THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par *l'Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse*
Discipline ou spécialité : *Génie Civil*

Présentée et soutenue par

Ngoc Tru VU

Le *28/06/2011*

Titre :

Contribution à l'étude de la corrosion par carbonatation du béton armé : approche expérimentale et probabiliste

---

JURY

Alain SELLIER	*Université Paul Sabatier Toulouse*	*Président*
Alaa CHATEAUNEUF	*Université Blaise Pascal Clermont-Ferrand*	*Rapporteur*
Franck SCHOEFS	*Université de Nantes*	*Rapporteur*
Patrick ROUGEAU	*CERIB*	*Examinateur*
Stéphane LAURENS	*INSA de Toulouse*	*Examinateur*
Frédéric DUPRAT	*INSA de Toulouse*	*Examinateur*
Bruno CAPRA	*Société Oxand*	*Invité*

Ecole doctorale : *Mécanique,Energétique,Génie Civil,Procédés*
Unité de recherche : *Laboratoire Matériaux et Durabilité des Constructions*
Directeur(s) de Thèse : *Frédéric DUPRAT et Xuan Anh PHAM*
Rapporteurs : *Alaa CHATEAUNEUF et Franck SCHOEFS*

Résumé

La corrosion de l'acier par carbonatation du béton est un phénomène de dégradation majeur des structures en béton armé, qui débute par la dépassivation de l'acier due à l'abaissement du pH de la solution interstitielle, se concrétise par une initiation effective avant de se propager. Nous nous sommes focalisé sur la dépassivation et l'initiation effective. Une large campagne expérimentale a permis de comprendre l'incidence des conditions d'exposition, de la nature des ciments utilisés dans les bétons et des conditions de carbonatation de l'enrobage, sur la dépassivation des armatures et le démarrage effectif de la corrosion. Au total 27 configurations ont été étudiées. Le potentiel libre de corrosion et la résistance de polarisation ont été mesurés au cours de l'expérimentation sur une durée voisine d'une année. Parallèlement, à échéances régulières, les coefficients de Tafel et la masse de produits de corrosion ont été également mesurés. L'ensemble des données a été analysé pour conduire, à partir du calcul des probabilités de bonne ou de mauvaise alarme, aux seuils de détection du démarrage effectif de la corrosion associés aux paramètres électrochimiques ainsi que la masse seuil de produits de corrosion correspondant à cette détection. Alimentée par les résultats des essais de caractérisation des bétons, une simulation numérique par éléments finis du démarrage de la corrosion a été développée permettant de corroborer de façon satisfaisant les résultats expérimentaux.

Mots-clés : carbonatation, béton armé, corrosion, approche probabiliste

Abstract

The steel corrosion induced by carbonation is a major cause of degradation of the reinforced concrete structures. Two stages arise: the steel depassivation due to the decrease of pH of the pore solution and the effective initiation, and then the propagation. A wide experimental study was carried out focusing on the first stage, in order to emphasize the effect of the exposure conditions, the type of cement and the concrete mixes, and the carbonation conditions of the concrete cover. In all a set of 27 configurations was investigated. The free potential of corrosion and the resistance of polarization were measured in the course of the experiment during one year. Regularly the Tafel coefficients along with the mass of corrosion products were also measured. The set of data was analyzed in order to derive the detection thresholds of the effective onset of corrosion associated with the electrochemical parameters, from the calculation of the probabilities of good or bad alarm. The threshold of the mass of corrosion products corresponding to this detection was also derived. The tests on concrete probes (porosity, permeability, etc.) supplied data that were used to calibrate a finite element model of the onset of corrosion: this model was found in fairly good agreement with the experimental results.

Keywords: carbonation, reinforced concrete, corrosion, probabilistic approach

Remerciements

Ce travail de thèse a été effectué au sein du Laboratoire Matériaux et Durabilité des Constructions de l'Université Paul Sabatier et l'Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse.

Tout d'abord, je tiens à remercier Gilles Escadeillas, Directeur du LMDC, de m'avoir accueilli au sein du Laboratoire et le remercie également pour son enthousiasme.

