

海底隧道盾构管片混凝土断裂性能提升方法及微观机理

石贺男^{1,2}, 李化建^{1,2}, 黄法礼^{1,2}, 董昊良^{1,2}, 李良顺^{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: 在海底盾构隧道建设和服役阶段, 盾构管片混凝土会出现开裂病害, 影响隧道结构安全性和耐久性。本工作通过三点弯曲梁法和数字图像相关方法, 研究了纳米 SiO_2 涂层、迁移型阻锈剂和纳米前驱体材料对盾构管片混凝土断裂韧性的提升作用机理, 并通过背散射电子成像和纳米划痕方法分析了防护材料对混凝土界面过渡区(ITZ)的影响。结果表明: 防护材料改善了混凝土断裂性能, 起裂初度提高了 22.6%~48.9%, 失稳初度提高了 18.8%~49.8%, 断裂能提高了 0.50~1.59 倍。纳米前驱体材料对混凝土的变形能力提升效果最为明显, 在峰值应力后 30%阶段裂纹尖端张开位移值降低了 31.8%~47.2%。其原因是防护材料改善了混凝土 ITZ 性能, ITZ 厚度减小了 6.5%~30.2%, 平均孔隙率降低了 14.1%~43.0%, 微观断裂韧性提高了 3.2%~19.4%。

关键词: 海底隧道; 盾构管片混凝土; 断裂韧性; 裂缝尖端张开位移; 界面过渡区

中图分类号: TU528 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)08-2753-12

网络出版时间: 2025-12-16



海底盾构隧道是连接海域两岸的重要通道, 是建设海洋强国、陆海统筹发展的重要支撑。近年来, 海底盾构隧道建设进程快速发展, 代表性工程如广深港高铁狮子洋海底隧道、青岛胶州湾第二海底隧道和甬舟铁路金塘海底隧道等^[1-2]。但在盾构隧道建设及服役阶段, 会由于施工、侵蚀性环境和隧道不均匀沉降等因素导致管片混凝土开裂、渗漏水, 甚至钢筋锈蚀^[3-4]。盾构管片混凝土的韧性和抗裂性不足, 影响盾构隧道长期安全服役。

盾构管片服役时面临着高水压和强离子侵蚀环境, 在预制构件时可采用防护材料来提高混凝土的耐久性, 如涂层、迁移型阻锈剂和内掺纳米材料等。纳米 SiO_2 在工程中应用广泛, 其可与氢氧化钙晶体反应生成 C-S-H 凝胶, 有效减少氢氧化钙晶体的尺寸与数量, 提升硬化混凝土的宏观性能^[5-6]。多项研究表明, 纳米 SiO_2 可以提高混凝土的断裂韧性。Buettner 等^[7]研究表明添加 12%质量分数的纳米 SiO_2 可使砂浆中水化硅酸钙总量提升 30.8%, 孔隙

率减少 24.4%, 同时断裂韧性提高 3.9%。Naniz 等^[8]在自密实混凝土中分别复掺 10%(质量分数)微硅粉和 1%、3%、5%纳米 SiO_2 , 可使水胶比为 0.35 的混凝土断裂能提高 11.38%、16.58%和 8.00%, 水胶比为 0.45 的混凝土断裂能提高 1.8%、10.6%和 4.6%。Nazerigivi 等^[9]通过巴西劈裂试验发现混凝土断裂韧性与纳米 SiO_2 颗粒掺量呈非线性相关。掺量为 0.5%(质量分数)的纳米 SiO_2 混凝土在 I 型和 II 型断裂模式下均表现出最高断裂韧性和最低脆性指数。Golewski 等^[10-11]研究发现双掺 5%(质量分数)纳米 SiO_2 和 15%、25%的粉煤灰可提升混凝土的强度, 同时在线性与非线性条件下的 I 型断裂韧性也得到明显改善。复配 80%(质量分数)普通波特兰水泥、5%粉煤灰、10%硅灰、5%纳米 SiO_2 时, 混凝土具有最高的断裂韧性和最小的裂缝尖端张开位移。在盾构管片外侧喷涂迁移型阻锈剂是抑制离子侵蚀的有效方法。迁移型阻锈剂是以胺、醇胺及其盐或酯为主的溶液体系, 通过毛细作用透过混凝土孔

收稿日期: 2025-11-07。 修订日期: 2025-11-24。

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: 2025-11-07. Revised date: 2025-11-24.

First author: SHI Henan (1997-), male, Doctoral candidate.

E-mail: hnshicars@163.com

Correspondent author: LI Huajian (1976-), male, Ph.D., Research Fellow.

E-mail: chinasailor@163.com

隙和微裂缝,迁移至钢筋表面形成保护膜实现防护效果^[12–14]。研究表明,氨基醇、烷基氨基醇、烷醇胺基等迁移型阻锈剂可有效降低钢筋腐蚀电流密度,具有较好的缓蚀效果^[15–16]。纳米前驱体材料通过分子剪裁技术将疏水基团枝接到分散、密实基团,实现前驱体分子既能参与反应,又具有良好的分散性^[17–18]。纳米前驱体材料会在水泥水化时生成羧酸钙,产生疏水效应;同时纳米颗粒会填充在基体孔隙内,提升密实度^[19–20]。

由于盾构管片在海底隧道服役时面临着严酷环境,盾构管片混凝土与普通混凝土相比具备以下特点:1) 强度高,规范中要求强度至少为C50(混凝土的立方体抗压强度标准值为50 MPa),但实际工程中强度基本在C60以上。2) 需蒸气养护,以提升混凝土早期强度,并且对升温、降温速率,恒温温度有严格要求。3) 需防护材料进一步提升混凝土耐久性,可采用外涂涂层、水泥基渗透结晶材料、迁移型阻锈剂以及内掺纳米材料、阻锈剂等措施。

因此,本工作研究了纳米SiO₂涂层、迁移型阻锈剂和纳米前驱体等防护材料对盾构管片混凝土断裂韧性的影响,并从界面过渡区和微观断裂韧性角度分析了防护材料对混凝土微结构的作用机理,以期为海底隧道盾构管片混凝土抗裂性提升技术提供参考。

1 实验

1.1 原材料与配合比

胶凝材料采用P·O 42.5普通硅酸盐水泥、F类 I 级粉煤灰,细骨料为细度模数为2.8的机制砂,粗骨料为5~20 mm的连续级配碎石,外加剂为聚羧酸高性能减水剂。防护材料包括苏州优飞迅智能科技有限公司生产的纳米SiO₂涂层(NSIC)、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(MCI)和纳米前驱体材料(NP)。新拌混凝土坍落度控制在(60±10) mm,含气量控制在(4%±1%)。盾构管片混凝土配合比如表1所示。

1.2 试件制备方法

每组制备100 mm×100 mm×400 mm(*t*×*h*×*L*)试件3个。本工作中混凝土成型后放入蒸养箱进行蒸汽养护,升温、降温速率为10 °C/h,恒温最高温度为50 °C,养护24 h后在室温静停3 h,之后放入标准养护室养护至28 d。在28 d时将全部试件取出,拭去表面明水后采用喷雾器对部分试件喷涂纳米SiO₂涂层和迁移型钢筋阻锈剂,用量均为200 g/m²;

半小时后采用喷雾器喷涂清水;半小时后再次喷涂NSIC和MCI,用量为200 g/m²;最后采用喷雾器喷涂清水。所有试件在室温中静置7 d后进行断裂韧性试验。

1.3 试验方法

1.3.1 混凝土断裂韧性试验 根据《水工混凝土断裂试验规程》(DL/T 5332—2005),采用三点弯曲梁进行混凝土断裂试验。净跨距 $S=300$ mm,初始缝高比 $a_0/h=0.4$ 。加载装置为EUT5105电子式万能试验机,采用位移控制的方式,加载速率为0.002 mm/s,试验过程如图1所示。采用夹式引伸计监测试件裂缝口张开位移(CMOD)。

