维表面出现坑坑洼洼的凸起，钢纤维局部区域横截面损失严重；当电压为 70 V 时，浅层区域的钢纤维出现严重锈蚀，钢纤维的形态发生明显变化，钢

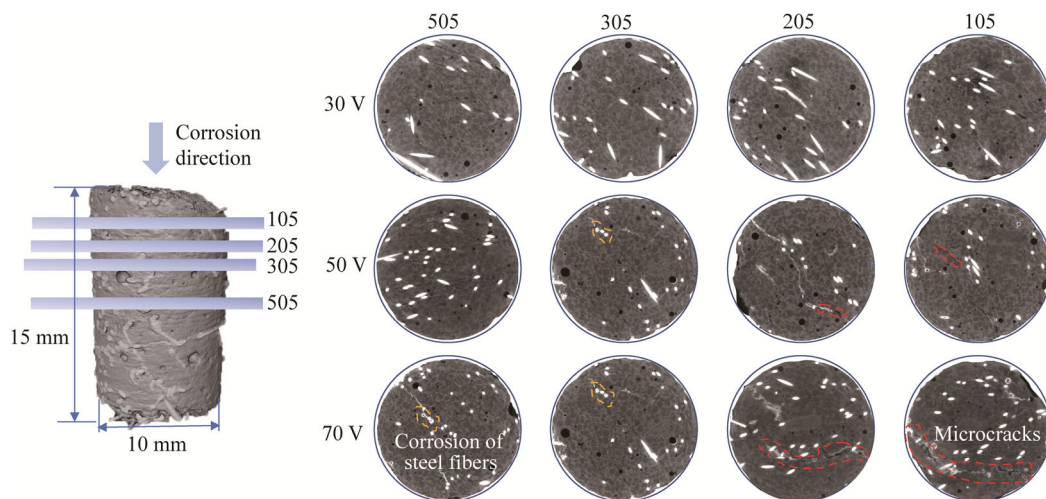


图 4 UHPC 不同深度位置处的微裂缝扩展

Fig. 4 Microcrack propagation across different depths in UHPC

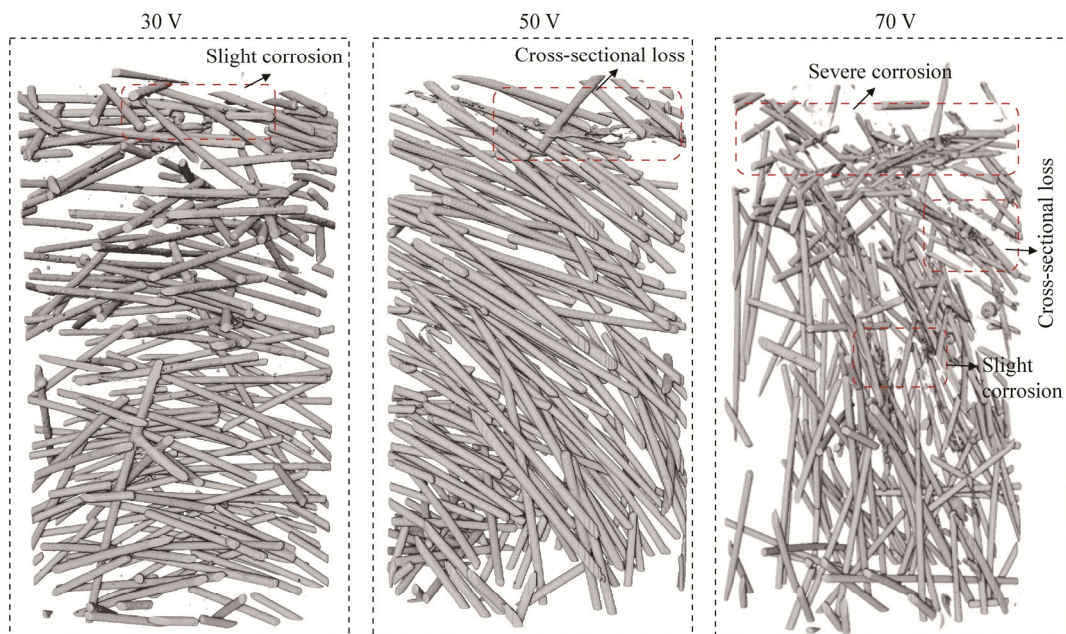


图 5 不同电压条件下 UHPC 内部锈蚀钢纤维的三维分布特征

Fig. 5 3D distribution of corroded steel fibers in UHPC under different voltage conditions

