第 54 卷第 2 期
2026 年 2 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 54，No. 2
February，2026

http://jccsoc.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20250421

高水压与氯盐耦合环境管片混凝土劣化机理与提升方法

石贺男[1,2]，李化建[1,2]，董昊良[1,2]，李良顺[1,2]，黄法礼[1,2]，温家馨[1,2]

(1. 中国铁道科学研究院集团有限公司铁道建筑研究所，北京 100081；2. 高速铁路轨道系统全国重点实验室，北京 100081)

摘 要：随着盾构法海底隧道向“超长、深埋、大断面”方向发展，盾构管片混凝土在高水压、强腐蚀环境下的耐久性面临严峻挑战。本文探明了高水压驱动氯离子传输规律，并通过 X 射线计算机断层成像技术和纳米划痕方法表征了微结构劣化机理。研究了纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和纳米前驱体材料对盾构管片混凝土耐久性的提升作用。结果表明：高水压(1～4 MPa)使表层混凝土自由氯离子含量增加 8.3%～29.2%，并导致孔隙结构劣化，平面孔隙率沿深度方向递增，孔隙连通段等效半径和平均长度明显增长，迂曲度降低 1.3%～14.4%。高水压同时会降低砂浆和界面过渡区微观韧性，增大界面过渡区厚度。纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和纳米前驱体材料均可有效降低混凝土氯离子扩散系数和毛细吸水率，其中纳米前驱体通过原位生成羧酸钙疏水物质并填充孔隙，使 56 d 氯离子扩散系数降低 39.0%，电通量下降 46.0%，耐久性提升效果最为显著。

关键词：海底隧道；盾构管片混凝土；高水压；氯离子传输；孔隙结构
中图分类号：TU528　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2026)02–0641–12
网络出版时间：2025–11–24

在交通强国战略背景下，盾构法已在以青岛胶州湾海底隧道、甬舟铁路金塘海底隧道和深江铁路珠江口隧道为代表的水下隧道工程中广泛应用[1–3]。在海底隧道“超长距离、超大埋深、超大断面”发展趋势下，管片结构面临着高静水压力与强离子侵蚀的耦合作用，严酷环境对盾构隧道长期服役造成严峻挑战[4–6]。

作为主体受力构件，盾构管片的力学性能及耐久性能决定着海底隧道全寿命周期安全。高水压会加速海底盾构隧道管片结构腐蚀进程，降低盾构管片结构承载力及耐久性。在高水压作用下，直缝拼装管片结构在裂缝出现后刚度骤降，而错缝拼装管片结构因管片间剪切效应实现内力协调，承载性能相对更优，当两者失稳破坏时，有效刚度系数分别降至 0.40 和 0.18[7]。水压作用在盾构管片结构上可产生环向约束效应，在提升弹性阶段极限承载力的同时，会诱发管片破坏模式向拱顶及拱底区域发生压溃型失稳转变[8]。Xia 等[9]系统探究了静/动水压力作用下混凝土中氯离子传输行为与微结构损伤的关联机制。在相同水压下，动水压力使混凝土中氯离子迁移速率显著提升，不同水灰比混凝土的氯离子含量增幅达 68%～85%。动水压力使混凝土阈值孔径增大，最可几孔径约为静水压力下的 2 倍。同时会诱发微裂纹扩展并导致微观弹性模量降低[10]，这种劣化效应与水压加速钙溶出进程密切相关[11]。研究还发现，混凝土初始饱和度对水压力作用下氯离子传输行为也有明显影响。随着初始饱和度增大，混凝土同一深度处的氯离子含量降低，孔隙率逐渐降低且降幅呈递增趋势[12]。张纬[13]、夏意[14]和邱倚天[15]研究发现在 1.2～3.6 MPa 水压下，混凝土中氯离子迁移速率加快，使钢筋锈蚀萌发期提前。增大保护层厚度和混凝土内压力可阻碍水分和氯离子传输，从而减缓钢筋锈蚀速率。陈永青等[16, 17]研究发现在高水压与杂散电流耦合作用下，混凝土孔隙结构发生显著改变：比表面积、孔隙率及平均孔径同步增大，高水压通过“局部压裂”

收稿日期：2025–05–30。　修订日期：2025–07–02。
基金项目：国家自然科学基金(52438002)；中国国家铁路集团有限公司科技研究开发计划(J2023G003)；新基石科学基金会科学探索奖。
第一作者：石贺男(1997—)，男，博士研究生。
通信作者：李化建(1976—)，男，博士，研究员。

Received date: 2025–05–30.　**Revised date:** 2025–07–02.
First author: SHI Henan (1997–), male, Doctoral candidate.
E-mail: hnshicars@163.com
Correspondent author: LI Huajian (1976–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: chinasailor@163.com

效应实现微小孔隙的连通。刘四进等[18]构建了耦合压力渗透效应的离子侵蚀对流弥散模型，分析了压力渗透–腐蚀介质耦合作用下盾构管片的侵蚀劣化机制。在相同侵蚀时长内，水渗透深度与氯离子迁移深度均随水压增大呈现非线性增长特性。混凝土内部形成大范围对流扩散区域，对流区深度随水压持续作用而不断延伸，导致相同深度位置氯离子含量显著升高[19]。

工程实践中常采取裂缝抑制技术、多尺度孔隙结构优化调控，以及钢筋阻锈剂等方法提高混凝土耐久性[20–23]。然而，针对处于复杂服役环境的盾构管片混凝土，其耐久性能提升效果及作用机理缺乏系统性研究。而以琼州海峡跨海隧道为代表的重大水下工程，其运营环境水压荷载可达 2 MPa 量级，超高水压环境下盾构管片混凝土的耐久性劣化规律、微结构损伤演化机制，以及氯离子传输特性等问题亟须研究。

因此，本工作对盾构管片混凝土在高水压下的离子传输机制以及微结构劣化机理进行了深入研究。同时对比了纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和纳米前驱体材料对混凝土耐久性能的提升作用，以期为海底隧道盾构管片结构长期安全服役提供支撑。

1 实验

1.1 原材料与配合比

采用 P.O 42.5 普通硅酸盐水泥、F 类 I 级粉煤灰、细度模数为 2.8 的机制砂、5～20 mm 的连续级配碎石和聚羧酸高性能减水剂。抑制侵蚀材料包括苏州优飞迅智能科技有限公司生产的纳米二氧化硅涂层、江苏苏博特新材料股份有限公司生产的迁移型钢筋阻锈剂和纳米前驱体材料。新拌混凝土坍落度控制在(60±10) mm，含气量控制在 4%±1%。混凝土配合比如表 1 所示。

表 1 盾构管片混凝土配合比

Table 1 Mix proportion design of shield segment concrete kg/m^3

Sample No.	Cement	Fly ash	Manufactured sand	Coarse aggregate	Water	Super-plasticizer	Note
JZ	350	70	614	1246	145	1.5	
NS	350	70	614	1246	145	1.5	Nano-silicon ion coating
MCI	350	70	614	1246	145	1.5	Migrating corrosion inhibitor
NP0.6	350	70	614	1246	131	1.5	Nano-precursor with mass fraction of cementitious material of 0.6%
NP0.9	350	70	614	1246	124	1.5	Nano-precursor with mass fraction of cementitious material of 0.9%
NP1.2	350	70	614	1246	117	1.5	Nano-precursor with mass fraction of cementitious material of 1.2%

1.2 混凝土试件制备

表 1 中六组混凝土，每组制备标准抗渗试件 12 个，其采用上口内部直径为 175 mm，下口内部直径为 185 mm、高度为 150 mm 的圆台体。每组制备 6 块 150 mm×150 mm×150 mm 的立方体试块用于进行快速氯离子迁移试验和电通量试验。每组制备 3 块 100 mm×100 mm×100 mm 的立方体试块用于毛细吸水试验。根据《预制混凝土衬砌管片》(GB/T 22082—2024)[24]和《预制混凝土衬砌管片生产工艺技术规程》(JC/T 2030—2010)[25]中对混凝土养护条件的规定，本工作中混凝土浇筑成型后自然养护 1 d 脱模，后期养护放入养护室养护，温度控制在(20±2) ℃，相对湿度控制在 95%以上。