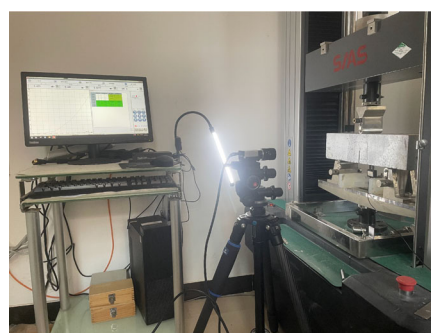


图1 盾构管片混凝土断裂韧性试验
Fig. 1 Fracture toughness test of shield segment concrete

加载过程中采用数字图像相关方法(DIC)监测试件位移和应变。DIC利用数字相机采集试件表面变形前后图像,经模数转换得到图像灰度场分布;通过互相关函数分析参考图像区域与变形图像区域的相关性,将变形测量转化为数字相关计算,进而获得位移场和应变场分布^[21–23]。试验前在试件表面绘制散斑,将Revealer-Max FPS 60000高速相机固定在试件前,并确保相机感光元件的平面与试样的测量面平行,通过高速相机对混凝土试件表面进行连续拍摄至试件破坏。

1.3.2 微观结构分析试验 从混凝土试件表面切取包含骨料–砂浆界面区域在内的试样,尺寸为 $\phi 30$ mm×5 mm,采用全自动磨抛机进行打磨抛光。使用ZEISS Sigma 360扫描电子显微镜(SEM)进行了SEM–背散射电子(BSE)试验,样品放大倍数为500倍,每张图片分辨率为2048×1536,每个样品拍摄30张图片。同时采用SEM–能量散射光谱(EDS)的线扫描方法量化了混凝土界面过渡区(ITZ)处钙硅比的变化。

1.3.3 纳米划痕试验 采用纳米划痕方法对混凝土微结构断裂韧性进行分析。使用Keysight G200型

纳米划痕仪进行试验,扫描时的法向荷载为50 mN,划痕间距为60 μm ,每个样品测试3条划痕,划痕曲

线如图2所示。由于纳米划痕仪光学显微镜分辨率的限制,图2仅用于定位纳米划痕的测试区域。

表 1 盾构管片混凝土配合比

Table 1 Mix proportion design of shield segment concrete

 $\rho/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$

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%

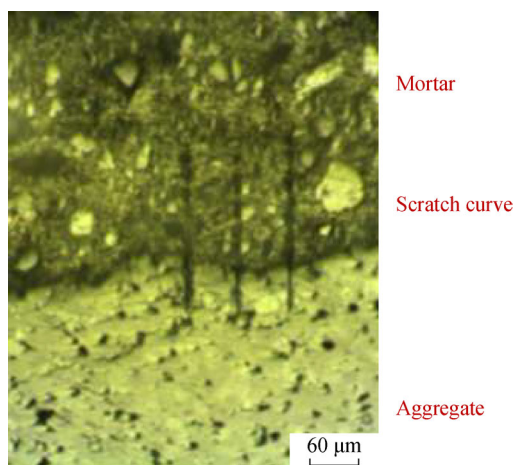


图 2 混凝土纳米划痕试验

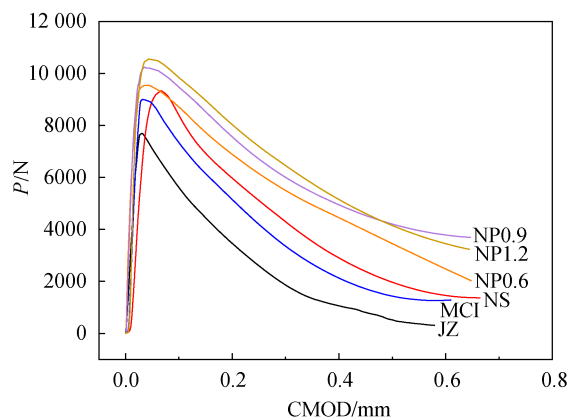
Fig. 2 Nano-scratch test of concrete

2 结果与讨论

2.1 P-CMOD 曲线

图3为采用不同防护材料的盾构管片混凝土试件的荷载-裂缝口张开位移曲线。 P -CMOD曲线表现出相似的发展趋势,依据裂缝扩展的形态特征,整个受力过程可划分为3个阶段:线弹性阶段(0~0.8倍峰值荷载)、裂缝稳定扩展阶段(0.8~1.0倍峰值荷载)与不稳定裂缝扩展阶段(峰值荷载-破坏)。在线弹性阶段,混凝土所承受的荷载水平相对较低,预制裂缝尖端尚未发生明显扩展。该阶段内,荷载随CMOD增大呈线性增长趋势,表明材料处于弹性变形状态,内部能量逐渐累积。当弹性变形达到临界状态后,试件进入裂缝稳定扩展阶段。在该阶段内混凝土部分累积能量得以释放,裂缝开始缓慢扩展,表现为荷载随CMOD增加而增大的速率逐渐减缓,并最终达到峰值荷载。具体而言,基准组混凝土的峰值荷载为7.692 kN,而经纳米 SiO_2 、迁移型阻锈

剂以及不同掺量纳米先驱体(NP0.6、NP0.9、NP1.2)处理的各组试件,其峰值荷载较基准组分别提高了21.5%、16.8%、24.2%、32.8%和37.1%。达到峰值荷载之后,试件进入不稳定裂缝扩展阶段。此前发展的微裂缝迅速贯通,并与预制裂缝扩展路径相连,导致裂缝扩展失控,承载能力下降,最终引发试件的宏观破坏。

图 3 混凝土 P -CMOD 曲线Fig. 3 P -CMOD curves of concrete

2.2 断裂参数

断裂韧性是描述混凝土断裂行为的重要参数,反映了混凝土在外部荷载作用下抵抗裂纹扩展的能力。为分析盾构管片混凝土的断裂过程,本工作采用以应力强度因子为控制参数的双 K 断裂模型(包括起裂韧度 $K_{\text{IC}}^{\text{ini}}$ 和失稳韧度 $K_{\text{IC}}^{\text{un}}$)作为断裂准则。当应力强度因子 K 达到起裂韧度 $K_{\text{IC}}^{\text{ini}}$ 时,混凝土试件预制缺口处裂纹开始扩展;当 K 处于 $K_{\text{IC}}^{\text{ini}}$ 与 $K_{\text{IC}}^{\text{un}}$ 之间时,裂纹进入稳定扩展阶段;而当 K 超过失稳韧度 $K_{\text{IC}}^{\text{un}}$ 时,混凝土试件发生失稳断裂破坏^[24-26]。

本工作中采用了非标准三点弯曲梁试件,计算

断裂韧性时需考虑试件自重的影响, 如式(1)所示:

$$K = 1.5 \frac{(P + 0.5m \cdot g)S}{th^2} \sqrt{h} \times k_\beta(\alpha) \quad (1)$$

式中: P 为跨中集中荷载; S 为净跨距; m 为试件质量; $g=9.81 \text{ m/s}^2$; t 为试件横截面的宽度; h 为试件横截面的高度。 α 为缝高比, $\alpha = a/h$; α 为预制裂缝高度。 β 为跨高比, $\beta = S/h$, 当 $\beta \geq 2.5$ 时, $k_\beta(\alpha)$ 根据式(2)计算:

$$k_\beta(\alpha) = \frac{\alpha^{\frac{1}{2}}}{(1-\alpha)^{\frac{3}{2}}(1+3\alpha)} \cdot \left\{ p_\infty(\alpha) + \frac{4}{\beta} [p_4(\alpha) - p_\infty(\alpha)] \right\} \quad (2)$$