纤维截面损失严重, 出现断口。随着深度增加, 钢纤维的锈蚀情况减弱。上述结果表明, 杂散电流会明显加重钢纤维的锈蚀, 甚至引起钢纤维出现断口, 失去其承载能力。

2.4.3 三维孔隙结构分布特征 前文表明钢纤维的锈蚀会使 UHPC 内部产生微裂缝, 增大其有效孔隙率。本节采用 AVZIO 软件对 UHPC 内部的孔隙进行阈值分割, 得到不同电压作用下 UHPC 的三维孔隙结构(图 6), 图中的较大孔隙为浇筑过程中未捣实留下的。为了分析钢纤维锈蚀对孔隙率的影响, 将取芯样品分为 3 部分, 每隔 5 mm 进行切割, 分区域计算孔隙率, 在此定义该孔隙率为表观孔隙率(表 3)。

当电压为 30 V 时, 0~5 mm 深度的表观孔隙率为 1.95%, 5~15 mm 深度的表观孔隙率基本一致, 表明该深度范围内钢纤维的锈蚀会引起孔隙结构的变化。当电压为 50 V 时, 0~5、5~10 mm 和 10~15 mm 深度的表观孔隙率依次为 2.43%、1.87%和 1.50%, 表明此时钢纤维的锈蚀已经影响到了 5~10 mm 深度, 0~5 mm 深度的表观孔隙率约为未受到钢纤维锈蚀影响深度的表观孔隙率(10~15 mm)的 1.5 倍。当电压为 70 V 时, 0~5、5~10 mm 和 10~15 mm 深度的表观孔隙率依次为 2.96%、2.35%和 1.47%。0~10 mm 深度内的孔隙率明显增大, 影响深度与电压为 50 V 时的样品基本保持一致。