1.3 方法

1.3.1 水压作用下混凝土中氯离子传输试验

对对照组、外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和内掺纳米前驱体组混凝土进行水压作用下混凝土氯离子传输试验。试验时首先将试件静置晾干，抗渗仪模具需要放入到烘箱预热。根据《混凝土长期性能和耐久性能试验方法标准》(GB/T 50082—2024)[26]的规定，试模的预热温度应以石蜡接触试模既缓慢熔化但不流淌为准。因此，本工作将试模放入到烘箱中加热 24 h，设置温度为 60 ℃。其次，采用加热炉对托盘中的石蜡进行加热，将试件侧面均匀滚涂石蜡后静置。清除试块底面与顶面表层的石蜡，旋转放入加热好的钢模中。最后将套有钢模的混凝土试件安装到抗渗仪上持续加压，直至水压保持稳定。试验时间为 3 d，NaCl 溶液质量分数为 5%，水压大小设置为 1、2、3 MPa 和 4 MPa。达到试验时间后，对试件表层混凝土进行钻芯切割，切割出 3 块 φ30 mm×30 mm 的圆柱体试件，用于进行氯离子含量测试和微观

试验。

1.3.2　自由氯离子含量测试　　水压作用下混凝土中氯离子传输试验结束后，测试对照组、外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和内掺纳米前驱体组混凝土中不同深度处自由氯离子含量。将φ30 mm×30 mm 的圆柱体试件按每 5 mm 的距离分层磨粉，根据《混凝土中氯离子含量检测技术规程》(JGJ/L322—2013)[27]测试粉末中氯离子含量。将干燥后的粉末溶解于去离子水中制成滤液，使用电位滴定仪，以 $AgNO_3$ 溶液对该滤液进行滴定。根据滴定过程中消耗的 $AgNO_3$ 溶液量，通过式(1)计算得到自由氯离子含量。

$$c=\frac{0.035\,45\times c_{AgNO_3}\times V_3}{m\times V_2/V_1}\times 100\% \tag{1}$$

式中：c_{AgNO_3} 为硝酸银溶液浓度(mol/L)；m 为样品重量(g)；V_1 为浸入样品中液体体积(mL)；V_2 为电位滴定时提取的滤液量(mL)；V_3 为消耗的硝酸银溶液体积(mL)。

1.3.3　高精度 X 射线计算机断层成像技术(X-CT)扫描　　在水压作用下混凝土中氯离子传输试验结束后，对对照组混凝土切割出的φ30 mm×30 mm 的圆柱体试件进行高精度 X-CT 扫描试验，研究高水压对混凝土孔隙结构的影响。使用 Carl Zeiss Xradia 620 Versa X-CT 扫描仪，电压为 140 kV，曝光时间为 1 s，体素为 16 μm。

1.3.4　纳米划痕试验　　采用纳米划痕方法表征高水压对混凝土微观韧性和界面过渡区的影响。水压作用下混凝土中氯离子传输试验结束后，在对照组、外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和内掺纳米前驱体组混凝土切割出的φ30 mm×30 mm 的圆柱体试件表层切割出厚度为 10 mm 的样品，对其进行抛光打磨。采用 Keysight G200 型纳米划痕仪进行试验，压头为 Berkovich probe，位移精度为 0.01 nm。在试验前进行预扫描以考虑样品表面粗糙度的影响，试验后进行后扫描以探测划痕槽的最终深度。预扫描和后扫描的法向荷载为 20 μN，扫描时的法向荷载为50 mN。划痕长度为200 μm，压头移动速度为 4 μm/s。每个样品测试 3 条划痕，划痕间距为 60 μm。微观韧性计算方法如式(2)所示，Wei 等[28]研究表明，对于 Keysight G200 的 Berkovich 探针，满足式(3)中的关系。

$$K_c=\frac{F_T}{\sqrt{2p(d)A(d)}} \tag{2}$$

$$p(d)A(d)=2.280\,8d^3 \tag{3}$$

式中：K_c 是微观韧性；F_T 是横向荷载；d 是划痕深度；$p(d)$是被测体积的边长；$A(d)$是被测体积在垂直于横向刻划方向的平面上的投影面积。

1.3.5　快速氯离子迁移试验　　为研究不同抑制侵蚀材料对盾构管片混凝土抗氯离子侵蚀性能的提升效果，根据《混凝土长期性能和耐久性能试验方法标准》(GB/T 50082—2024)[26]，对对照组、外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和内掺纳米前驱体组混凝土进行快速氯离子迁移试验。氯离子迁移系数按式(4)计算。

$$D_{RCM}=\frac{0.0239(273+T)L}{(U-2)t}\times\left(X_d-0.023\,8\sqrt{\frac{(273+T)LX_d}{U-2}}\right) \tag{4}$$

式中：D_{RCM} 为氯离子迁移系数($m^2\cdot s^{-1}$)；U 为电压的绝对值(V)；T 为阳极溶液的初始温度和结束温度的平均值(℃)；L 为试件厚度(mm)；X_d 为氯离子渗透深度的平均值(mm)；t 为试验时间(h)。

1.3.6　电通量试验　　根据《混凝土长期性能和耐久性能试验方法标准》(GB/T 50082—2024)[26]中的电通量法，对对照组、外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和内掺纳米前驱体组混凝土进行试验。将养护到规定龄期的试件暴露于空气中至表面干燥，并以环氧树脂涂刷圆柱体试件侧面；之后对试件进行真空饱水。在将试件安装到测试夹具后，将质量分数为 3.0%的 NaCl 溶液和 0.3 mol/L 的 NaOH 溶液分别注入试件两侧的试验槽中，对夹具两端施加 60 V 的直流恒电压，每隔 30 min 记录电流值，测试时间为 6 h。

1.3.7　毛细吸水试验　　对对照组、外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和内掺纳米前驱体组混凝土进行毛细吸水试验。首先将混凝土立方体试件在 65 ℃下干燥至恒重，随后采用环氧树脂对非吸水面进行密封处理。试验时，将试件固定于水槽支架，使测试面浸入水中约 5 mm。从接触水面开始计时，每隔15 min对混凝土试件进行称重，每次称质量前需用湿毛巾拭去表面浮水，使其保持饱和面干状态，试验时间为 8 h。以每组 3 个试件的吸水量平均值作为结果并分析其毛细吸水特性。

1.3.8　压汞法(MIP)　　对对照组、外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂和内掺纳米前驱体组混凝土进行压汞试验。将养护至规定龄期的混凝土试件进行破碎，制备尺寸为3～5 mm的块状颗粒，在异丙醇中浸泡 24 h 以中止水化，之后对其真空干燥

24 h。采用 MicroActive AutoPore V 9600 Mercury Porosimeter 全自动压汞仪对混凝土孔结构进行测试。

2 结果与讨论

2.1 水压作用下混凝土氯离子传输机制及微结构劣化机理

图 1 为不同水压作用下混凝土中自由氯离子含量分布规律。随着静水压力的增加，混凝土中自由氯离子含量逐渐增大。对照组混凝土中，当静水压力由 1 MPa 增加到 4 MPa 时，表层混凝土自由氯离子含量分别增加 8.3%、20.8%和 29.2%。而采用抑制侵蚀措施后，自由氯离子含量明显下降。水压为 1 MPa 时，NS、MCI、NP0.6、NP0.9 和 NP1.2 组表层混凝土自由氯离子含量分别降低 6.2%、14.6%、18.8%、22.9%和 29.2%。水压为 4 MPa 时，NS、MCI、NP0.6、NP0.9 和 NP1.2 组表层混凝土自由氯离子含量分别降低 1.6%、3.2%、6.5%、9.7%和 16.1%。随着水压的增大，抑制侵蚀效果有所减弱。纳米二氧化硅通过火山灰反应细化孔隙结构，但在持续高水压条件下，部分纳米颗粒可能被水流冲刷脱离或孔隙连通性增强导致密实效果衰减。迁移型阻锈剂的胺类活性分子在低水压下可通过毛细作用渗透，但在高水压环境中，气相扩散路径受阻且液相迁移速率过快，使阻锈剂在界面区的富集浓度不足。而高水压加速了氯离子沿未完全填充的纳米孔隙对流传输，导致纳米前驱体对氯离子的抑制侵蚀效果减弱。