Je tiens à manifester toute ma reconnaissance à mon directeur de thèse Frédéric Duprat, pour la confiance qu'il m'a accordée, pour ses conseils qui ont éclairé le déroulement de mes travaux et pour sa patience tout au long de ce travail.

Je remercie Alain Sellier d'avoir accepté de présider mon jury de thèse. Je remercie Alaa Châteauneuf, Professeur à l'Université Blaise Pascal et Franck Schoefs, Professeur à l'Université de Nantes, d'avoir accepté d'être rapporteurs de mon travail de thèse. Je remercie également Patrick Rougeau, Chef de la division Matériaux du CERIB, Bruno Capra, Responsable Formation de la société Oxand, et Stéphane Laurens de m'avoir fait l'honneur de l'examiner.

J'adresse mes remerciements à l'ensemble du personnel du LMDC, et plus particulièrement à Bernard Attard et à Guillaume Lambaré pour leur aide et leur enthousiasme.

Je tiens également à remercier mes collègues du bureau 316 Batian, Pierre, Oly et Fatima, pour les discussions, l'ambiance et la diversité culturelle que nous avons partagées.

Je remercie le gouvernement français pour le financement de cette thèse.

Enfin je voudrais adresser toute ma gratitude à ma famille pour son soutien et pour m'avoir supporté et encouragé pendant ces années.

Table des matières

I Eléments bibliographiques 9
I.1 Introduction 10
I.2 Carbonatation des structures en béton 11
I.2.1 Introduction 11
I.2.2 Dioxyde de carbone atmosphérique 12
I.2.3 Phénomène de carbonatation du béton 13
I.2.4 Modélisation de la carbonatation 21
I.2.5 Conclusion 28
I.3 Corrosion des armatures dans le béton 29
I.3.1 Introduction 29
I.3.2 Processus de corrosion des aciers dans le béton 30
I.3.3 Facteurs influents sur le taux de corrosion 31
I.3.4 Paramètres électrochimiques de la corrosion 38
I.3.5 Mesure de la résistance de polarisation 45
I.3.6 Conclusion 46
I.4 Approche probabiliste de la durabilité 47
I.4.1 Introduction 47
I.4.2 Origine et traitement des incertitudes : contexte aléatoire 47
I.4.3 Principe de l'approche fiabiliste 48
I.4.4 Application en durabilité 50
I.4.5 Conclusion 51
I.5 Conclusion 51
II Campagne expérimentale 53
II.1 Introduction 54
II.2 Conditions de l'étude 54
II.2.1 Introduction 54
II.2.2 Matériaux 55
II.2.3 Géométrie des éprouvettes 56
II.2.4 Etat initial de corrosion de l'armature dans le béton 57
II.2.5 Types d'exposition des éprouvettes 58
II.2.6 Fabrication et conservation des éprouvettes 59
II.2.7 Conclusion 62
II.3 Caractérisation des bétons 62

II.3.1 Introduction 62
II.3.2 Résistance en compression 62
II.3.3 Porosité à l'eau 63
II.3.4 Perméabilité à l'oxygène 64
II.3.5 Résistivité électrique 66
II.3.6 Profil de saturation pendant le séchage 69
II.3.7 Profil de masse pendant la prise d'eau 69
II.3.8 Profondeur de carbonatation accélérée 70
II.3.9 Conclusion 77
II.4 Conditions d'exposition 79
II.4.1 Exposition en environnement naturel (EXPO) 79
II.4.2 Imbibition (IMBI) 79
II.4.3 Humidification / Séchage (H/S) 80
II.5 Suivi de la progression de la corrosion 81
II.5.1 Introduction 81
II.5.2 Grandeurs mesurées 81
II.5.3 Appareillage et protocole de mesure 82
II.5.4 Résultat expérimentaux 86
II.5.5 Discussion 100
II.6 Conclusion 107
III Modélisation simplifiée 110
III.1 Introduction 111
III.2 Transport d'eau 111
III.2.1 Equations constitutives 112
III.2.2 Données pour le calcul 114
III.2.3 Conditions initiales et conditions aux limites 117
III.3 Transport de l'oxygène et courant de corrosion 118
III.3.1 Equations constitutives 119
III.3.2 Données pour le calcul 121
III.3.3 Conditions initiales et conditions aux limites 122
III.4 Transport du dioxyde de carbone 122
III.5 Mise en œuvre numérique 123
III.5.1 Résolution 123
III.5.2 Comparaison des formulations de la diffusivité hydrique 123
III.5.3 Taux de saturation et concentration d'oxygène après la période de stabilisation ... 124
III.5.4 Variation du taux de saturation sur la surface de l'acier 125
III.6 Analyse des résultats 126