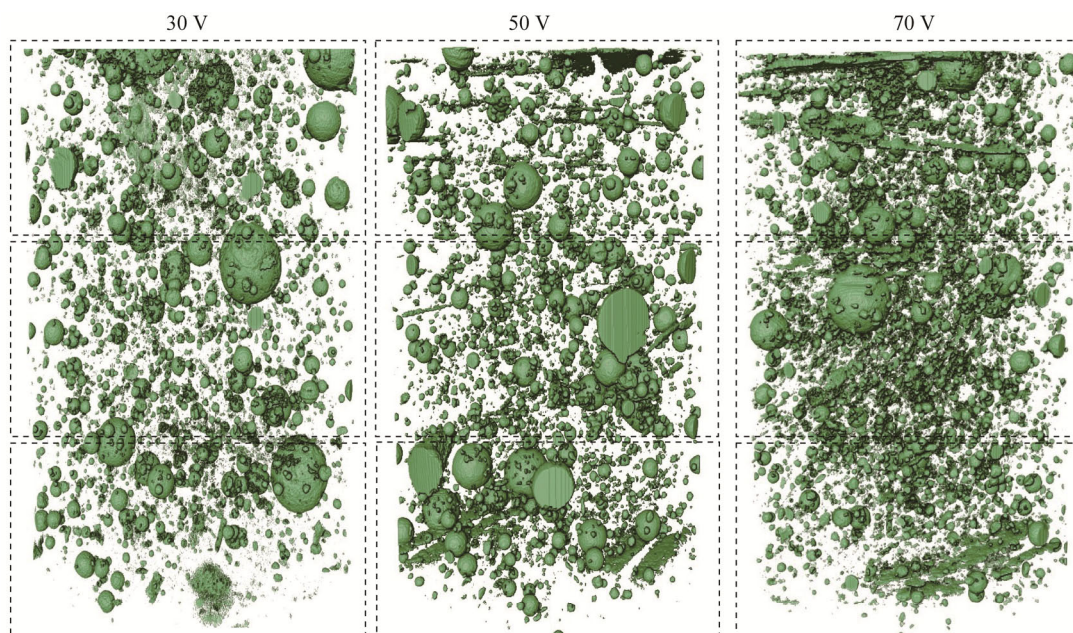


图6 不同电压条件下 UHPC 三维孔隙分布特征

Fig. 6 3D pore distribution in UHPC under different voltage conditions

表3 UHPC 表观孔隙率
Table 3 UHPC apparent porosity

Voltage/V	Porosity in 0–5 mm range/%	Porosity in 5–10 mm range/%	Porosity in 10–15 mm range/%
30	1.95	1.52	1.49
50	2.43	1.87	1.50
70	2.96	2.35	1.47

2.5 氯离子含量

电压越大, 氯离子的扩散深度越大(图 7)。在此定义游离氯离子浓度达到 0.01% 的位置为氯离子渗透深度。当电压为 30、50 V 和 70 V 时, 渗透深度分别为 8.8、11.3 mm 和 12.0 mm。为了进一步分析电场的影响, 采用菲克定律拟合确定氯离子的有效扩散系数, 计算公式如式(3)所示。

$$c(x, t) = c_s - (c_s - c_0) \times \operatorname{erf} \left(\frac{x}{\sqrt{4D_f t}} \right) \quad (3)$$

式中: $c(x, t)$ 是氯离子在某一时间、位置处的浓度; c_s 是表面氯离子浓度; c_0 是初始氯离子浓度 ($c_0=0$); D_f 是氯离子有效扩散系数 (m^2/s); erf 是高斯误差函数; x 是扩散深度 (mm); t 是扩散时间 (s)。

当电压为 30 V 时, 氯离子有效扩散系数为 $3.68 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$; 电压为 50 V 时, 有效扩散系数增大到 $9.11 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$; 当电压为 70 V 时, 有效扩散系数增大至 $28.3 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$, 远超于其他电场条件下的氯离子有效扩散系数。结果表明 UHPC 在较低电

压下表现出良好的耐久性。当电压较大时, 钢纤维的锈蚀程度显著加重, UHPC 会发生明显的开裂, 氯离子的有效扩散系数显著增加。

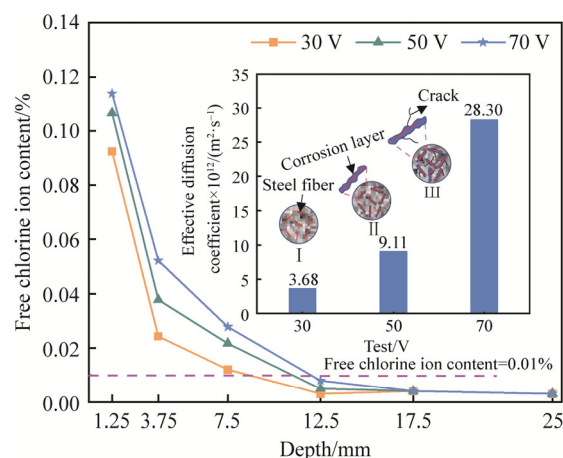


图7 自由氯离子含量和氯离子有效扩散系数

Fig. 7 Free chloride ion content and effective diffusion coefficient of chloride ions

UHPC 在电场的作用下共经历了 3 个主要阶段: 1) 氯离子到达钢纤维表面并积累, 直到达到钢纤维的临界氯离子浓度; 2) 钢纤维的锈蚀会导致锈蚀层的形成, 并开始填充孔隙; 3) 锈蚀产物的增加导致在 UHPC 内部产生拉应力并造成微裂缝的形成。随着钢纤维锈蚀的加剧, 微裂缝的扩展也越来越明显, 最终导致 UHPC 外表面出现明显的裂缝甚至造成剥落。