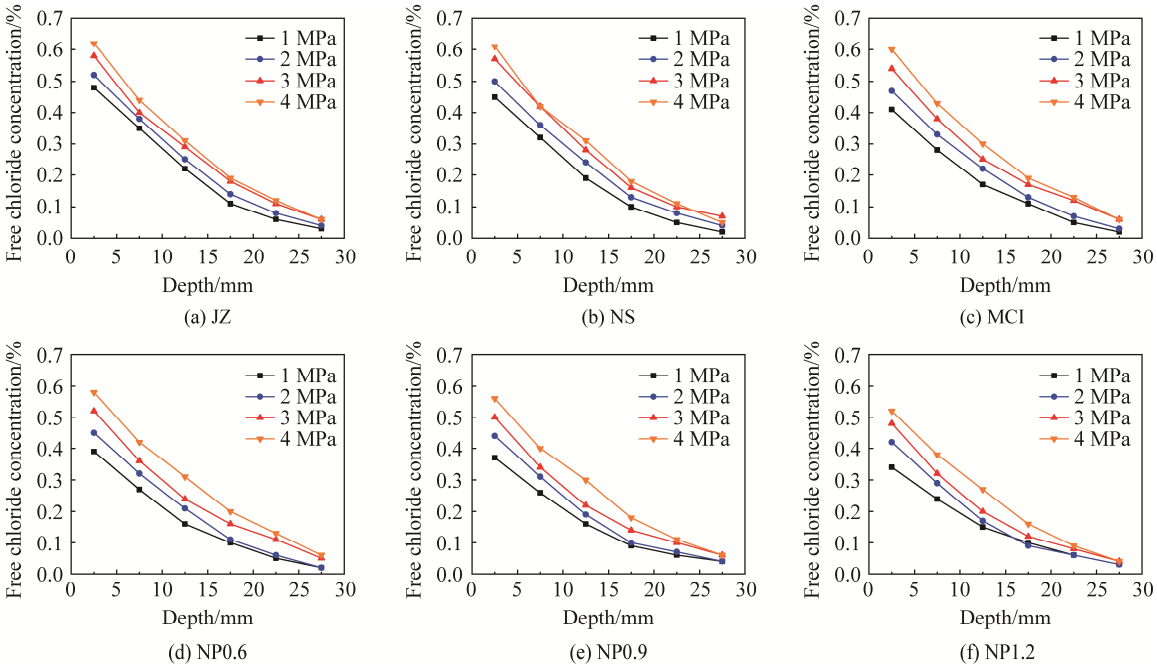


图 1 不同水压作用下混凝土中自由氯离子含量分布

Fig. 1 Distribution of free chloride ion concentration in concrete under different water pressure

以对照组混凝土为例，采用 X-CT 方法分析了不同水压作用后混凝土孔隙结构的变化情况。首先对 φ30 mm×30 mm 的圆柱体试件进行 X-CT 扫描，得到 1016 张切片图像，其次对图像进行三维重建，最后采用阈值分割法对孔隙结构进行识别。Xia 等[9]研究表明，在水压作用下，混凝土的孔隙率从内部向暴露表面逐渐增加。在 X-CT 方法中，可通过分析沿试件高度方向的平面孔隙率来表征水压对混凝土孔结构的影响[29]，如图 2 所示。不同水压下表层 2 mm 范围内混凝土孔隙率普遍高于 10%。未加载混凝土平面孔隙率沿高度方向呈均匀分布特征，其波动范围为 1.8%～6.7%。当施加静水压力后，距试件表面 10 mm 范围内的平面孔隙率随水压升高呈现增长趋势。特别在水压达到 4 MPa 时，该区域孔隙率集中分布于 7.2%～12.8%范围内。从整体上看，随着水压的增加，沿高度方向混凝土平面孔隙率的离散性增大，如图 3 所示。对照组平面孔隙率的方差为 2.4，水压为 1～4 MPa 时，方差分别增加 33.3%，87.5%、58.3%和 175.0%。这是由于高压水环境加剧了混凝土内部原始微缺陷的扩展，静水压力可降低裂缝扩展的能量阈值，促使孔隙边缘萌生次生裂纹，导致孔隙空间连通性增强。同时水压渗流作用加速

了水泥浆体与骨料界面过渡区的劣化进程。该区域作为混凝土结构的最薄弱环节，水化产物在持续水压作用下发生溶解–再沉积，形成局部疏松结构，界面结合强度下降导致孔隙率上升。

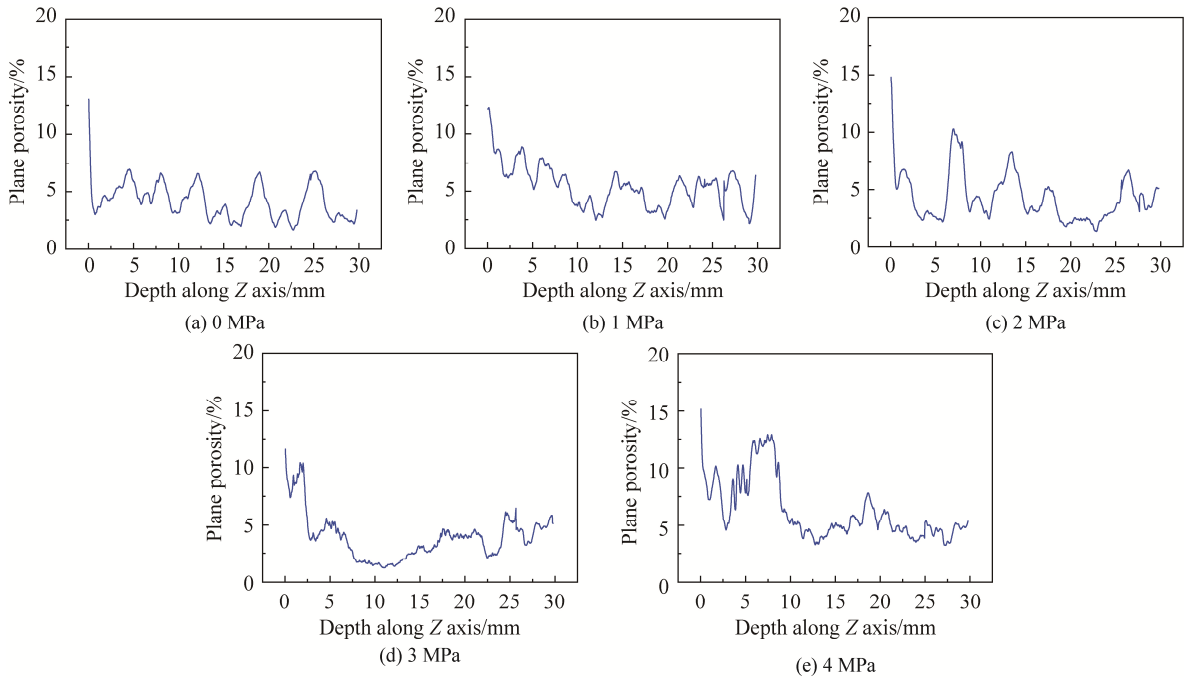


图 2　水压对混凝土平面孔隙率的影响

Fig. 2　Influence of water pressure on concrete plane porosity

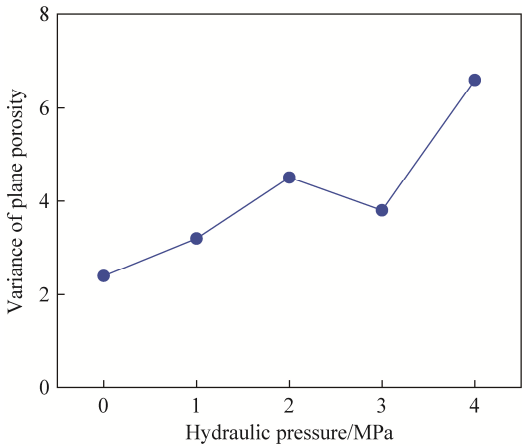


图 3　不同水压作用下混凝土平面孔隙率方差

Fig. 3　Variance of concrete plane porosity under different water pressures

采用孔隙网络模型定量分析了不同水压作用下混凝土孔隙的连通性。2 个连通孔隙之间实际长度与其直线距离之比称为迂曲度。迂曲度和连通段的等效半径是影响渗透性的主要因素，连通路径的迂曲度越高，孔隙渗透性越低；而连通段的等效半径越大，渗透性越好[30]。图 4 为不同水压作用下混凝土孔隙连通段迂曲度变化，随着水压的增加，迂曲度相较于未加载时分别下降 1.3%、4.3%、9.2%和 14.4%，表现出与压力梯度呈正相关的非线性递减趋势。水压作用下的孔隙迂曲度变化主要源于以下作用机制：高压水介质通过物理楔入效应促使微裂缝延伸扩展，导致原有封闭孔隙的贯通率提升。在持续水压作用下，水分子渗透至水化产物间隙，部分 $Ca(OH)_2$ 等可溶组分发生溶出，弱化了孔隙壁面结构，降低了孔隙网络的复杂程度。