式中: 根据文献[23], $p_4(\alpha)$ 和 $p_\infty(\alpha)$ 均为三次多项式, 如式(3)~式(4)所示:

$$p_4(\alpha) = 1.90 + 0.41\alpha + 0.51\alpha^2 - 0.17\alpha^3 \quad (3)$$

$$p_\infty(\alpha) = 1.99 + 0.83\alpha - 0.31\alpha^2 + 0.14\alpha^3 \quad (4)$$

试件开裂前, 混凝土为线弹性, 此时 $K = K_{IC}^{\text{ini}}$ 。将试验测得的起裂荷载 P_{ini} 以及初始裂缝长度 a_0 代入式(1)中得到起裂韧度 K_{IC}^{ini} , 即式(5), 其中 $\alpha_0 = a_0/h$ 。

$$K_{IC}^{\text{ini}} = 1.5 \frac{(P_{\text{ini}} + 0.5m \cdot g)S}{th^2} \sqrt{h} \times k_\beta(\alpha_0) \quad (5)$$

失稳韧度 K_{IC}^{un} 可根据试验测得的最大荷载 P_{max} 以及有效裂缝长度 a_c , 代入式(1)进行计算, 得式(6)。其中, $\alpha_1 = a_c/h$ 。根据文献[23], 有效裂缝长度 a_c 按式(7)计算:

$$K_{IC}^{\text{un}} = 1.5 \frac{(P_{\text{max}} + 0.5mg)S}{th^2} \sqrt{h} \times k_\beta(\alpha_1) \quad (6)$$

$$a_c = \frac{[\gamma^{3/2} + m_1(\beta)\gamma]h}{[\gamma^2 + m_2(\beta)\gamma^{3/2} + m_3(\beta)\gamma + m_4(\beta)]^{3/4}} \quad (7)$$

$$m_1(\beta) = \beta(0.25 - 0.0505\beta^{1/2} + 0.0033\beta) \quad (8)$$

$$m_2(\beta) = \beta^{1/2}(1.155 + 0.215\beta^{1/2} - 0.0278\beta) \quad (9)$$

$$m_3(\beta) = -1.38 + 1.75\beta \quad (10)$$

$$m_4(\beta) = 0.506 - 1.057\beta + 0.888\beta^2 \quad (11)$$

$$\gamma = \frac{\text{CMOD}_c \cdot Et}{6P_{\text{max}}} \quad (12)$$

式中: h_0 为夹式引伸计刀口薄钢板厚度, m; CMOD_c 为裂缝端部张口位移临界值, μm ; E 为计算弹性模量, GPa; t 为试件截面宽度, m。其中, E 按式(13)计算:

$$E = \frac{6PaS}{\text{CMOD} \cdot th^2} v_\beta(\alpha) \quad (13)$$

$$v_\beta(\alpha) = v_\infty(\alpha) + \frac{4}{\beta} [v_4(\alpha) - v_\infty(\alpha)] \quad (14)$$

$$v_4(\alpha) = 0.76 - 2.28\alpha + 3.87\alpha^2 - 2.04\alpha^3 + \frac{0.66}{(1-\alpha)^2} \quad (15)$$

$$v_\infty(\alpha) = 0.80 - 1.70\alpha + 2.40\alpha^2 - 2.04\alpha^3 + \frac{0.66}{(1-\alpha)^2} \quad (16)$$

式中: a 取初始裂缝长度, m; P 和 CMOD 取试件 P - CMOD 曲线上上升直线段任一点计算。

根据 P - CMOD 曲线及式(1)~式(16), 可得采取不同抑制侵蚀措施后的盾构管片混凝土起裂韧度 K_{IC}^{ini} 和失稳韧度 K_{IC}^{un} , 如图 4 所示。基准组混凝土起裂韧度为 $0.351 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$, 失稳韧度为 $0.774 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ 。

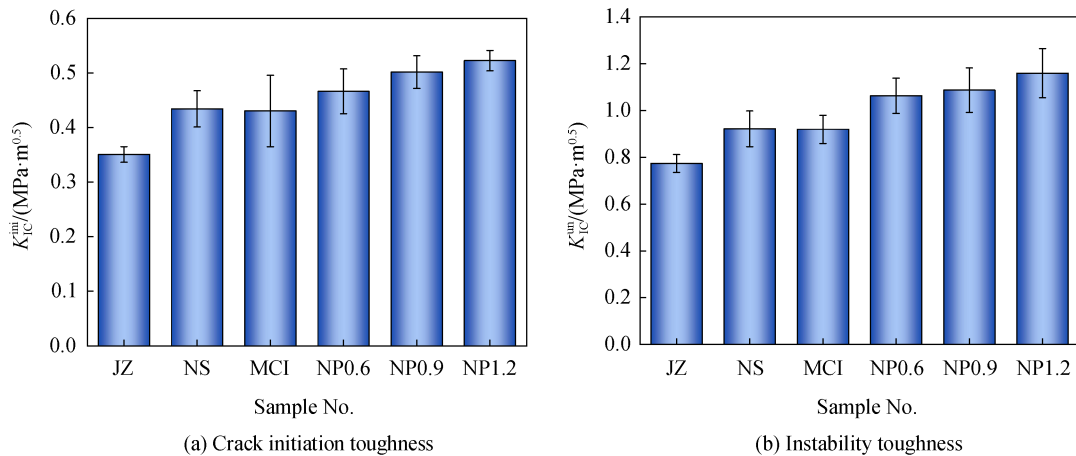


图 4 混凝土断裂韧性

Fig. 4 Fracture toughness of concrete

采取抑制侵蚀措施后混凝土的断裂韧性明显提高,经纳米 SiO₂、迁移型阻锈剂以及不同掺量纳米前驱体处理的各组混凝土的起裂初度分别提高 23.7%、22.6%、32.8%、42.9%和 48.9%,失稳初度分别提高 19.1%、18.8%、37.4%、40.4%和 49.8%。混凝土断裂韧性提升与相应材料在混凝土内部的物理与化学作用密切相关:纳米 SiO₂ 涂层可渗透至基体内部,进一步促进水化反应,增加成核位点,其反应产物可有效填充孔隙,减少初始缺陷与微裂缝数量,从而使水泥基体更加密实,强度和变形性能得到改善^[5-7]。纳米前驱体材料则通过在水泥水化过程中发生离子交换反应,原位生成羧酸钙化合物。该类疏水物质以纳米尺度均匀分散于 C-S-H 凝胶网络中,通过降低孔道表面能显著改善界面润湿行为。同时,前驱体分解所产生的纳米颗粒可进一步填充混凝土内部孔隙,增强基体密实性。

混凝土断裂能是指在外荷载作用下,裂纹拓展单位面积所需要消耗的能量^[27]。断裂能根据荷载-裂缝口张开位移曲线的面积进行计算,如式(17)所示:

$$G_f = \frac{W}{A} = \frac{W_0 + m \cdot g \cdot \delta_0}{t \times (h - a_0)} \quad (17)$$

式中: W_0 为外力 P 做的功, $W_0 = \int_0^{\delta_0} P(\delta) d\delta$; δ_0 为跨中加载点处试件最终变形。

采取了不同抑制侵蚀措施后的盾构管片混凝土断裂能如图 5 所示。基准组混凝土的断裂能为 260.6 N/m,而掺入纳米 SiO₂、迁移型阻锈剂以及不同掺量纳米前驱体的各组混凝土,其断裂能均显著提高,分别比基准组提高了 0.75、0.50、1.26、1.55 倍和 1.59 倍。防护材料通过提升水化程度和优化孔结构等机制提高了混凝土断裂能,纳米前驱体提升效果尤为明显。