2.6 氯离子传输机制

前文分析表明,杂散电流会引起钢纤维的锈蚀,增大 UHPC 孔隙率,加快氯离子的传输速率。有学者提出了考虑氯离子、硫酸根、钙离子等多离子耦合的电化学框架,分析了离子的相互影响机制和孔隙结构的时空分布特征,建立了相关模型^[28-30]。本工作仅考虑孔隙结构对氯离子传输的影响,因此本节采用扩散-电迁移方程^[31]进行数值计算,理论公式如式(4)所示。

$$J(x) = -D \times \nabla C(x, t) - \frac{ZF}{RT} D \times \nabla C(x, t) \times E(x, t) \quad (4)$$

式中: $J(x)$ 为氯离子在一定深度位置的通量 (mol/m^3); D 为氯离子自由扩散系数 (m^2/s); ∇C 是浓度梯度的空间导数 (mol/m^4); Z 为氯离子的电荷数 ($Z=1$); F 为法拉第常数 ($9.648\,46 \times 10^4 \text{ C/mol}$); R 为理想气体常数 [$8.314\,3 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K}^{-1})$]; T 为绝对温度 (K); $E(x, t)$ 为某时刻、某位置的电场强度 (V/m)。

数值计算采用 COMSOL 软件,模拟 1 (S1) 只采用稀物质传递模块,利用上文拟合得到的不同电压下的氯离子有效扩散系数进行计算。模拟 2 (S2) 采用稀物质传递模块和静电模块,即仅考虑氯离子的扩散-电迁移作用,不考虑钢纤维锈蚀的影响。稀物质传递模块需要输入氯离子自由扩散系数和表面浓度,氯离子自由扩散系数采用本人的前期试验结果 ($0.06 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$)^[32],表面浓度设置为 $240 \text{ mol}/\text{m}^3$,该浓度来源于江苏省地区 0~100 m 埋深地下水中的最大氯离子浓度。静电模块需要定义离子电荷数,介电常数和电压,氯离子电荷数为 1, UHPC 的介电常数根据经验设置为 5,电压的取值和试验保持一致。试验期为 28 d,计算结果见图 8。

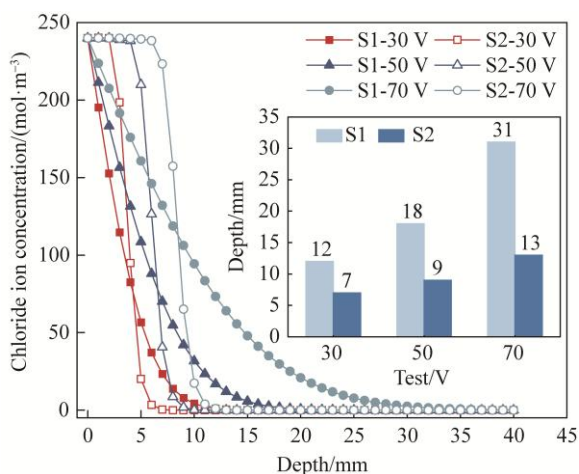


图 8 钢纤维锈蚀对氯离子传输的影响

Fig. 8 Effect of steel fiber corrosion on chloride ion transport

2 种模拟方法在氯离子传输规律上具有明显的差异。采用扩散-电迁移方程计算时,浅层位置会存在氯离子含量相等的区域,但模拟计算得到的氯离子渗透深度较小。电压为 30 V 时, S2 的渗透深度约为 7 mm,而 S1 的渗透深度为 12 mm;电压为 50 V 时, S2 的渗透深度约为 9 mm,而 S1 的渗透深度为 18 mm;电压为 70 V 时, S2 的渗透深度约为 13 mm,而 S1 的渗透深度为 31 mm。采用有效扩散系数得到的氯离子含量随着深度的增大呈现逐渐降低的趋势,但氯离子的渗透深度远远大于采用扩散-电迁移方程得到的渗透深度。该差异表明钢纤维的锈蚀增大了氯离子的传输速率,电压的升高会增强钢纤维锈蚀对氯离子传输的影响。