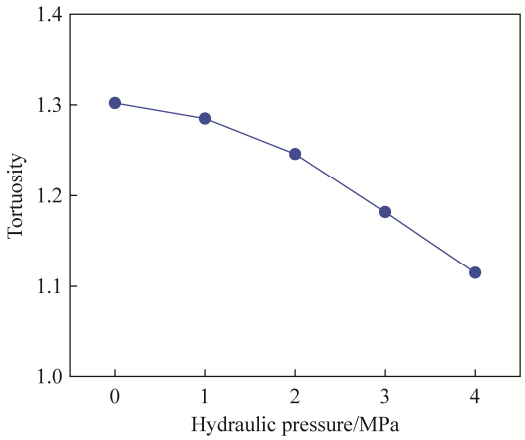
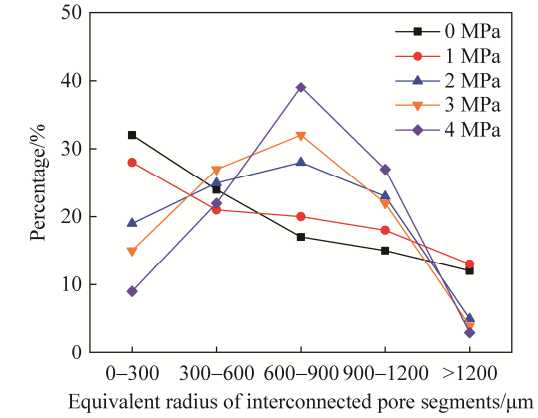


图 4　不同水压作用下混凝土孔隙连通段迂曲度

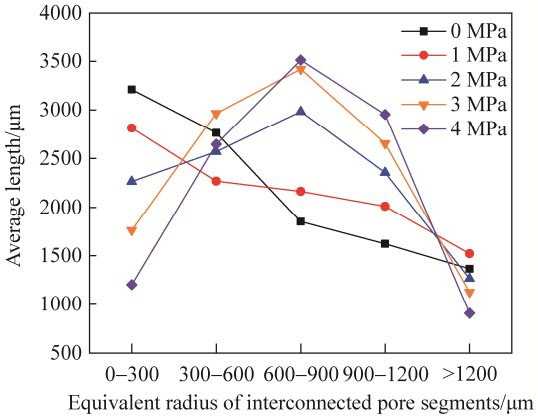
Fig. 4　Tortuosity of concrete pore connecting section under different water pressures

图 5 揭示了静水压力作用下混凝土孔隙连通段

等效半径与平均长度的演化规律。在孔隙网络模型中，通过等效半径均值化处理(图 5a)可定量表征孔隙结构特征。未加载时混凝土连通段等效半径多集中于 0～600 μm 范围内。随着静水压力递增，孔隙结构发生显著重构：600～900 μm 连通段的比例从未加载时的 17%增至 20%、28%、32%，最终在 4 MPa 水压下达到 39%。值得关注的是，连通段平均长度与等效半径呈现同步增长趋势，在 600～900 μm 区间内，平均长度从对照组的 1853 μm 显著延伸至 2163、2982、3420 μm，最终在 4 MPa 时达到 3512 μm，增幅达 89.5%。



(a) Effect of water pressure on equivalent radius of interconnected pore segments in concrete

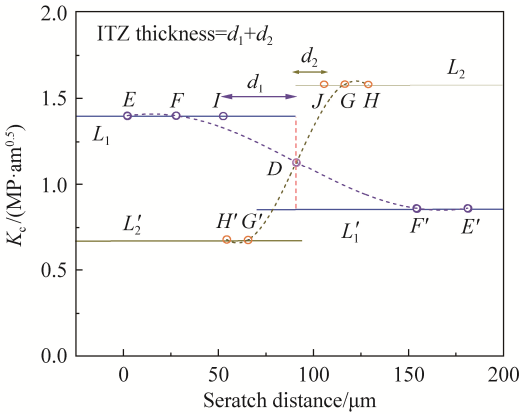


(b) Effect of water pressure on average length of interconnected pore segments in concrete

图 5 水压对混凝土孔隙连通性的影响

Fig. 5 Effect of water pressure on pore connectivity in concrete

通过纳米划痕方法可以定量划分混凝土中骨料、砂浆和 ITZ 三相区域，具体方法如图 6 所示[27]。首先确定骨料、ITZ 和砂浆的大致区域，设 P_1 为骨料和 ITZ 的分界点，P_2 为 ITZ 与砂浆的分界点。ITZ 是水泥基材料中硬度最低的相，在施加相同荷载时，划痕深度最深。当曲线处于 P_1 点左侧微小区间内，曲线是缓慢递增的；在 P_1 点右侧微小区间内，曲线则递减。因此，P_1 需满足 $f'(X_{P_1})=0$ (P_1 点处的一阶导数为 0)，$f''(X_{P_1})<0$ (P_1 点处的二阶导数小于 0)；同理可得 $f'(X_{P_2})=0$ (P_2 点处的一阶导数为 0)，$f'(X_{P_2})>0$ (P_2 点处的二阶导数大于 0)。图 6 中划痕深度最低区域的 3 个极值点分别为 A，B，C，满足 P_1 和 P_2 点条件的即为 A 点和 C 点。从 ITZ 区域中找到拐点 D[$f''(X_D)$=0，拐点 D 处的二阶导数等于 0]，再通过骨料相平均划痕深度的直线 L_1，与曲线相交于 E、F 2 点，找到 E、F 关于点 D 的中心对称点 E'、F'，以及关于直线 L_1 的对称线 L_1'。类似地，对直线 L_2、点 G 和点 H 也做对称处理，可以得到直线 L_2'以及点 G'和 H'。最后用 2 条正弦函数曲线分别连接 E、F、D、E'、F'和 G、H、D、G'和 H'。进一步地，过点 D 分别绘制 2 条正弦函数曲线的切线，分别交直线 L_1 和 L_2 于点 I 和点 J，点 D 与点 I 和点 J 的横向距离分别为 d_1、d_2，d_1 和 d_2 分别为 ITZ 靠近砂浆侧和骨料侧的厚度，ITZ 的实际厚度为 d_1+d_2。现阶段的研究表明：ITZ 的厚度通常在 100 μm 以内，本研究所采用的压头具有高位移分辨率，能够精确表征 ITZ 区域。



K_c is micro-toughness of concrete.

图 6 基于纳米划痕深度的混凝土 ITZ 厚度确定方法[27]

Fig. 6 Determination method of ITZ thickness of concrete based on nano-scratch depth[27]

采用纳米划痕方法评估了静水压力对混凝土各组分微观韧性的影响规律，结果如图 7 所示。通过箱型图上下四分位间距(IQR)量化表征各组分微观韧性的离散程度，并采用算术平均值反映各相韧性特征值。由图 7 可见，静水压力对骨料相的微观韧性影响较弱，其韧性值集中分布于 1.92～2.19 MPa·m$^{0.5}$，且离散程度相近(IQR=0.10～0.18)。

相较之下，砂浆相与 ITZ 的微观韧性随水压升高呈现显著劣化趋势。在对照组中，砂浆初始韧性为 1.52 MPa·m$^{0.5}$，当水压由 1 MPa 递增至 4 MPa 时，其微观分别衰减 7.8%、9.4%、14.1%及 17.2%。作为混凝土结构最薄弱环节，ITZ 的劣化更为显著，对照组 ITZ 韧性为 1.21 MPa·m$^{0.5}$，相同压力梯度下韧性降幅达 7.2%、10.2%、21.2%及 26.7%。这种差异性与砂浆和 ITZ 的复杂物相组成密切相关，其韧性值分布范围分别为：高密度 C-S-H 凝胶[(1.69±0.1) MPa·m$^{0.5}$]、低密度 C-S-H 凝胶[(0.98±0.4) MPa·m$^{0.5}$]、氢氧化钙晶体[(1.06±0.2) MPa·m$^{0.5}$]及未水化硅酸三钙颗粒[(0.84±0.6) MPa·m$^{0.5}$][31]。混凝土微观韧性劣化是高压水环境引发的多尺度损伤协同作用结果。首先，静水压力通过渗透效应加剧孔隙水迁移，导致砂浆相毛细孔隙率增加，低密度 C-S-H 凝胶层间水流失导致其硅酸钙层间氢键作用减弱，引发凝胶结构发生孔结构坍缩。其次，高压加速 CH 晶体溶解–重结晶过程，造成界面区化学黏结力减弱。ITZ 因固有水胶比梯度，在高压作用下会发生微裂缝沿弱界面扩展及晶体解离，其能量耗散能力随低密度 C-S-H 凝胶非晶化转变显著降低。水压与离子浓度梯度耦合诱发应力腐蚀裂纹萌生，形成“水压渗透–化学侵蚀–力学损伤”的多场耦合劣化机制。