III.6.1 Coefficient de cinétique λ 126
III.6.2 Courant de corrosion et perte de masse 126
III.6.3 Conclusion 127
IV Investigation probabiliste 129
IV.1 Introduction 130
IV.2 Démarche probabiliste pour le critère d'amorçage de la corrosion 130
IV.2.1 Evènements relatifs à l'amorçage de la corrosion 131
IV.2.2 Formulation de la probabilité d'amorçage de la corrosion 132
IV.2.3 Proposition pour l'estimation du seuil d'amorçage de la corrosion 132
IV.3 Exploitation des résultats expérimentaux 134
IV.3.1 Qualification des séries de données 135
IV.3.2 Comparaison des regroupements des séries 136
IV.4 Evaluation probabiliste du critère d'amorçage de la corrosion 139
IV.4.1 Estimation à partir de données incomplètes 140
IV.4.2 Estimation à partir de données complètes 142
IV.4.3 Estimation à partir de simulations 145
IV.4.4 Conclusion 149
V Conclusion générale et perspectives 150
VI Références 154
VII Annexes 168

Introduction générale

La corrosion de l'acier constitue une préoccupation majeure dans la conception, la réalisation et l'entretien des ouvrages de génie civil en béton. Pour la plupart des ouvrages, exposés en milieu atmosphérique, c'est la pénétration du dioxyde de carbone qui conduit à la dépassivation des armatures et à l'amorçage de la corrosion. Dans le cas d'ouvrages routiers comme les tunnels et les revêtements en béton armé continu, les parkings souterrains, la concentration plus forte en dioxyde de carbone peut se combiner à une humidité plus importante. Pour les structures situées en environnement marin, l'effet des chlorures s'ajoute à celui du dioxyde de carbone.

Les exigences relatives à la durabilité sont définies dans les normes et recommandations de conception des produits telles que l'EN 206-1, l'EN 13369, les guides de l'AFGC, et de conception des ouvrages telles que les Eurocodes structuraux, le Life Design Code de la FIB et le projet Duracrete. De façon normative elles s'appuient sur des conditions d'exposition, des dosages minimaux en liant, des critères de composition et d'enrobage des armatures. Les recommandations d'une part ajoutent des valeurs cibles pour les propriétés de transfert, d'autre part introduisent plus explicitement des états limites de durabilité, limités à la pénétration des agents agressifs.

Dans le cadre de cette thèse, nous nous sommes focalisé sur l'effet de la carbonatation qui intéresse la quasi-totalité des parements en béton exposés à l'atmosphère. La carbonatation traduit l'action de diffusion du CO_2 dans les pores du béton et les réactions consécutives de dissolution/précipitation avec les hydrates, notamment de la portlandite. Lorsque la portlandite est consommée, ou qu'elle n'est plus accessible, le pH chute à une valeur comprise entre 8 et 9 permettant la dépassivation des aciers.

L'initiation de la corrosion n'est généralement pas abordée en tant que telle dans les documents normatifs et les recommandations. De façon intentionnellement conservative, il est supposé que l'initiation se produit dès que la totalité de l'enrobage est carbonaté. Cette position n'est en fait pas forcément conservative, puisqu'il est possible que l'amorçage de la corrosion survienne plus tôt, et d'autre part elle ne tient pas compte des incertitudes aléatoires relatives aux matériaux et aux conditions environnementales. Il semblerait donc plus logique de différencier, dans un contexte incertain, la dépassivation de l'initiation.

La difficulté peut alors résider dans la manière de définir l'initiation de la corrosion. Les caractéristiques électrochimiques, telles que le potentiel libre de corrosion, sont généralement aptes à déceler la dépassivation, au moins par différence avec un état non dépassivé (pour lequel la mesure a été effectuée dans les mêmes conditions de saturation partielle du béton), mais l'initiation de la corrosion ne se traduit pas nécessairement par un changement très net des caractéristiques électrochimiques. Un critère quantitatif sur les produits de corrosion serait vraisemblablement plus adéquat.