钢纤维的锈蚀会引起孔隙率的增大,改变 UHPC 的氯离子有效扩散系数。利用前文计算得到的表观孔隙率定量化分析孔隙结构变化对氯离子有效扩散系数的影响。由于实验结果表明钢纤维锈蚀的影响深度在 0~10 mm。因此选择该深度区域的表观孔隙率数据进行分析(表 4)。由实验结果可知,未受到钢纤维影响的 UHPC 表观孔隙率取最大值为 1.52%。定义 0~5 mm 和 5~10 mm 的表观孔隙率为 X_1 和 X_2 ,氯离子有效扩散系数为 Y ,采用线性回归对表 4 的数据进行拟合。鉴于本工作仅有 4 个样本量,拟合结果不稳定,引入正则化(Lasso 和 Ridge)可以对线性拟合进行优化。 $Y(\text{Lasso}) = -39.43 + 6.58X_1 + 19.48X_2$, $R^2 = 0.97$; $Y(\text{Ridge}) = -36.28 + 7.55X_1 + 16.38X_2$, $R^2 = 0.97$ 。 R^2 为决定系数,越接近 1,表明拟合效果越好。经过对比可知,引入 Ridge 对低电场的的数据预测更为准确,且实际的杂散电流远小于本实验设计的电场强度,因此最终确定 $Y = -36.28 + 7.55X_1 + 16.38X_2$ 。上述公式可用于简单计算电场影响下 UHPC 的氯离子有效扩散系数,但当锈蚀时间较长或孔隙率变化微小时,该公式具有一定的局限性。后续可通过增加试验数据进一步完善,并考虑长时间效应对孔隙结构的影响。

表 4 UHPC 表观孔隙率与氯离子有效扩散系数的线性分析
Table 4 Linear relationship between UHPC apparent porosity and effective chloride diffusion coefficient

Voltage/V	Porosity in 0~5 mm range/%	Porosity in 5~10 mm range/%	Effective diffusion coefficient of chloride ions $\times 10^{-12}/(\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$
0	1.52	1.52	0.06
30	1.95	1.52	3.68
50	2.43	1.87	9.11
70	2.96	2.35	28.3

3 结论与展望

1) 杂散电流会引起钢纤维微观形貌发生变化, 最大蚀坑深度集中在 $-580\sim 770\text{ nm}$ 范围内。越接近侵蚀面, 钢纤维锈蚀越严重, 甚至引起钢纤维出现断口, 失去其承载能力。

2) 吸水试验表明杂散电流增大了 UHPC 的有效孔隙率, 施加 30、50 V 和 70 V 后的孔隙率可增大至 0.58%、1.31%和 1.88%。孔隙率增大的主要原因是钢纤维锈蚀膨胀导致 UHPC 内部出现微裂缝扩展。

3) 量化了钢纤维锈蚀引起的表观孔隙率变化, 未受到杂散电流影响的表观孔隙率在 1.47%~1.56% 之间, 电压越大, 表观孔隙率变化越明显。例如, 当电压为当电压为 70 V 时, 0~5、5~10 mm 和 10~15 mm 的表观孔隙率依次为 2.96%、2.35%和 1.47%。

4) 数值模拟表明忽略钢纤维锈蚀会低估氯离子的传输速率, 并建立了表观孔隙率与氯离子有效扩散系数的线性方程。

尽管本工作量化了杂散电流对于孔隙率大小的影响, 并拟合建立了孔隙率与氯离子有效扩散系数的线性方程, 但钢纤维锈蚀对孔隙率的影响是随着时间而持续变化的, 因此后续的研究需深入分析时间与孔隙率的量化关系, 从而建立孔隙率与氯离子有效扩散系数的时变动态方程。目前 UHPC 材料最广泛的应用领域就是对地下工程结构进行加固, 该技术的主要目的是保障其力学强度。在未来深地电气化工程建设中, 也需考虑钢纤维锈蚀对 UHPC 中氯离子传输的影响机制。

参考文献:

- [1] DENG F, CHENG T X, HUANG Y, et al. Evaluation of urban underground space *via* automated constraint identification and hybrid analysis[J]. *Tunn Undergr Space Technol*, 2024, 153: 106005.
- [2] 李云燕, 蔡欣珂, 王艳红. 我国城市深部地下空间开发挑战与发展战略[J]. *地下空间与工程学报*, 2025, 21(1): 1–15.
LI Yunyan, CAI Xinke, WANG Yanhong. *Chin J Undergr Space Eng*, 2025, 21(1): 1–15.
- [3] TANG K K. Stray current induced corrosion of steel fibre reinforced concrete[J]. *Cem Concr Res*, 2017, 100: 445–456.
- [4] 衣军勇, 刘玲, 王晓晖, 等. 地铁杂散电流腐蚀劣化钢筋混凝土机理及抑制研究进展[J]. *材料导报*, 2022, 36(增刊2): 201–204.
YI Junyong, LIU Ling, WANG Xiaohui, et al. *Mater Rep*, 2022, 36(Suppl 2): 201–204.
- [5] CHEN M Y, CHEN R P, CHEN Y Q, et al. Stray current induced chloride ion transport and corrosion characteristics of cracked ultra-high performance concrete[J]. *Constr Build Mater*, 2023, 398: 132536.
- [6] 吕冠东, 刘利先, 叶娇, 等. 杂散电流环境下内掺水性渗透结晶材料对混凝土中钢筋腐蚀行为影响的研究[J]. *材料导报*, 2025, 39(增刊1): 252–256.
LV Guandong, LIU Lixian, YE Jiao, et al. *Mater Rep*, 2025, 39(Suppl 1): 252–256.
- [7] 叶瑞丰, 雅菁, 尚静媛, 等. 杂散电流与氯离子耦合作用下对钢筋混凝土性能的影响[J]. *天津城建大学学报*, 2020, 26(5): 333–336.
YE Ruifeng, YA Jing, SHANG Jingyuan, et al. *J Tianjin Chengjian Univ*, 2020, 26(5): 333–336.
- [8] CHEN Y Q, CHEN M Y, CHEN R P, et al. Deterioration mechanism of chloride attack on reinforced concrete under stray current and high hydraulic pressure coexistence environment[J]. *Mater Struct*, 2023, 56(9): 160.
- [9] 李祥翔, 金祖权, 逢博. 杂散电流与复合离子作用下埋地碱激发矿渣混凝土中钢筋锈蚀研究[J]. *硅酸盐通报*, 2024, 43(10): 3595–3606.
LI Xiangxiang, JIN Zuquan, PANG Bo. *Bull Chin Ceram Soc*, 2024, 43(10): 3595–3606.
- [10] PENG P, ZENG X J, LENG Y, et al. A new on-line monitoring method for stray current of DC Metro system[J]. *IEEE Transactions Elec Engng*, 2020, 15(10): 1482–1492.
- [11] ABBAS S, SOLIMAN A M, NEHDI M L. Exploring mechanical and durability properties of ultra-high performance concrete incorporating various steel fiber lengths and dosages[J]. *Constr Build Mater*, 2015, 75: 429–441.
- [12] KONO K, MUSHA H, KAWAGUCHI T, et al. Durability study of the first PC bridge constructed with ultra high strength fiber reinforced concrete in japan[J]. *Int. Sym on Con*. 2013, 2013: 239–248.
- [13] PROVETE VINCLER J, SANCHEZ T, TURGEON V, et al. A modified accelerated chloride migration tests for UHPC and UHPFRC with PVA and steel fibers[J]. *Cem Concr Res*, 2019, 117: 38–44.
- [14] CHEN M Y, CHEN R P, CHEN Y Q, et al. Chloride ion transport in unsaturated ultra-high performance concrete cracks under high hydraulic pressures[J]. *Constr Build Mater*, 2023, 409: 133810.
- [15] SHIN W, YOO D Y. Influence of steel fibers corroded through multiple microcracks on the tensile behavior of ultra-high-performance concrete[J]. *Constr Build Mater*, 2020, 259: 120428.
- [16] FRAZÃO C, BARROS J, CAMÕES A, et al. Corrosion effects on pullout behavior of hooked steel fibers in self-compacting concrete[J]. *Cem Concr Res*, 2016, 79: 112–122.
- [17] SONG Z P, LI S H, CHENG L L, et al. Corrosion-induced deterioration and fracture mechanisms in ultra-high-performance fiber-reinforced concrete[J]. *Constr Build Mater*, 2024, 423: 135886.
- [18] YOO D Y, SHIN W, CHUN B, et al. Assessment of steel fiber corrosion in self-healed ultra-high-performance fiber-reinforced concrete and its effect on tensile performance[J]. *Cem Concr Res*, 2020, 133: 106091.
- [19] SONG Z P, LI S H, YU Q L. Chloride induced mechanical degradation of ultra-high performance fiber-reinforced concrete: Insights from corrosion evolution paths[J]. *Constr Build Mater*, 2023, 395: 132329.
- [20] CHEN M Y, CHEN Y Q, ZHU D J, et al. Impact of stray current-induced steel fiber corrosion on the durability of ultra-high-performance concrete[J]. *Constr Build Mater*, 2025, 489: 142386.
- [21] HAN J J, MIAO Z, WANG J L, et al. Investigation of the corrosion-induced damage mechanism of steel fibers in ultra-high-performance steel fiber-reinforced concrete using X-ray computed tomography[J]. *Constr Build Mater*, 2023, 368: 130429.