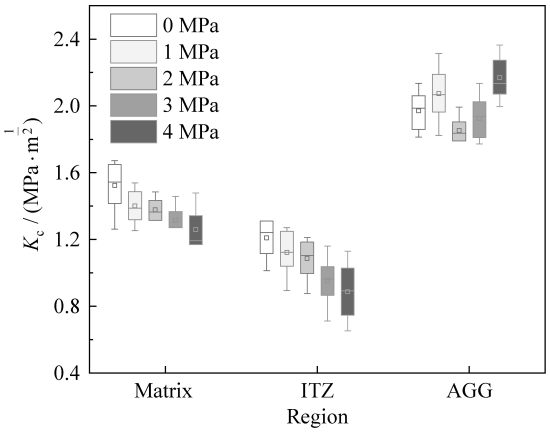


图 7　水压对混凝土微观韧性的影响

Fig. 7　Effect of water pressure on micro toughness of concrete

图 8 为不同水压下混凝土中 ITZ 厚度演化趋势。随着水压的增加，ITZ 厚度明显增大，未加载时混凝土中 ITZ 厚度为 65.2 μm，随着水压的增大，ITZ 厚度分别增大 3.4%、5.1%、9.8%和 17.6%。这是由于高压水环境通过渗流作用加速 Ca^{2+}、OH^-等离子向骨料表面定向迁移，诱导 CH 晶体择优取向生长形成一定厚度的定向层；同时水压驱动低密度 C-S-H 凝胶向 ITZ 区域迁移沉积，该区域形成多孔弱化过渡层。

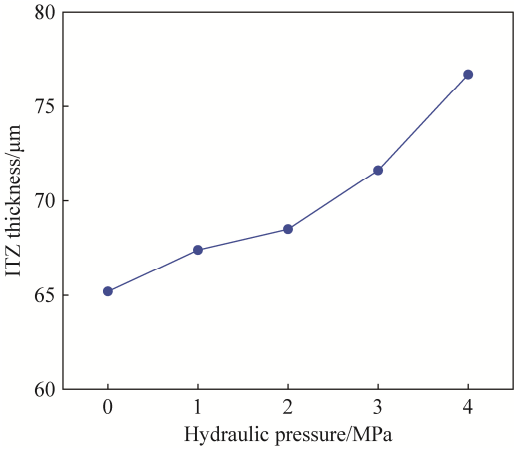
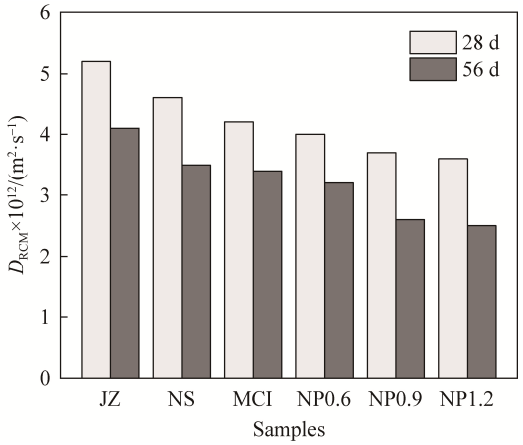


图 8　水压对混凝土中 ITZ 厚度的影响

Fig. 8　Effect of water pressure on the thickness of ITZ in concrete

2.2　混凝土抗氯离子侵蚀性能

图 9 和图 10 分别为盾构管片混凝土 28 d 和 56 d 氯离子扩散系数和电通量。外涂纳米二氧化硅涂层的混凝土试件，在 28 d 和 56 d 氯离子扩散系数相比对照组分别降低 11.5%和 14.6%，电通量分别降低 6.2%和 10.5%。纳米二氧化硅涂层可通过毛细吸附作用渗透至混凝土内部。在传输过程中，纳米二氧化硅与水泥水化产物 $Ca(OH)_2$ 发生火山灰反应，可有效填充混凝土内部孔隙并桥接微裂纹，形成连续致密的修复层，提高混凝土的抗氯离子侵蚀性能[21]。外涂迁移型阻锈剂的混凝土试件，在 28 d 和 56 d 氯离子扩散系数相比对照组分别降低 19.2%和 17.1%，电通量分别降低 14.9%和 20.9%。迁移型阻锈剂是以胺、醇胺及其盐或酯为主的水溶液，阻锈剂组分通过毛细作用穿透混凝土表层的孔隙及微裂纹[32]。迁移型阻锈剂的迁移机制为：在液相扩散阶段，活性分子随水分迁移渗透至混凝土内部基体。随着环境湿度变化引发水分蒸发，阻锈剂中的有机成分基于蒸汽压差异发生相变，由液态转化为高浓度气相，并在孔隙系统中持续进行气相扩散。在此过程中，少量分子通过配位键与水泥水化产物中的钙离子结合，被固定在水化产物中，而主要组分则迁移至钢筋–混凝土界面，形成保护性吸附层，提高抗氯离子渗透性。



D_{RCM} is chloride ion diffusion coefficient.

图 9 盾构管片混凝土氯离子扩散系数

Fig. 9 Chloride ion diffusion coefficient of shield segment concrete

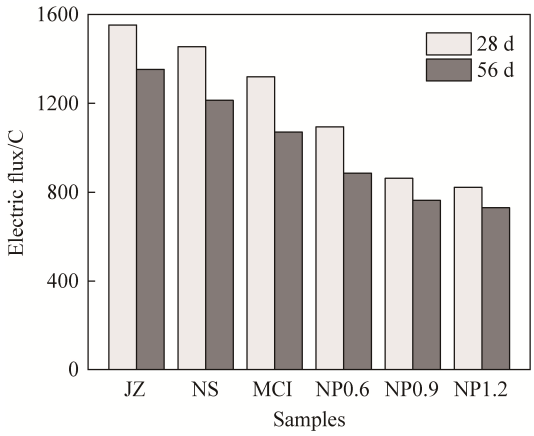


图 10 盾构管片混凝土电通量

Fig. 10 Electric flux of shield segment concrete

随着纳米前驱体材料掺量的增加，混凝土抗氯离子侵蚀性能明显提高。NP0.6、NP0.9 和 NP1.2 组相比于对照组 56 d 氯离子扩散系数分别降低 22.0%、36.6%和 39.0%，电通量分别降低 34.4%、43.6%和 46.0%。这主要是因为纳米前驱体在水泥水化过程中通过离子交换反应原位生成羧酸钙化合物，该类疏水性物质以纳米尺度均匀分布于 C-S-H 凝胶网格内，通过降低孔道表面能显著改善基体界面润湿特性[33]。另一方面，前驱体分解产生的纳米颗粒可填充混凝土孔隙，有效阻断孔隙连通路径。并且该体系通过调控孔界面化学特性实现毛细孔由亲水向憎水的转变，同时借助纳米颗粒的尺寸效应细化孔径分布，使基体更加密实。

2.3 混凝土毛细吸水性能

毛细吸水性能是评估混凝土耐久性的关键参数，其直接表征了材料内部结构对外界水分渗透的阻隔能力[34]。由图 11 可见，采用外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂、内掺纳米前驱体材料可以降低毛细吸水量。在 8 h 内，相较于对照组，NS、MCI、NP0.6、NP0.6 和 NP0.9 组单位面积毛细吸水量分别降低 5.5%、16.3%、26.6%、46.9%和 45.3%。纳米前驱体对抑制混凝土毛细吸水具有明显效果。这主要是由于纳米前驱体在水化过程中生成的羧酸钙等具有强类疏水性，从而有效遏制毛细吸水效应。同时纳米颗粒沉积于混凝土孔隙之中，阻隔水分渗流通道。而纳米二氧化硅涂层和迁移型钢筋阻锈剂的渗透深度相对有限，对水分传输有一定的抑制作用。