Le principal objectif de ce travail est tout d'abord d'essayer de quantifier expérimentalement l'effet de la carbonatation partielle de l'enrobage sur l'amorçage de la corrosion des armatures. Nous proposerons pour cela une campagne expérimentale de longue durée. Le second objectif est d'essayer de confirmer les observations expérimentales par une modélisation simplifiée. Enfin, pour nous inscrire dans les préoccupations de dimensionnement vis-à-vis de la durabilité des ouvrages nous aborderons sous un angle probabiliste, la définition d'un critère d'amorçage de la corrosion, puis le calcul d'une valeur seuil pour ce critère.

Notre mémoire se divise en quatre chapitres.

Le premier chapitre est consacré à une revue bibliographique des connaissances nécessaires à la mise en place de la démarche envisagée. A cet effet, les phénomènes physico-chimiques de carbonatation et de corrosion sont rappelés. Ensuite, un résumé sur l'approche probabiliste en durabilité est présenté.

Le second chapitre est dédié à la présentation et aux principaux résultats de la campagne expérimentale. Celle-ci s'appuie sur la conception de 3 bétons courants à base de ciment CEM I, CEM II ou CEM III, et leur caractérisation. Les essais de corrosion viennent ensuite sur des éprouvettes de conception particulière : ils réunissent 3 conditions d'enrobage et 3 conditions d'exposition, comprennent les mesures du potentiel libre de corrosion, de la résistance de polarisation, des coefficients de Tafel et de la masse de produits de corrosion.

La modélisation simplifiée de la corrosion d'une éprouvette pour une condition d'exposition particulière est développée dans le chapitre 3. Les résultats expérimentaux obtenus dans le chapitre 2 viennent valider et guider la modélisation envisagée.

Enfin, le dernier chapitre est consacré à une investigation probabiliste dont l'objectif est de proposer une valeur pour le critère d'amorçage de la corrosion. Dans le cadre de la partie expérimentale, le recours à une approche bayesienne s'est imposé dans l'estimation probabiliste du temps de séjour en enceinte de carbonatation. Elle est donc présentée dans le chapitre 2, bien qu'il s'agisse également d'une démarche probabiliste.

I Eléments bibliographiques

I.1 Introduction

La corrosion des armatures pour les ouvrages en béton exposés à l'atmosphère est principalement due à la carbonatation du béton, l'effet des chlorures ne concernant que les ouvrages en milieu marin ou exposés aux sels de déverglaçage. Les phénomènes de corrosion peuvent être relativement rapides en cas de porosité excessive du matériau et/ou d'insuffisance d'enrobage et conduire à la mise au rebut d'ouvrage relativement jeune [AFGC, 2004].

L'environnement alcalin du béton avec un pH voisin de 13 conduit à la formation d'un film stable d'oxydes de fer à l'interface acier/béton qui protège l'acier contre la corrosion. Pour les structures exposées à l'air, dans des conditions électriques normales, les mesures de potentiel des armatures (par rapport à l'électrode au cuivre $Cu/CuSO_4$) donnent généralement des valeurs variant entre -0,2V et 0,1V traduisant la passivation de l'acier comme le montre le diagramme de Pourbaix simplifié (Figure I-1).

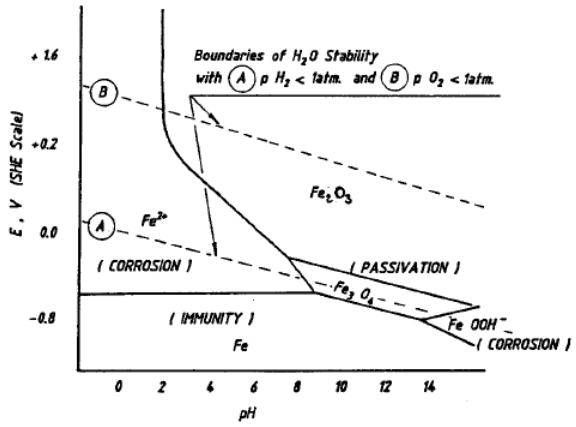


Figure I-1. Diagramme simplifié de Pourbaix pour le système Fe-H_2O à 25°C [Page, 1998]

La carbonatation du béton entraîne une baisse du pH à une valeur voisine de 8,5 [Liang et al., 2005], [Yoon et al., 2007]. Dans un tel milieu, l'armature n'est plus passivée et une corrosion généralisée peut se produire en présence d'humidité et d'oxygène.