- [22] HWANG J P, JUNG M S, KIM M, et al. Corrosion risk of steel fibre in concrete[J]. *Constr Build Mater*, 2015, 101: 239–245.
- [23] 黄思远, 陈梦成, 葛竞, 等. 基于氯离子二维扩散模型的RC结构可持续维养研究[J]. *建筑结构学报*, 2025, 46(3): 217–230.
HUANG Siyuan, CHEN Mengcheng, GE Jing, et al. *J Build Struct*, 2025, 46(3): 217–230.
- [24] ZHAO P, XU G, WANG Q, et al. Corrosion behavior of steel bars in simulated concrete pore solution under the coupling action of chloride salt and DC stray current[J]. *Constr Build Mater*, 2024, 455: 139126.
- [25] YOO D Y, SHIN W, CHUN B. Corrosion effect on tensile behavior of ultra-high-performance concrete reinforced with straight steel fibers[J]. *Cem Concr Compos*, 2020, 109: 103566.
- [26] 李娜, 赵燕茹. 基于X-ray CT技术研究混凝土内部损伤的研究进展[J]. *材料导报*, 2021, 35(21): 21169–21177.
LI Na, ZHAO Yanru. *Mater Rev*, 2021, 35(21): 21169–21177.
- [27] 中华人民共和国住房和城乡建设部. JGJ/T 322—2013混凝土中氯离子含量检测技术规程[S]. 北京: 中国建筑工业出版社, 2014.
- [28] MENG Z Z, LIU Q F, UKRAINCZYK N, et al. Numerical study on the chemical and electrochemical coupling mechanisms for concrete under combined chloride-sulfate attack[J]. *Cem Concr Res*, 2024, 175: 107368.
- [29] MENG Z Z, ZHANG Y F, CHEN W K, et al. A numerical study of moisture and ionic transport in unsaturated concrete by considering multi-ions coupling effect[J]. *Transp Porous Med*, 2024, 151(2): 339–366.
- [30] LIU Q F, SHEN X H, ŠAVIJA B, et al. Numerical study of interactive ingress of calcium leaching, chloride transport and multi-ions coupling in concrete[J]. *Cem Concr Res*, 2023, 165: 107072.
- [31] MAO L X, LI L Y, KIM B. Modelling of multi-species transport in concrete under the action of external electric field: Influence of the overpotential at electrode–electrolyte interfaces[J]. *J Electroanal Chem*, 2022, 907: 116079.
- [32] CHEN M Y, KANG X, CHEN Y Q, et al. Unveiling the synergistic effects of stray current and high hydraulic pressure on chloride transport in ultra-high-performance concrete[J]. *Cem Concr Compos*, 2025, 157: 105957.