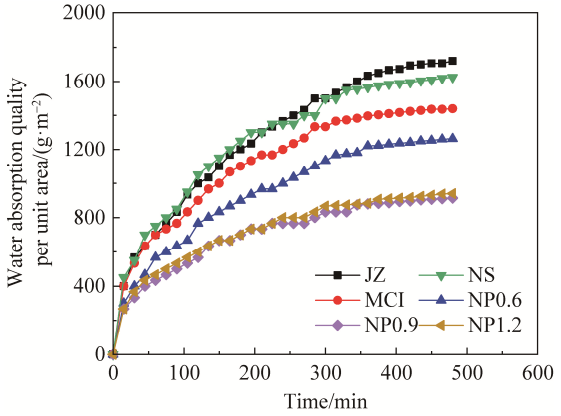


图 11 盾构管片混凝土单位面积毛细吸水量

Fig. 11 Capillary water absorption per unit area of shield segment concrete

基于非饱和多孔介质渗流理论，当毛细吸收过程由毛细压力主导时，单位面积累积吸水量与时间平方根呈现正相关关系[35–37]。然而，本工作中经改性的盾构管片混凝土表现出差异化的水分传输特性，试验数据显示单位面积吸水量与时间 0.25 次方呈现高度线性相关性(R^2=0.99)，如图 12 所示。这表明改性处理改变了混凝土基体的水分传输路径及作用机制。由图 12 可见，对照组混凝土毛细吸水系数为 186.6 g·m^{-2}·s$^{-0.25}$，外涂纳米二氧化硅涂层和迁移型阻锈剂后毛细吸水系数分别降低 3.9%和 14.7%。随着纳米前驱体材料掺量的增加，毛细吸水系数显著降低，NP0.6、NP0.9、NP1.2 组相比于对照组分别降低 22.6%、48.2%和 48.3%。

依据毛细渗透理论，混凝土的水分迁移行为受其毛细孔结构特性显著影响，主要涉及孔隙率和孔径分布特征等关键参数。盾构管片混凝土的孔径分布、孔隙率及孔径占比如图 13～图 14 所示。对照

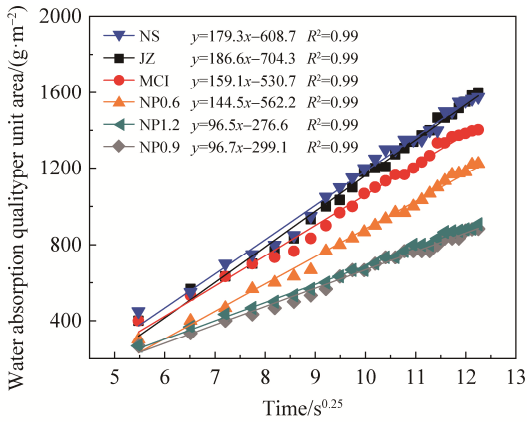


图 12　混凝土单位面积毛细吸水量与 $t^{0.25}$ 关系

Fig. 12　Relationship between capillary water absorption per unit area of concrete and $t^{0.25}$

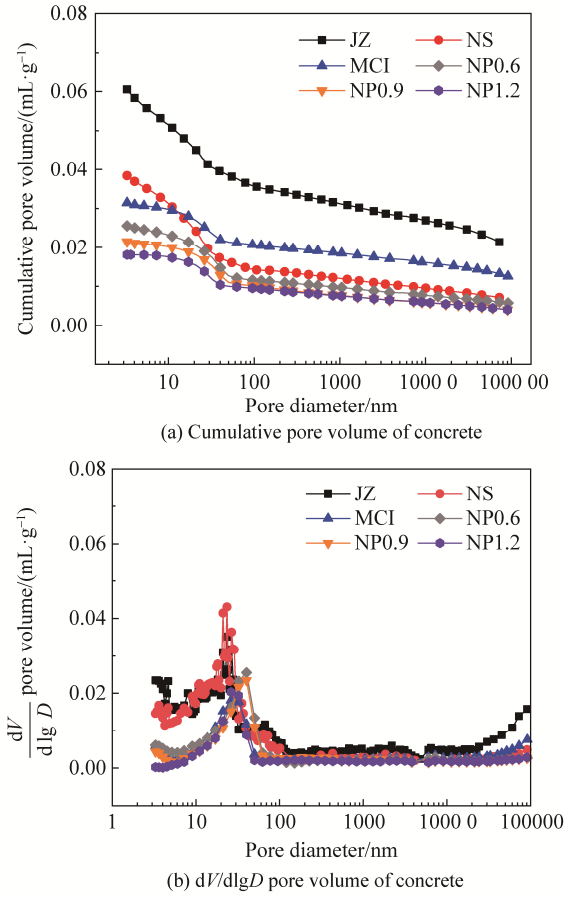


图 13　混凝土孔径分布

Fig. 13　Pore size distribution of concrete

组孔隙率为 13.2%，外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂后混凝土孔隙率分别降低 30.3% 和 40.9%。而随着纳米前驱体材料掺量的增加，孔隙率显著降低，NP0.6、NP0.9、NP1.2 组相比于对照组孔隙率分别降低 51.5%、59.1%和 64.4%，与毛细吸水量变化规律一致。由图 14 可见，采取抑制侵蚀措施后混凝土孔隙结构发生显著优化，外涂纳米二氧化硅涂层通过物理填充与化学成核作用堵塞微孔通道，迁移型阻锈剂则通过形成憎水膜层和离子络合效应阻断侵蚀介质传输路径，二者分别使有害孔和多害孔的比例从 63%分别降至 57%和 49%。而纳米前驱体材料可参与胶凝材料水化生成更为致密的水化产物，同时结合纳米填充作用密实基体，使有害孔和多害孔比例分别降至 45%、48%和 37%，这种孔隙级配优化提升了混凝土密实度。

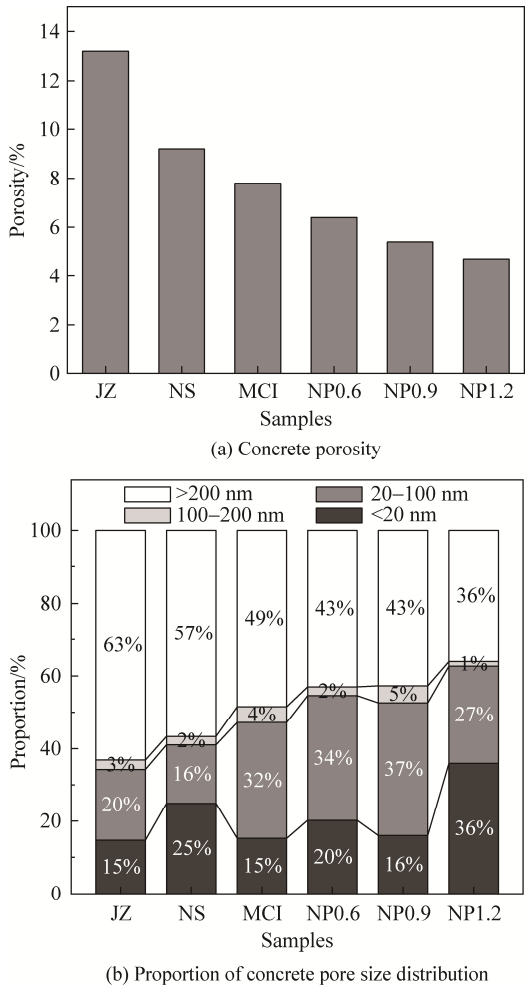


图 14　混凝土孔隙率及孔径分布占比

Fig. 14　Concrete porosity and pore size distribution proportion percentage

3　结论

1) 静水压力对混凝土中氯离子传输具有促进作用，当压力由 1 MPa 增加到 4 MPa 时，表层混凝土自由氯离子含量分别增加 8.3%、20.8%和 29.2%。采用抑制侵蚀措施后，自由氯离子含量有所下降，但随着水压的增加，抑制效果减弱。