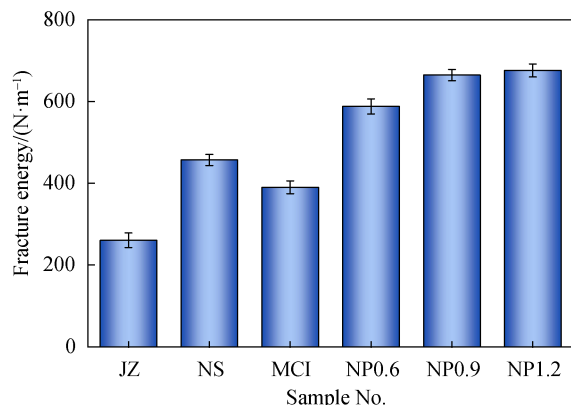


图5 混凝土断裂能

Fig. 5 Fracture energy of concrete

2.3 裂纹尖端张口位移

本工作主要研究混凝土的 I 型断裂破坏,水平位移是一个关键指标^[28]。基于断裂破坏特性,采用裂纹尖端张口位移(CTOD)来表征不稳定裂纹扩展。根据混凝土断裂特性,将 DIC 计算区域确定为 20 mm×50 mm 的矩形区域,如图 6 所示。为准确表征裂纹尖端开口位移的变化,将整个加载过程划分为 7 个阶段,即峰值荷载前 30%、50%、70%,峰值荷载点,以及峰值荷载后 70%、50%、30%,如图 7 所示^[29]。采用 RDIC 软件进行位移计算。计算时自裂纹尖端向上每隔 5 mm 设置一条引伸计,以距离裂缝尖端的垂直高度为纵坐标,可得不同加载阶段裂缝尖端开口位移。

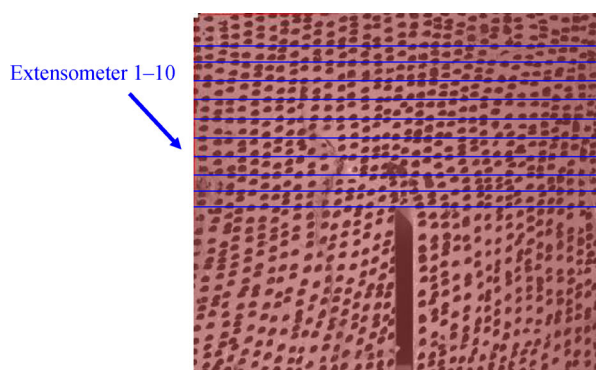


图6 DIC 计算 CTOD 方法

Fig. 6 DIC-based method for CTOD determination

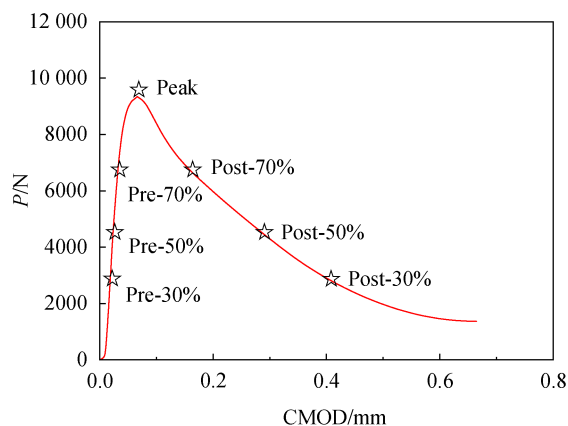


图7 分析裂纹尖端张口位移时划分的不同加载阶段

Fig. 7 Different loading stages distinguished in the analysis of crack tip opening displacement

裂纹尖端张口位移值可反映混凝土的变形能力与延性,图 8 为 DIC 方法计算得到的混凝土 CTOD 值。由图 8 可见,随着距离裂缝尖端的垂直高度增加,CTOD 值呈逐渐减小趋势,这与实际破坏情况一致。此外,混凝土在不同加载阶段的 CTOD 值存在显著差异。基准组在所有加载阶段的 CTOD 值均为最大,

其次是外涂迁移型阻锈剂、纳米 SiO_2 以及不同掺量纳米前驱体。在峰值荷载前, 各组混凝土的CTOD值均小于0.04 mm, 但峰值荷载后CTOD值急剧增大。这一现象与断裂过程中的能量耗散机制密切相

关。加载初期混凝土处于线弹性阶段, 能量耗散集中于裂缝尖端附近; 随着荷载逐渐增加, 裂纹扩展逐渐加快, 能量耗散逐渐扩散至整个断裂过程区, CTOD值在峰值荷载后迅速增加。

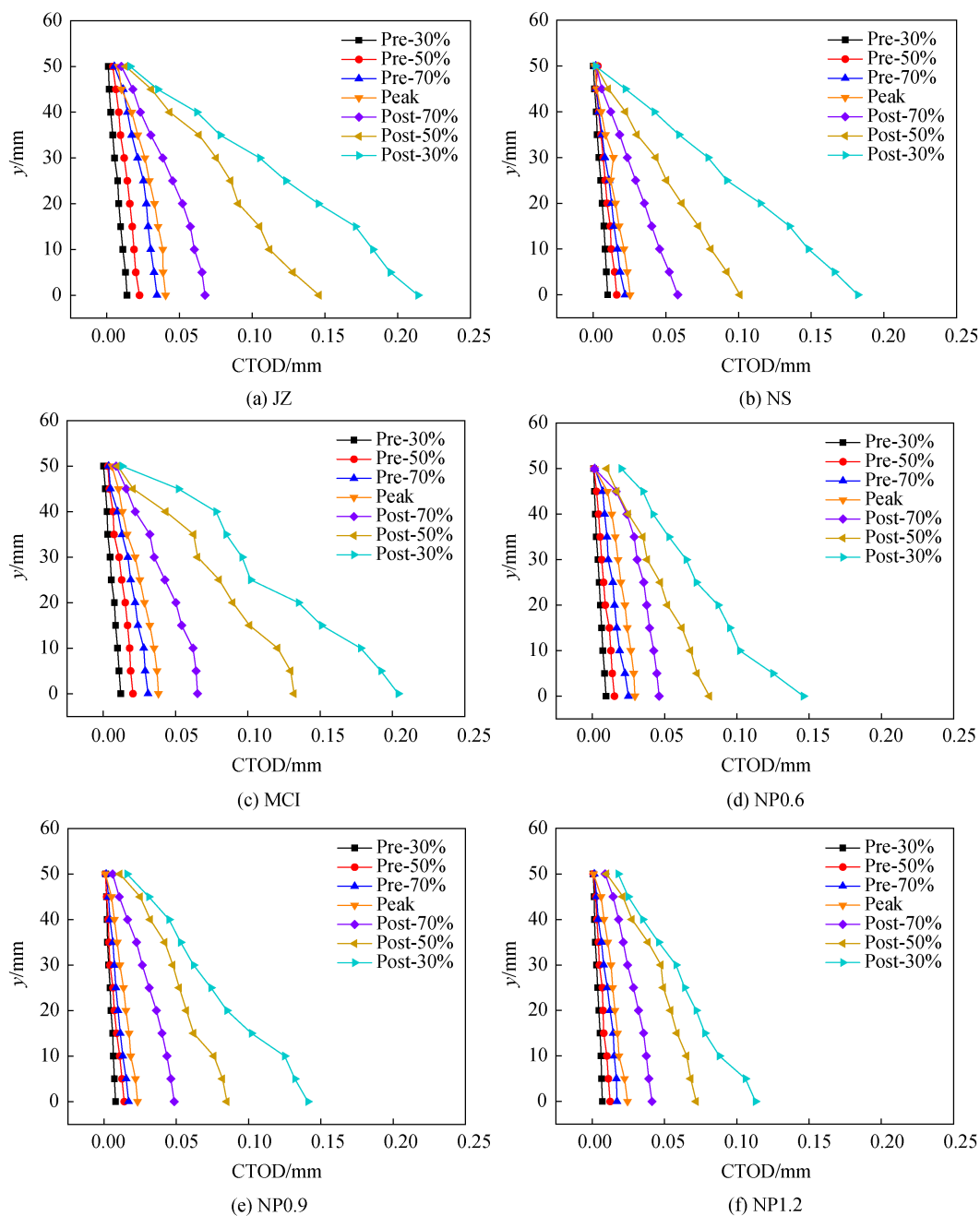


图8 DIC方法计算得混凝土CTOD值

Fig. 8 DIC-determined CTOD in concrete

不同防护材料混凝土CTOD值的差异性较大, 外涂迁移型阻锈剂、纳米 SiO_2 在峰值荷载前可以有效降低CTOD值, 但峰值荷载后影响较小。这主要是因为外涂材料的作用机理在于改善ITZ性能, 抑制微裂缝的萌生。然而, 峰值荷载后, 裂缝进入失稳