作者贡献声明:

陈铭岳: 论文构思、设计研究方法和实验方案、撰写初稿、审阅与修订、获取资助

马雄鹰: 绘制图表、数据管理

康 馨: 获取资助、监督指导

Corrosion Damage of Steel Fibers and Chloride Ion Transport Mechanism in Ultra-High Performance Concrete Under Stray Current

CHEN Mingyue¹, MA Xiongying², KANG Xin³

(1. State Key Laboratory of Intelligent Construction and Healthy Operation and Maintenance of Deep Underground Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, Jiangsu, China; 2. School of Civil Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, China; 3. College of Civil Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Extended Abstract

Introduction Stray current leakage poses a significant threat to the service life of underground electrified engineering structures. Although ultra-high-performance concrete (UHPC) exhibits superior durability, compared to ordinary concrete, the corrosion mechanism of internal steel fibers induced by stray current remains unclear, thus restricting its broader application in underground environments. Under the influence of stray current, chloride ion transport in UHPC is governed by the combined effects of free diffusion, electromigration, and changes in pore structure caused by steel fiber corrosion. The mechanisms of free diffusion and electromigration are extensively studied, but the influence of steel fiber corrosion on chloride ion transport is not thoroughly investigated. In particular, the impact of corrosion-induced microstructural changes on chloride migration is not quantitatively assessed, and the micro-morphological characteristics of steel fiber corrosion under stray current are not fully revealed.

Methods The materials used included Portland cement (P·II 52.5), silica fume (particle size: 0.1–0.2 μm), fly ash (Type F), quartz powder (particle size: 20–100 μm), quartz sand (particle size: 450–900 μm), a superplasticizer, and steel fibers. The steel fibers were added at a volume fraction of 2%, with a length of 8 mm and a diameter of 0.12 mm. The microstructural characteristics of steel fiber corrosion and the chloride ion transport mechanism in UHPC under the influence of stray current were determined by rapid chloride migration test (RCM), water absorption test, atomic force microscopy (AFM), and X-ray computed tomography (X-CT), respectively. The electrochemical corrosion of UHPC was simulated *via* the RCM test, and the changes in effective porosity after corrosion were determined *via* the water absorption test. The micro-morphological features of corroded steel fibers were characterized by AFM, and the corrosion-induced microcrack propagation and changes in porosity within the UHPC matrix were analyzed by X-CT.

Results and discussion The corrosion pits on the surface of the steel fibers are primarily distributed in the range of –250 to 200 nm at an external voltage of 30 V. As the voltage increases to 50 V, the pit depth expands to –430 to 700 nm, and it further extends to –580 to 770 nm at 70 V. Correspondingly, the effective porosity of UHPC increases from 0.50% to 0.58% at 30 V, from 0.60% to 1.31% at 50 V, and from 0.58% to 1.88% at 70 V.

The expansion of corroded steel fibers induces the formation and propagation of microcracks within the UHPC matrix, leading to an

increase in apparent porosity. At different applied voltages of 30 V, 50 V, and 70 V, the apparent porosity increases to 1.49–1.95%, 1.50–2.43%, and 1.47–2.96%, respectively. The effective chloride diffusion coefficient measured is $3.68 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ at 30 V, increases to $9.11 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ at 50 V, and further increases to $28.3 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ at 70 V. These results demonstrate that stray current significantly accelerates the chloride ion transport in UHPC. Neglecting the effect of porosity variation can result in a significant overestimation of the service performance of UHPC structures within their intended design life.

Conclusions Stray current induced changes in the micro-morphology of steel fibers, with maximum pit depths concentrated in the range of 580 nm to 770 nm. The corrosion became more severe closer to the exposed surface, potentially causing a fracture of the steel fibers and a complete loss of their load-bearing capacity. The results of water absorption tests indicated that stray current increased the effective porosity of UHPC. This increase could be primarily attributed to the expansion of corroded steel fibers, leading to microcrack propagation within the UHPC matrix. The apparent porosity caused by steel fiber corrosion was quantified. In specimens unaffected by stray current, the apparent porosity ranged from 1.47% to 1.56%. A higher applied voltage led to more significant changes in apparent porosity.

Key words ultra-high-performance concrete; steel fiber corrosion; 3D pore structure; chloride ion transport; cover layer thickness