2) 探明了高水压作用下混凝土孔隙结构、微观韧性和界面过渡区厚度演化规律。当施加水压

后，距试件表面 10 mm 范围内的平面孔隙率随水压升高呈现增长趋势。孔隙连通性增强，迂曲度相较于未加载时分别下降 1.3%、4.3%、9.2%和 14.4%。600～900 μm 孔隙连通段等效半径的比例与平均长度明显增长。砂浆基体与 ITZ 的微观韧性随水压升高发生劣化，ITZ 厚度随水压的增加而逐渐增大。

3) 外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂及内掺纳米前驱体材料，均可有效提升盾构管片混凝土的抗氯离子侵蚀性能，其中纳米前驱体材料改性效果最为显著。纳米二氧化硅与水化产物发生火山灰反应生成 C-S-H 填充孔隙密实基体。迁移型阻锈剂通过毛细作用和气相扩散迁移至钢筋–混凝土界面，形成保护性吸附层。纳米前驱体在水化过程中会生成羧酸钙类化合物并填充亚微米级孔隙，疏水与密实作用使得其抗氯离子侵蚀性能明显增强。

4) 采取抑制侵蚀措施可有效降低混凝土毛细吸水量和毛细吸水系数。外涂纳米二氧化硅涂层、迁移型阻锈剂及内掺纳米前驱体可以使混凝土孔隙率降低 30.3%～64.4%，并降低有害孔和多害孔的比例，孔隙级配优化提升了混凝土密实度。

参考文献:

[1] 朱旻, 陈湘生, 王雪涛. 盾构隧道衬砌结构性能演化分析与思考[J]. 工程力学, 2022, 39(3): 33–50.
ZHU Min, CHEN Xiangsheng, WANG Xuetao. Eng Mech, 2022, 39(3): 33–50.

[2] 何川, 封坤, 孙齐, 等. 盾构隧道结构耐久性问题思考[J]. 隧道建设(中英文), 2017, 37(11): 1351–1363.
HE Chuan, FENG Kun, SUN Qi, et al. Tunn Constr, 2017, 37(11): 1351–1363.

[3] 毛升, 焦齐柱, 肖明清, 等. 甬舟铁路金塘海底隧道衬砌结构设计与研究[J]. 隧道建设(中英文), 2024, 44(12): 2510–2520.
MAO Sheng, JIAO Qizhu, XIAO Mingqing, et al. Tunn Constr, 2024, 44(12): 2510–2520.

[4] 袁大军, 吴俊, 沈翔, 等. 超高水压越江海长大盾构隧道工程安全[J]. 中国公路学报, 2020, 33(12): 26–45.
YUAN Dajun, WU Jun, SHEN Xiang, et al. China J Highw Transp, 2020, 33(12): 26–45.

[5] 张云升, 刘铁军, 金祖权. 破解寿命不足的密码: 洞察严酷环境下水泥混凝土耐久性[J]. 硅酸盐学报, 2024, 52(11): 3349–3350.
ZHANG Yunsheng, LIU Tiejun, JIN Zuquan. J Chin Ceram Soc, 2024, 52(11): 3349–3350.

[6] XIAO L F, CHEN D Q, JIANG M J, et al. Experimental and numerical analysis of chloride transport in finite concrete under reverse water pressure[J]. Constr Build Mater, 2021, 304: 124576.

[7] ZHANG L, FENG K, GOU C, et al. Failure tests and bearing performance of prototype segmental linings of shield tunnel under high water pressure[J]. Tunn Undergr Space Technol, 2019, 92: 103053.

[8] 王士民, 姚佳兵, 何祥凡, 等. 水压对盾构管片衬砌力学特征与破坏形态的影响模型试验研究[J]. 土木工程学报, 2018, 51(4): 111–120.
WANG Shimin, YAO Jiabing, HE Xiangfan, et al. China Civ Eng J, 2018, 51(4): 111–120.

[9] XIA J, CHEN J J, HE X Y, et al. Comparative analysis of microdamage-affected chloride transport in concrete under static and dynamic hydraulic pressure[J]. J Build Eng, 2024, 95: 110184.

[10] CHEN J J, HEIN K S, LYU G H, et al. Influence of frequency condition of dynamic hydraulic pressure on chloride transport in concrete[J]. Constr Build Mater, 2025, 458: 139529.

[11] CHEN J J, LIU Q F, JIN W L, et al. Experiment and simulation on the coupled effects of calcium leaching and chloride transport in concrete under hydraulic pressure[J]. Cem Concr Compos, 2025, 155: 105834.

[12] CHEN J J, WU R J, CHEN K Y, et al. Influence of initial saturation degree on chloride transport in concrete under hydraulic pressure[J]. J Build Eng, 2024, 87: 108897.

[13] 张纬. 高水压对混凝土的损伤及对氯离子传输的加速效应研究[D]. 徐州: 中国矿业大学, 2020.
ZHANG Wei. Study on the damage of concrete caused by high water pressure and the acceleration effect of chloride transport[D]. Xuzhou: China University of Mining and Technology, 2020.

[14] 夏意. 高水压对混凝土的损伤机理及抑制方法研究[D]. 徐州: 中国矿业大学, 2022.
XIA Yi. Study on the mechanism and restraining method of concrete damage caused by high water pressure[D]. Xuzhou: China University of Mining and Technology, 2022.

[15] 邱倚天. 高水压环境下混凝土内压应力对氯离子传输及钢筋锈蚀速率影响研究[D]. 徐州: 中国矿业大学, 2023.
QIU Yitian. Study on the effect of compressive stress on chloride transport and corrosion rate of steel bar in concrete under high water pressure[D]. Xuzhou: China University of Mining and Technology, 2023.

[16] 陈永青. 高水压耦合杂散电流侵蚀下氯离子传输及混凝土劣化研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2023.
CHEN Yongqing. Chloride migration and deterioration mechanism of concrete under high hydraulic pressure and stray current coexistence environment[D]. Changsha: Hunan University, 2023.

[17] CHEN Y Q, MA X Y, TONG X Y, et al. Microstructures evolution and chloride migration characteristics of concrete under ultra-deep underground environment[J]. Cem Concr Compos, 2023, 137: 104936.

[18] 刘四进, 何川, 孙齐, 等. 腐蚀离子环境中盾构隧道衬砌结构侵蚀劣化机理[J]. 中国公路学报, 2017, 30(8): 125–133.
LIU Sijin, HE Chuan, SUN Qi, et al. China J Highw Transp, 2017, 30(8): 125–133.

[19] FENG K, PAN J, XING W J, et al. Experimental study on the high water pressure erosion mechanism and its influence on the submarine shield tunnel concrete segments[J]. Constr Build Mater, 2023, 408: 133577.

[20] 蔡景顺, 李华, 舒鑫, 等. 提升结构混凝土耐久性的外加剂研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2025, 53(3): 553–573.
CAI Jingshun, LI Hua, SHU Xin, et al. J Chin Ceram Soc, 2025, 53(3): 553–573.

[21] 李萌萌, 吴聪, 金祖权, 等. 滨海环境下水泥基材料有机硅防护涂层的研究进展[J]. 建筑材料学报, 2024, 27(4): 332–342.
LI Mengmeng, WU Cong, JIN Zuquan, et al. J Build Mater, 2024, 27(4): 332–342.

[22] 来晓鹏, 王元战, 王禹迟, 等. TA/SiO_2疏水涂层及其对混凝土抗侵蚀性能的影响[J]. 建筑材料学报, 2024, 27(1): 30–36.
LAI Xiaopeng, WANG Yuanzhan, WANG Yuchi, et al. J Build Mater,

2024, 27(1): 30–36.

[23] 费飞龙. 新型电迁移性阻锈剂的研制及其阻锈效果与机理的研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2015.
FEI Feilong. The investigation on the preparation of a tailored electro-migrating corrosion inhibitor and its corrosion inhibition performance and mechanism[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2015.

[24] 苏州混凝土水泥制品研究院有限公司, 苏州混凝土水泥制品研究院检测中心有限公司, 苏州三佳交通工程有限公司, 北京港创瑞博混凝土有限公司, 浙江龙鼎混凝土建材股份有限公司, 广东新奔达建材实业有限公司, 河南交院工程技术集团有限公司, 中交四航局第三工程有限公司等. GB/T 22082—2024 预制混凝土衬砌管片[S]. 北京: 中国标准出版社, 2024.

[25] 苏州混凝土水泥制品研究院;深圳市市政工程总公司. JC/T 2030—2010 预制混凝土衬砌管片生产工艺技术规程[S].北京: 建材工业出版社, 2011.