La corrosion généralisée conduit à une diminution progressive de la section des armatures. Les produits de corrosion présentent un volume 2 à 7 fois plus important que celui de l'acier. Pour le béton armé, la formation des produits de corrosion engendre des contraintes locales de traction dans le béton d'enrobage. Par suite, des fissures se forment à la surface du béton au droit des armatures corrodées (Figure I-2). Une autre conséquence de cette corrosion est la perte de l'adhérence acier-béton. En effet, les produits de corrosion formés à l'interface sont friables et vont se comporter comme une couche lubrifiante, en addition de la perte de confinement des armatures dues à l'ouverture des fissures [Castel, 2000 ; Vidal, 2003].



Figure I-2. L'état de corrosion des armatures (par carbonatation) sur une poutre d'auvent en béton armé.

I.2 Carbonatation des structures en béton

I.2.1 Introduction

De nombreux phénomènes environnementaux sont connus pour influencer de manière significative la durabilité des structures en béton armé [Ihekwaba et al., 1996 ; Castro et al., 2000 ; Roper et Baweja, 1991]. La carbonatation est l'un des facteurs principaux de détérioration des structures en béton armé exposées à l'atmosphère, et plus encore pour les structures exposées à de fortes concentrations de dioxyde de carbone comme les tunnels routiers, les ouvrages urbains, les parkings souterrains, etc.

Le dioxyde de carbone pénètre dans le béton par le réseau poreux ou fissural. Sa diffusion à travers la structure poreuse du béton est conditionnée par l'état hygroscopique des pores du matériau. Selon Chaussadent [Chaussadent, 1997], deux types de pénétration du dioxyde de carbone peuvent coexister :

- par l'intermédiaire de la phase liquide lorsqu'il y a transfert d'eau chargée en dioxyde de carbone dissous ou lorsque l'eau est déjà présente par diffusion en phase aqueuse ;
- par l'intermédiaire de la phase gazeuse lorsque le réseau poreux accessible est désaturé.

Le dioxyde de carbone se dissout dans la solution interstitielle et provoque une décalcification de la pâte de ciment hydratée. Les ions calcium issus notamment de l'hydroxyde de calcium (porlandite) $Ca(OH)_2$ et des gels de C-S-H, passent en solution pour se combiner avec les ions carbonates et former de la calcite $CaCO_3$. En raison de la consommation de la réserve basique que constitue la porlandite, la carbonatation abaisse le pH de la solution interstitielle du béton (initialement entre 12,5 et 13,5) jusqu'aux environs de 8,5.

La carbonatation réduit la porosité du béton et augmente la résistance mécanique, ce qui constitue un effet positif, mais d'autre part conduit à une baisse du pH et à la dépassivation de l'acier.

I.2.2 Dioxyde de carbone atmosphérique

La concentration du CO_2 dans l'atmosphère est un facteur principal qui agit sur la vitesse de carbonatation du béton. Elle favorise la carbonatation et par suite la corrosion des armatures dans le béton.

En milieu rural, la fraction volumique en CO_2 est d'environ 0,03%. Dans un local mal ventilé, ce pourcentage peut atteindre 1% ; dans les grandes villes, le pourcentage moyen est de 0,3% et peut atteindre 1% [Thiery, 2005 ; Chang et al., 2004]. La paroi des tunnels routiers est un exemple de béton soumis à une concentration élevée de CO_2.