扩展阶段, 微裂缝逐渐贯通。由于外涂材料的渗透深度有限, 其对裂缝进一步扩展影响较小, 因此对峰值荷载后的CTOD值影响甚微。内掺纳米前驱体在不同加载阶段均可以有效降低混凝土CTOD值。在峰值荷载前30%阶段, 基准组混凝土的CTOD值为

0.014 mm, 外涂纳米SiO₂、迁移型阻锈剂和内掺纳米前驱体的各组混凝土CTOD值分别降低28.6%、13.6%、32.1%、42.9%和49.3%。在峰值荷载前70%阶段, 基准组混凝土的CTOD值为0.035 mm, 外涂纳米SiO₂、迁移型阻锈剂以及不同掺量纳米前驱体的各组混凝土CTOD值分别降低37.1%、11.4%、28.6%、51.4%和50.9%。在峰值荷载时, 基准组混凝土的CTOD值为0.041 mm, 外涂纳米SiO₂、迁移型阻锈剂以及不同掺量纳米前驱体的各组混凝土CTOD值分别降低38.0%、6.8%、28.0%、43.4%和40.2%。在峰值荷载后70%阶段, 基准组混凝土的CTOD值为0.068 mm, 外涂纳米SiO₂、迁移型阻锈剂以及不同掺量纳米前驱体的各组混凝土CTOD值分别降低16.8%、4.3%、47.2%、39.9%和64.3%。在峰值应力后30%阶段, 基准组混凝土的CTOD值为0.214 mm, 外涂纳米SiO₂、迁移型阻锈剂以及不同掺量纳米前驱体的各组混凝土CTOD值分别降低

15.0%、4.7%、31.8%、34.1%和47.2%。这些数据表明, 防护材料在密实混凝土基体、提升混凝土抗裂性方面均有一定的促进作用。

2.4 混凝土界面过渡区性能

本工作通过识别背散射电子图像中孔隙的灰度值来确定界面过渡区的孔隙率。首先在背散射电子照片获得的灰度级累积曲线上绘制2条线性趋势线, 以其交点作为拐点, 该拐点对应的灰度级即为孔隙灰度阈值。沿骨料边界向砂浆基体依次截取30个条状区域, 获取各条带的累积灰度曲线, 并计算孔隙灰度阈值范围在灰度曲线中的占比, 该比值即为该条带的孔隙率^[30-32]。图9为骨料与砂浆基体之间界面过渡区的背散射电子照片, 与基准组相比, 掺入防护材料的混凝土骨料周围界面过渡区结构更为致密, 表现为孔隙数量减少、孔径减小, 表明该材料对ITZ起到了显著的密实作用。

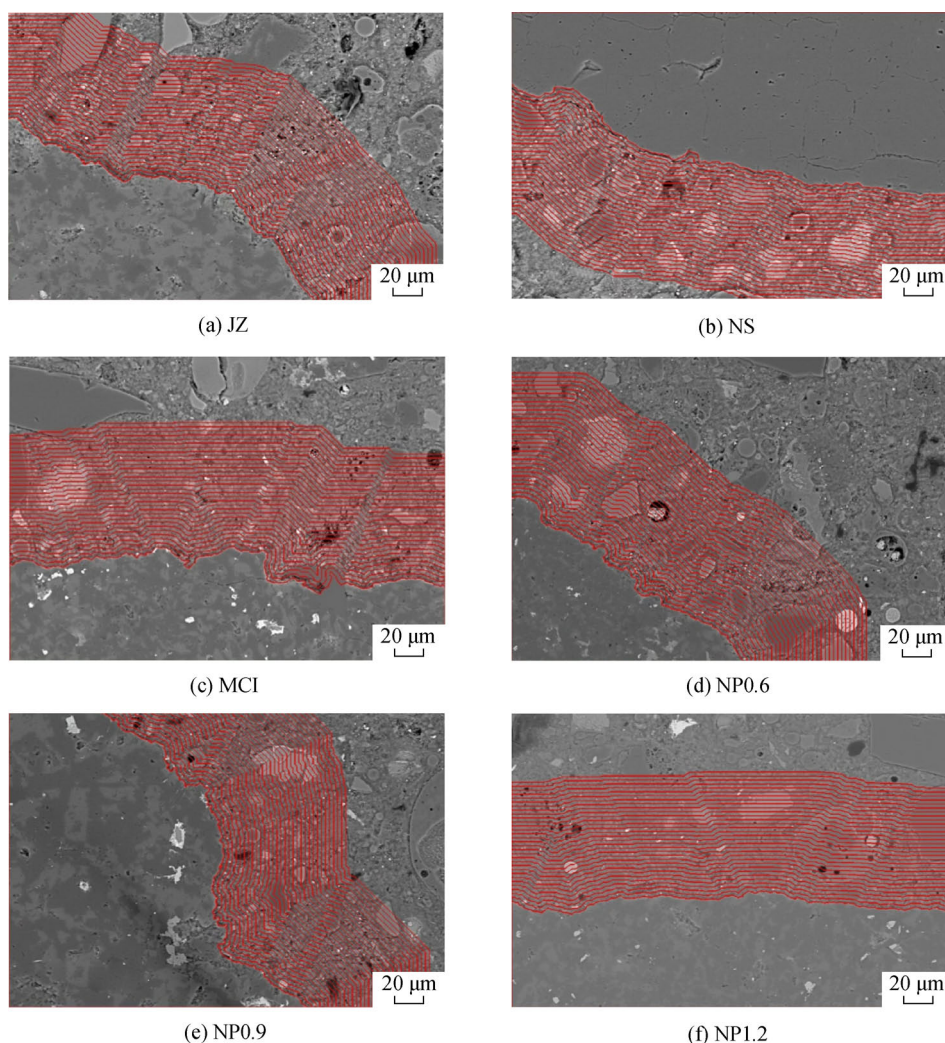


图9 混凝土界面过渡区背散射照片分析

Fig. 9 BSE images analysis of the interfacial transition zone in concrete

图10为孔隙率随骨料表面距离变化的曲线。当孔隙率趋于稳定时对应的距离即为ITZ厚度，而ITZ孔隙率则取该厚度范围内孔隙率的平均值。根据孔隙率变化规律，骨料周围微观结构可分为3个区域：距骨料表面约0~20 μm 区域，该区域平均孔隙率较大，且孔隙率随距离增加波动较小；距骨料表面约20~45 μm 区域，该区域孔隙率缓慢降低，但平均孔隙率仍高于砂浆基体；当距离大于45 μm 时，孔隙率趋于稳定并降至基体水平，该区域起始点即为ITZ厚度界限。根据该判定标准，基准组混凝土的ITZ厚度为47.7 μm ，外涂纳米 SiO_2 、迁移型阻锈剂对ITZ厚度有一定的降低作用，分别减小7.1%和6.5%。随着纳米前驱体掺量的增加，混凝土ITZ厚度逐渐降

低，NP0.6、NP0.9和NP1.2组混凝土的ITZ厚度较基准组分别降低22.6%、29.1%和30.2%。这是由于纳米前驱体与水泥水化过程中的氢氧化钙发生化学反应，生成水化硅酸钙凝胶，密实基体，进而减小了ITZ厚度^[18]。基准组混凝土ITZ处的平均孔隙率为14.9%，外涂纳米 SiO_2 、迁移型阻锈剂以及不同掺量纳米前驱体的各组混凝土ITZ处的平均孔隙率分别为12.2%、12.8%、12.0%、10.4%和8.5%。这主要是由于纳米 SiO_2 起物理填充作用，迁移型阻锈剂起化学密实作用，通过气相或液相扩散到ITZ区域，与水泥水化产物反应生成不溶物以密实孔隙；而纳米前驱体则可以通过物理填充和火山灰效应，有效降低ITZ孔隙率。