[26] 中华人民共和国住房和城乡建设部 国家市场监督管理总局. GB/T 50082—2024 混凝土长期性能和耐久性能试验方法标准[S]. 北京: 中国建筑工业出版社, 2024.

[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] WEI Y, KONG W K, WANG Y Q, et al. Multifunctional application of nanoscratch technique to characterize cementitious materials[J]. Cem Concr Res, 2021, 140: 106318.

[29] REN D Y, XU J, SU S N, et al. Characterization of internal pore size distribution and interconnectivity for asphalt concrete with various porosity using 3D CT scanning images[J]. Constr Build Mater, 2023, 400: 132751.

[30] LEITE M B, MONTEIRO P J M. Microstructural analysis of recycled concrete using X-ray microtomography[J]. Cem Concr Res, 2016, 81: 38–48.

[31] KONG W K, WEI Y, WANG Y Q, et al. Development of micro and macro fracture properties of cementitious materials exposed to freeze-thaw environment at early ages[J]. Constr Build Mater, 2021, 271: 121502.

[32] 刘志勇, 缪昌文, 周伟玲, 等. 迁移性阻锈剂对混凝土结构耐久性的保持和提升作用[J]. 硅酸盐学报, 2008, 36(10): 1494–1500.
LIU Zhiyong, MIAO Changwen, ZHOU Weiling, et al. J Chin Ceram Soc, 2008, 36(10): 1494–1500.

[33] CHEN R X, MU S, LIU J P, et al. Novel nano-precursor inhibiting material for improving chloride penetration resistance of concrete: Evaluation and mechanism[J]. Materials, 2021, 14(20): 5929.

[34] 郭鑫志, 张昀, 曾强, 等. 水泥基材料毛细吸水过程及其速率研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2025, 53(5): 1369–1388.
GUO Xinzhi, ZHANG Yun, ZENG Qiang, et al. J Chin Ceram Soc, 2025, 53(5): 1369–1388.

[35] 卢艺菲, 王捷, 梁华明, 等. 矿物掺合料对水泥砂浆毛细吸收性能的影响[J]. 硅酸盐学报, 2025, 53(5): 1110–1120.
LU Yifei, WANG Jie, LIANG Huaming, et al. J Chin Ceram Soc, 2025, 53(5): 1110–1120.

[36] 鲍玖文, 胡文文, 张鹏, 等. 有机硅憎水剂对混凝土强度与毛细吸水性能的影响[J]. 硅酸盐学报, 2020, 48(10): 1644–1652.
BAO Jiuwen, HU Wenwen, ZHANG Peng, et al. J Chin Ceram Soc, 2020, 48(10): 1644–1652.

[37] 喻建伟, 张朝阳, 孔祥明, 等. 内掺硅烷乳液憎水剂对混凝土性能的影响[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(2): 372–380.
YU Jianwei, ZHANG (Chao|Zhao)(Yang), KONG Xiangming, et al. J Chin Ceram Soc, 2021, 49(2): 372–380.

Deterioration Mechanism and Improvement Method of Segment Concrete in High Water Pressure and Chloride Coupling Environment

SHI Henan[1,2], *LI Huajian*[1,2], *DONG Haoliang*[1,2], *LI Liangshun*[1,2], *HUANG Fali*[1,2], *WEN Jiaxin*[1,2]
(1. Railway Engineering Research Institute, China Academy of Railway Science Corporation Limited, Beijing 100081, China;
2. State Key Laboratory of High Speed Railway Track System, Beijing 100081, China)

Extended Abstract

Introduction Shield tunneling is widely adopted in major underwater engineering projects, exemplified in Qingdao Jiaozhou Bay Subsea Tunnel, China. As the primary load-bearing component, the mechanical and durability performance of shield segments directly determines the lifecycle safety of subsea tunnels. For the development of “ultra-long distance, ultra-deep burial, and ultra-large cross-section” for subsea tunnels, segment structures face coupled challenges from high hydraulic pressure and aggressive ion erosion, posing severe threats to the long-term service reliability of shield tunnels. The existing research indicates that high hydraulic pressure environments accelerate the corrosion degradation of shield tunnel segments, compromising their load-bearing capacity and durability. Specifically, an elevated hydraulic pressure accelerates chloride ion migration in concrete, alters pore structure characteristics, and reduces microstructural elastic modulus. For underwater projects such as the Qiongzhou Strait Cross-Sea Tunnel, where operational hydrostatic loads can reach up to 2 MPa, the durability deterioration mechanisms, microstructural damage evolution patterns, and chloride ion transport behaviors of shield segment concrete under ultra-high pressure conditions remain unclear.

This study was to conduct an in-depth investigation into the ion transport mechanisms and microstructure deterioration processes of shield tunnel segment concrete subjected to ultra-high hydraulic pressure conditions. In addition, the effects of nano-silica coatings, migratory corrosion inhibitors, and nano-precursor materials on the concrete durability were also investigated, thus providing a theoretical and technical support for ensuring the long-term service safety of shield tunnel segments in subsea environments.

Methods In this study, a typical concrete mix design for shield tunnel segments was used, with enhancements implemented through

surface application of nano-silica coatings, migratory corrosion inhibitors, and internal incorporation of nano-precursor materials to improve concrete durability. The experimental methodology encompassed rapid chloride migration (RCM) tests, electrical flux measurements, capillary absorption tests, MIP analysis, and chloride ion transport tests under elevated hydrostatic pressures (*i.e.*, 1–4 MPa). The post-testing evaluations included quantitative free chloride content analysis, high-resolution X-ray computed tomography (X-CT) scanning, and nanoindentation testing to characterize the microstructural degradation.

Results and discussion The free chloride concentration in concrete gradually increases under an elevated hydrostatic pressure. In the control group, the surface chloride concentration is increased by 8.3%, 20.8%, and 29.2% as the pressure is increased from 1 MPa to 4 MPa. However, chloride ingress is significantly mitigated in the specimens treated with corrosion-inhibiting measures. Unloaded concrete exhibits a uniform porosity distribution (1.8%–6.7%) across heights, while hydrostatic pressure induced porosity increases within 10 mm of the surface. A pressure elevation causes a nonlinear decrease in pore connectivity tortuosity by 1.3%, 4.3%, 9.2%, and 14.4%, compared to unloaded conditions, correlating to pressure gradients. Simultaneously, connected pore lengths and equivalent radii increase under a pressure. High hydrostatic pressure degrades the microstructural toughness of mortar and the ITZ, thickens the ITZ, and establishes a coupled deterioration mechanism involving “hydraulic penetration-chemical erosion-mechanical damage.” The application of nano-silica coatings, migratory corrosion inhibitors, and nano-precursor materials significantly reduce the chloride diffusion coefficient, electrical flux, and capillary water absorption of concrete. This enhancement is attributed to the pozzolanic reaction between nano-silica particles and hydration products, generating C-S-H gels that densify the matrix by filling pores. Migratory corrosion inhibitors migrates to the steel-concrete interface *via* capillary action and vapor-phase diffusion, forming a protective adsorption layer. Meanwhile, nano-precursors generate calcium carboxylate compounds during hydration, occupying submicron pores through hydrophobic and densification effects that substantially improve chloride resistance.

Conclusions Hydrostatic pressure significantly accelerated chloride ion transport in concrete, and the surface chloride concentrations were increased by 8.3%, 20.8%, and 29.2% as the pressure was elevated from 1 MPa to 4 MPa in the control group. Although chloride concentrations decreased with erosion-inhibiting treatments, their mitigation efficiency diminished under rising hydrostatic pressure. For the post-pressure application, porosity increased within 10 mm of specimen surfaces, correlating to pressure magnitude. Enhanced pore connectivity and reduced tortuosity were obtained, accompanied with increases in the equivalent radii and average lengths of connected pore segments. Elevated hydrostatic pressure degraded the microstructural toughness of mortar matrices and ITZs, while ITZ thickness progressively increased with pressure loading. External application of nano-silica coatings, migratory corrosion inhibitors, and internal incorporation of nano-precursor materials all effectively enhanced the chloride resistance and reduced capillary water absorption of shield tunnel segment concrete, with nano-precursor materials demonstrating the most pronounced effect. These corrosion-inhibiting measures reduced concrete porosity by 30.3% to 64.4%, while decreasing the proportions of severely harmful pores.

Keywords subsea tunnel; shield segment concrete; high water pressure; chloride ion transport; pore structure