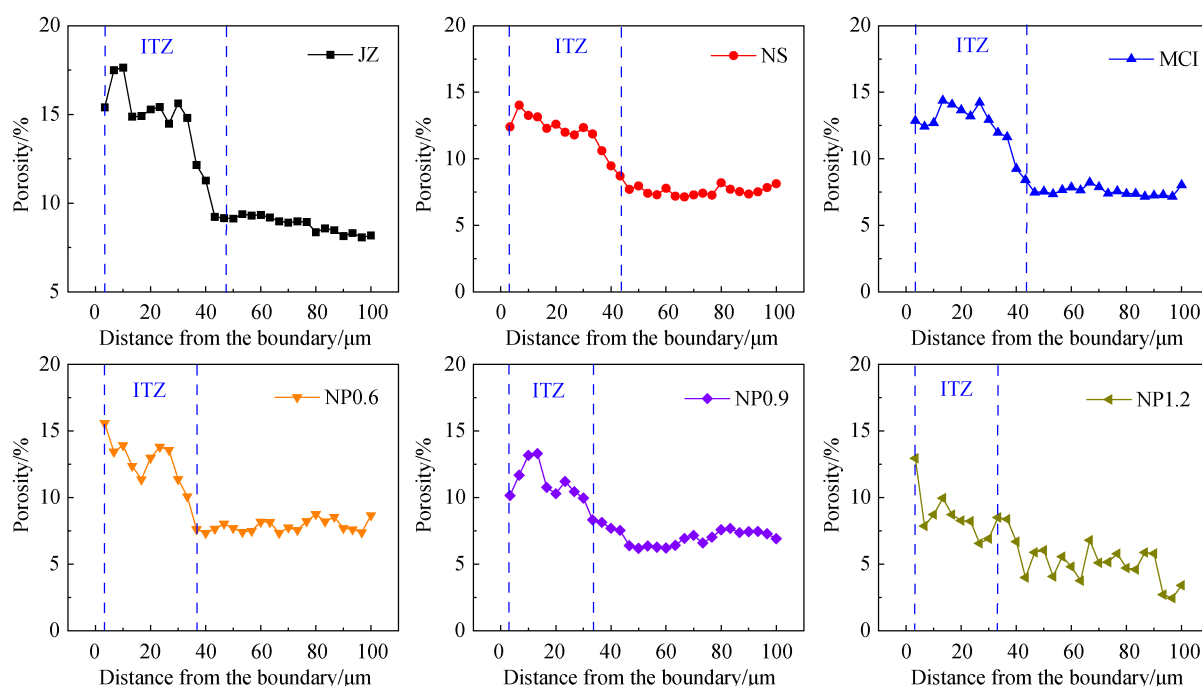


图 10 混凝土背散射图像孔隙率
Fig. 10 Porosity from BSE images of concrete

采用 SEM-EDS 对 ITZ 处的钙硅比进行了统计分析，如图 11 所示。不同防护材料对混凝土 ITZ 处的物相有一定影响，由图 11 可见，基准组混凝土 ITZ 处的平均钙硅比为 1.49，外涂纳米 SiO_2 、迁移型阻锈剂组混凝土的 ITZ 处的平均钙硅比分别为 1.21 和 1.15，二者 ITZ 密实程度相近。而内掺纳米前驱体则可明显密实 ITZ，ITZ 处的平均钙硅比分别为 1.07、0.94 和 0.90。

混凝土宏观断裂韧性取决于各微观组分的断裂行为。纳米划痕方法在微观尺度上量化地再现材料的裂纹萌生与扩展过程。通过测定划痕深度和作

用荷载，基于断裂力学方法计算出表征材料抵抗裂纹扩展能力的微观断裂韧性，如图 12 所示。Wei 等^[33]研究表明对于 Keysight G200 的 Berkovich 探针，混凝土微观断裂韧性满足式(18)~式(19)的关系：

$$K_c = \frac{F_T}{\sqrt{2p(d)A(d)}} \quad (18)$$

$$p(d)A(d) = 2.2808d^3 \quad (19)$$

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

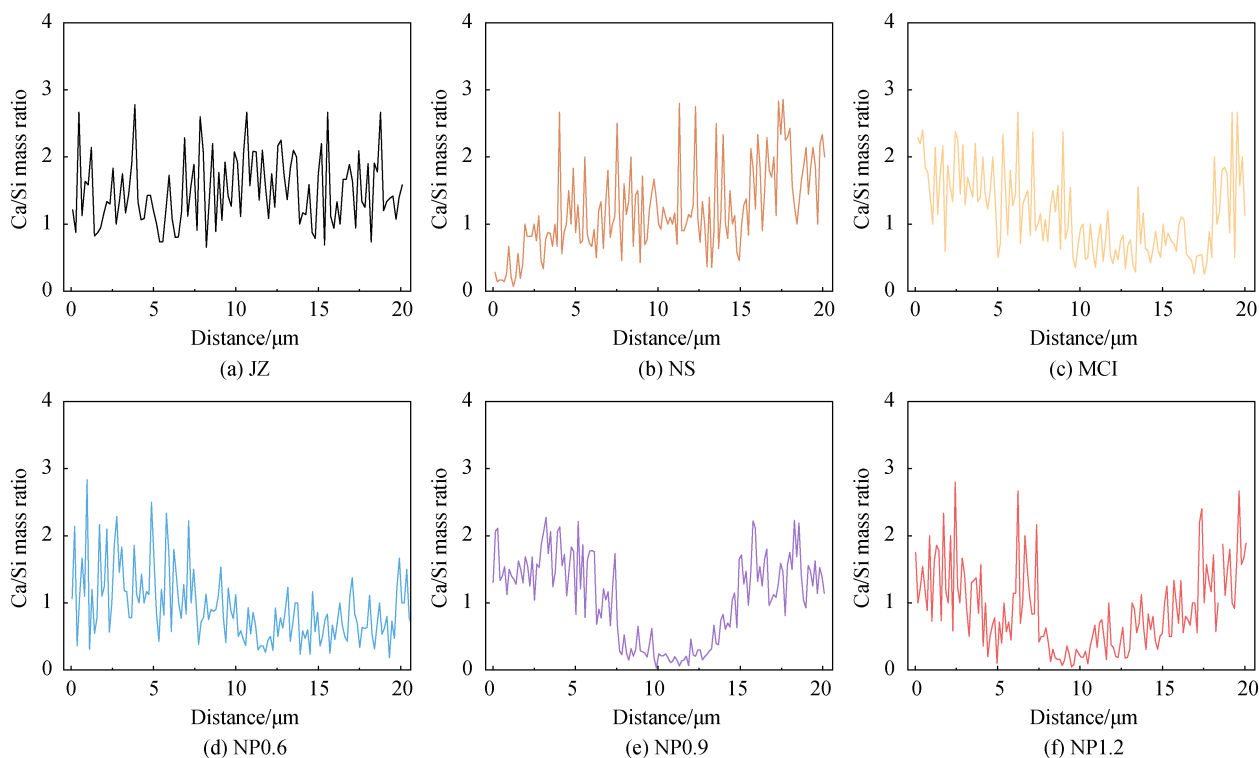


图 11 混凝土 ITZ Ca/Si 比
Fig. 11 ITZ Ca/Si ratio of concrete

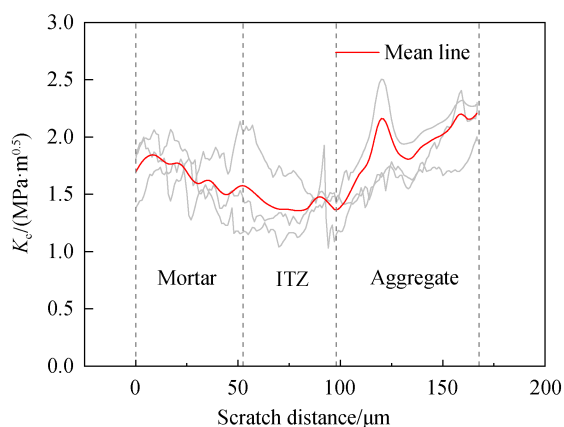


图 12 纳米划痕试验计算得混凝土微观断裂韧性
Fig. 12 Micro fracture toughness of concrete was calculated by nano scratch test

结合背散射图像分析和纳米划痕方法对混凝土各相区域的划分, 计算了防护材料对混凝土各相微观断裂韧性的影响, 如表 2 所示。由文献[34]可知, 砂浆和 ITZ 的物相微观断裂韧性值分布范围为: 高密度 C-S-H 凝胶 $[(1.69 \pm 0.10) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}]$ 、低密度 C-S-H 凝胶 $[(0.98 \pm 0.40) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}]$ 、C-H 晶体 $[(1.06 \pm 0.20) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}]$ 及未水化硅酸三钙颗粒 $[(0.84 \pm 0.60) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}]$ 。由表 2 可知, ITZ 主要由低密度 C-S-H 凝胶、C-H 晶体、未水化硅酸三钙颗粒

组成, 采取抑制侵蚀措施后微观断裂韧性分别为 5.6%、3.2%、12.1%、16.9%和 19.4%。防护材料强化了混凝土的微观结构, 提升了 ITZ 抵抗裂纹扩展的能力, 宏观上提升了混凝土的断裂韧性。

表 2 防护材料对混凝土各相微观断裂韧性的影响
Table 2 Effect of corrosion-inhibiting materials on the fracture toughness of constituent phases in concrete

Sample No.	Aggregate/ ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$)	ITZ/ ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$)	Mortar/ ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$)
JZ	1.98	1.24	1.55
NS	2.11	1.31	1.63
MCI	1.87	1.28	1.67
NP0.6	2.08	1.39	1.81
NP0.9	2.12	1.45	1.86
NP1.2	2.05	1.48	1.90

由于外涂纳米 SiO_2 、迁移型阻锈剂以及内掺纳米先驱体可以降低 ITZ 孔隙率和厚度, 提高 ITZ 微观断裂韧性, 进而提高混凝土宏观断裂韧度、断裂能并降低 CTOD 值。

3 结论

1) 防护材料可显著提高盾构管片混凝土断裂

性能。经纳米SiO₂涂层、迁移型阻锈剂以及不同掺量纳米前驱体处理的盾构管片混凝土,其峰值荷载较基准组提高了16.8%~37.1%,起裂韧度提高了22.6%~48.9%,失稳韧度提高了18.8%~49.8%,断裂能提高了0.50~1.59倍。

2) 防护材料降低了裂缝尖端张口位移,提高了盾构管片混凝土的变形能力。外涂迁移型阻锈剂、纳米SiO₂在峰值荷载前可以降低CTOD值,而纳米前驱体在不同加载阶段均可以有效降低混凝土CTOD值,在峰值应力后30%阶段CTOD值降低了31.8%~47.2%。

3) 防护材料降低了混凝土界面过渡区厚度和孔隙率,提高了微观断裂韧性。外涂纳米SiO₂、迁移型阻锈剂后混凝土ITZ厚度减小了7.1%和6.5%,平均孔隙率降低了18.1%和14.1%,微观断裂韧性提高了5.6%和3.2%。内掺纳米前驱体材料后混凝土ITZ厚度减小了22.6%~30.2%,平均孔隙率降低了19.5%~43.0%,微观断裂韧性提高了12.1%~19.4%。

4) 综合考虑不同材料对混凝土断裂性能和ITZ性能的提升效果以及技术经济性,在海底隧道盾构管片混凝土中可掺入占胶凝材料总质量0.9%~1.2%的纳米前驱体材料。

参考文献:

- [1] 李化建, 马成贤, 杨志强, 等. 综合交通基础设施混凝土结构耐久性提升研究[J]. 中国工程科学, 2025, 27(1): 226–235.
LI Huajian, MA Chengxian, YANG Zhiqiang, et al. Strateg Study CAE, 2025, 27(1): 226–235.
- [2] 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.
- [3] 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, 2017, 37(11): 1351–1363.
HE Chuan, FENG Kun, SUN Qi, et al. Tunn Constr, 2017, 37(11): 1351–1363.
- [4] 葛双双, 高玮, 汪义伟, 等. 我国交通盾构隧道病害、评价及治理研究综述[J]. 土木工程学报, 2023, 56(1): 119–128.
GE Shuangshuang, GAO Wei, WANG Yiwei, et al. China Civ Eng J, 2023, 56(1): 119–128.
- [5] WANG J W, GUO R Q, MA L J, et al. Experimental study on static and dynamic mechanical properties of engineered cementitious composite-coral mortar reinforced with nano-SiO₂[J]. Constr Build Mater, 2025, 492: 142950.
- [6] ZHANG P, LI X Y, GUO J J, et al. Fracture properties of cementitious composites containing nano-materials: A comprehensive review[J]. Theor Appl Fract Mech, 2024, 133: 104586.
- [7] BUETTNER N, IYACU G, AKONO A T. Colloidal nanosilica promotes high-density calcium-silicate-hydrates in fine recycled concrete aggregate mortar[J]. Cem Concr Res, 2024, 180: 107498.
- [8] AFZALI-NANIZ O, MAZLOOM M, KARAMLOO M. Effect of nano and micro SiO₂ on brittleness and fracture parameters of self-compacting lightweight concrete[J]. Constr Build Mater, 2021, 299: 124354.
- [9] NAZERIGIVI A, NEJATI H R, GHAZVINIAN A, et al. Effects of SiO₂ nanoparticles dispersion on concrete fracture toughness[J]. Constr Build Mater, 2018, 171: 672–679.
- [10] GOLEWSKI G L. Enhancement fracture behavior of sustainable cementitious composites using synergy between fly ash (FA) and nanosilica (NS) in the assessment based on digital image processing procedure[J]. Theor Appl Fract Mech, 2024, 131: 104442.
- [11] GOLEWSKI G L. An extensive investigations on fracture parameters of concretes based on quaternary binders (QBC) by means of the DIC technique[J]. Constr Build Mater, 2022, 351: 128823.
- [12] WANG H, JIANG M H, HANG M Y, et al. Inhibition resistance and mechanism of migrating corrosion inhibitor on reinforced concrete under coupled carbonation and chloride attack[J]. J Build Eng, 2023, 76: 107398.
- [13] SHEN L, JIANG H, CAO J D, et al. A comparison study of the performance of three electro-migrating corrosion inhibitors in improving the concrete durability and rehabilitating decayed reinforced concrete[J]. Constr Build Mater, 2020, 238: 117673.
- [14] FEDRIZZI L, AZZOLINI F, BONORA P L. The use of migrating corrosion inhibitors to repair motorways' concrete structures contaminated by chlorides[J]. Cem Concr Res, 2005, 35(3): 551–561.
- [15] LI K J, ZHENG H B, LU J X, et al. Role of encapsulated corrosion inhibitor on the anti-corrosion performance of reinforcing steel in lightweight concrete[J]. Cem Concr Compos, 2024, 146: 105388.
- [16] MORRIS W, VÁZQUEZ M. A migrating corrosion inhibitor evaluated in concrete containing various contents of admixed chlorides[J]. Cem Concr Res, 2002, 32(2): 259–267.
- [17] 刘加平, 蔡景顺, 穆松, 等. 一种有机硅纳米前驱体介质传输抑制剂及其制备方法和应用[P]. CN113929349B. 2022–12–02.
- [18] 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.
- [19] 刘光严, 穆松, 蔡景顺, 等. 侵蚀抑制材料对高速铁路无砟轨道现浇混凝土抗冻融性能影响及作用机制[J]. 铁道建筑, 2022, 62(12): 35–39.
LIU Guangyan, MU Song, CAI Jingshun, et al. Railw Eng, 2022, 62(12): 35–39.
- [20] 郭政, 穆松, 庄智杰, 等. 超分散纳米材料增强无砟轨道道床板混凝土抗渗性能及作用机理[J]. 铁道建筑, 2022, 62(12): 30–34.
GUO Zheng, MU Song, ZHUANG Zhijie, et al. Railw Eng, 2022, 62(12): 30–34.
- [21] FAN X Q, LIU S, GE F. Fracture properties of early-age concrete based on digital image correlation technique[J]. Eng Fract Mech, 2025, 315: 110847.
- [22] WANG Y M, HU S W, HE Z. Mechanical and fracture properties of geopolymer concrete with basalt fiber using digital image correlation[J]. Theor Appl Fract Mech, 2021, 112: 102909.
- [23] 吴恺云, 罗素蓉, 郑建岚. 基于非接触式观测技术的再生骨料混凝土断裂性能分析[J]. 工程力学, 2022, 39(3): 147–157.
WU Kaiyun, LUO Surong, ZHENG Jianlan. Eng Mech, 2022, 39(3): 147–157.
- [24] 郑冰淼, 陈嘉琪, 施韬, 等. 多壁碳纳米管增强混凝土的断裂

- 性能[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(11): 2502–2508.
- ZHENG Bingmiao, CHEN Jiaqi, SHI Tao, et al. J Chin Ceram Soc, 2021, 49(11): 2502–2508.
- [25] LI H C, WEI Y, ZHAO L L, et al. Experimental and theoretical studies on fracture performance of bamboo fiber-reinforced lightweight aggregate concrete[J]. Constr Build Mater, 2025, 465: 140250.
- [26] KRASSOWSKA J. Fracture behavior and mechanical properties of basalt chopped fibers and minibars fiber-reinforced concrete[J]. Structures, 2025, 75: 108808.
- [27] LIAN H H, SUN X J, YU Z P, et al. Study on the dynamic fracture properties and size effect of concrete based on DIC technology[J]. Eng Fract Mech, 2022, 274: 108789.
- [28] XU Y J, CHEN H N, TANG Y X. Study on fracture parameters and fracture process zone of manufactured-sand recycled aggregate concrete[J]. Constr Build Mater, 2022, 361: 129613.
- [29] LI H, LIANG K, CHEN H N, et al. The effect of carbonated recycled coarse aggregate on the fracture properties of concrete[J]. Constr Build Mater, 2024, 442: 137562.
- [30] WANG Y S, GANG R, PENG R X, et al. Characterization of interfacial transition zone in compression-cast concrete[J]. Constr Build Mater, 2025, 486: 141980.
- [31] HUANG Q B, QIAN Z D, HU J, et al. Investigation on the properties of aggregate-mastic interfacial transition zones (ITZs) in asphalt mixture containing recycled concrete aggregate[J]. Constr Build Mater, 2021, 269: 121257.
- [32] YU S J, CHEN J Q, WANG H, et al. Multi-scale characterization and modeling of concrete permeability containing recycled steel slag aggregate[J]. Constr Build Mater, 2024, 436: 137018.
- [33] 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.
- [34] 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.

作者贡献声明:

石贺男: 绘制图表、参与数据分析与论文撰写
李化建: 提出研究方向、设计论文框架
黄法礼: 完善论文框架, 修订论文
董昊良: 实验测试、参与数据分析
李良顺: 实验测试、参与数据分析

Methods for Enhancing Fracture Performance and Microscopic Mechanisms of Concrete in Subsea Tunnel Shield Segments

SHI Henan^{1,2}, LI Huajian^{1,2}, HUANG Fali^{1,2}, DONG Haoliang^{1,2}, LI Liangshun^{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 Subsea shield tunnels serve as critical passages connecting two sides of sea areas and play a vital role in supporting the development of a maritime nation and the coordinated integration of land and marine resources. In recent years, the construction of subsea shield tunnels has been rapidly developed, with representative projects including the Lion Rock Subsea Tunnel of the Guangzhou-Shenzhen-Hong Kong High-Speed Railway, the Qingdao Jiaozhou Bay Second Subsea Tunnel, and the Jintang Subsea Tunnel of the Ningbo-Zhoushan Railway, China. However, during both the construction and service phases of shield tunnels, some factors such as construction practices, aggressive environmental conditions, and uneven settlement can lead to cracking, water leakage, and even corrosion of reinforcement in segment concrete. Insufficient toughness and crack resistance of shield segment concrete can compromise the long-term operational safety of shield tunnels. During service, shield segments are subjected to high water pressure and strongly corrosive ionic environments. To enhance the durability of concrete, erosion-inhibiting materials like coatings, migrating corrosion inhibitors, and internally incorporated nanomaterials are often used during prefabrication. These materials significantly improve the durability of segment concrete, and their effect on crack resistance and toughness remains insufficiently explored.

This study was to investigate the enhancement of fracture toughness in shield segment concrete through the use of erosion-inhibiting materials, including silica nanoparticles, migrating corrosion inhibitors, and nano-sized precursors. In addition, the mechanism by which these materials could affect the microstructure of concrete was also analyzed from the perspective of interfacial transition zone optimization.

Methods In this study, the fracture behavior of concrete was investigated by a three-point bending test method. During the loading process, the displacement of the specimens was monitored using digital image correlation (DIC). Also, the interfacial transition zone of the concrete was analyzed *via* backscattered electron imaging analysis. The fracture toughness of the concrete microstructure was characterized by nano-indentation scratching technique.

Results and discussion Based on the implementation of erosion inhibition measures, the fracture toughness of concrete is notably enhanced. In concrete specimens treated with silica nanoparticles, migrating corrosion inhibitors, and nano-precursors at various dosages, the crack initiation toughness is increased by 22.6%–48.9%, the instability toughness is improved by 18.8%–49.8%, and the fracture energy is elevated by 0.50–1.59 times. The improvement in fracture toughness is closely associated with the physical and

chemical interactions of these materials within the concrete. The silica nanoparticles coating penetrates into the cement matrix, promotes a further hydration, and provides additional nucleation sites. Its reaction products effectively fill pores and reduce the number of initial defects and microcracks, resulting in a denser cement matrix with improved strength and deformation properties. The active molecules in the migrating corrosion inhibitor form coordination bonds with calcium ions in cement hydration products, anchoring themselves within the hydration phases. The main components migrate to the steel-concrete interface, forming a protective adsorbed layer that delays reinforcement corrosion. The nano-precursor material undergoes an ion-exchange reaction during cement hydration, *in-situ* generating calcium carboxylate compounds. These hydrophobic substances are uniformly dispersed in nanoscale within the C-S-H gel network, significantly enhancing the interfacial wetting behavior *via* reducing the surface energy of pore channels. Furthermore, the nanoparticles released from the precursor decomposition fill internal pores, block connected voids, optimize pore size distribution, and increase matrix density.

Conclusions The application of erosion-inhibiting materials significantly enhanced the fracture toughness of the concrete. In shield segment concrete treated with nano-silica coating, migrating corrosion inhibitor, and nano-precursors at varying dosages, the peak load was increased by 16.8%–37.1%, crack initiation toughness was improved by 22.6%–48.9%, unstable fracture toughness was increased by 18.8%–49.8%, and fracture energy was enhanced by 0.50–1.59 times, compared to the reference group. Before peak load, the migrating corrosion inhibitor and nano-silica coating both contributed to a reduction in the Crack Tip Opening Displacement (CTOD), while the nano-precursor was effective in lowering CTOD values at all loading stages. During the post-peak phase (specifically at 30% beyond peak stress), the CTOD was decreased by 31.8%–47.2% with nano-precursor incorporation. The erosion-inhibiting materials also improved the properties of the Interfacial Transition Zone (ITZ). The ITZ thickness of the materials treated with silica nanoparticles coating and migrating corrosion inhibitor could be reduced by 7.1% and 6.5%, respectively.

Keywords subsea tunnel; shield segment concrete; fracture toughness; crack tip opening displacement; interfacial transition zone