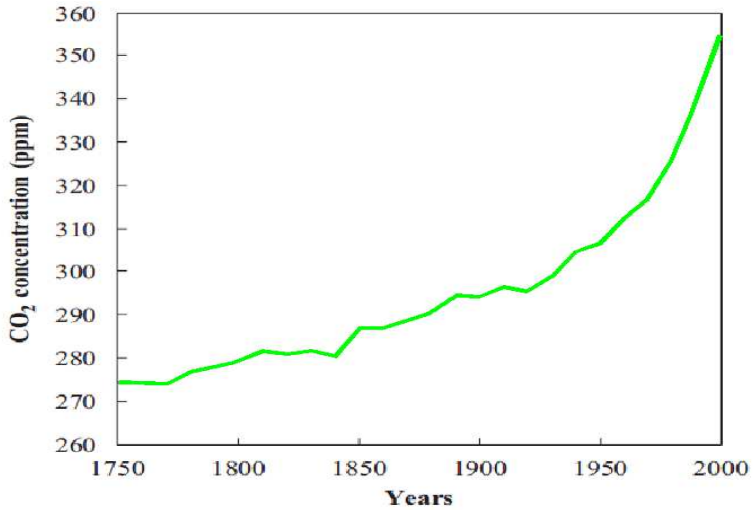


Figure I-3. Augmentation de la concentration du CO_2 dans l'atmosphère à l'échelle mondiale

[Yoon et al. 2007]

Le réchauffement de la planète est dû à l'augmentation de la concentration des gaz à effet de serre, tel que le CO_2 : il s'agit d'un des problèmes environnementaux les plus critiques pour le 21ème siècle. La concentration de CO_2 dans la couche atmosphérique a augmenté constamment depuis la révolution industrielle (Figure I-3). Depuis 1950 elle augmente de 0,5 % par année sur une échelle globale, et particulièrement dans les zones urbaines [Yoon et al., 2007]. Il est probable que le changement climatique ait ainsi dans le futur une incidence sur la carbonatation des structures en béton.

I.2.3 Phénomène de carbonatation du béton

I.2.3.1 Physico-chimie de la carbonatation

I.2.3.1.1 Dissolution du gaz carbonique dans la solution porale

Lorsqu'une solution est soumise à une pression partielle de CO_2, le gaz se dissout et s'hydrate sous forme d'acide carbonique H_2CO_3, selon la réaction :

$$CO_2 + H_2O \Leftrightarrow H_2CO_3 \qquad (1.\ 1)$$

Dans l'eau, à pH élevé, l'acide carbonique H_2CO_3 se comporte comme un diacide faible instable dont la dissociation a lieu en deux phases désignées par les réactions suivantes :

$$H_2CO_3 + OH^- \Leftrightarrow HCO_3^{2-} + H_2O \qquad (1.\ 2)$$

$$HCO_3^{2-} + OH^- \Leftrightarrow CO_3^{2-} + H_2O \qquad (1.\ 3)$$

A chacune de ces deux réactions de dissociation (1. 2) et (1. 3) correspond une acidité de l'acide carbonique H_2CO_3. A l'équilibre, ces deux acidités ont des domaines de prédominance disjoints : à 20^0C, pour un pH supérieur à 10,3 c'est l'ion CO_3^{2-} qui prédomine et pour un pH compris entre 6,3 et 10,3 c'est l'ion HCO_3^{2-}.

I.2.3.1.2 Dissolution de la portlandite $Ca(OH)_2$

Le passage en solution du CO_2 suivant les réactions (1. 4), (1. 5) et (1. 6) entraîne une baisse de la concentration en ion OH^- dans la solution interstitielle des pores, ce qui réduit le pH. Pour établir la basicité du milieu, la porlandite se dissout suivant la réaction:

$$Ca(OH)_2 \Leftrightarrow Ca^{2+} + 2OH^- \qquad (1.\ 4)$$

Les ions calciums ainsi libérés précipitent avec les ions carbonates suivant la réaction (1. 5) pour former du carbonate de calcium $CaCO_3$.

$$Ca^{2+} + CO_3^{2-} \Leftrightarrow CaCO_3 \qquad (1.\ 5)$$

Dans le cadre d'une approche simplifiée, le mécanisme réactionnel de carbonatation de $Ca(OH)_2$ est synthétisé par la réaction chimique hétérogène suivante :

$$Ca(OH)_2 + CO_2 \Leftrightarrow CaCO_3 + H_2O \qquad (1.\ 6)$$

L'inconvenance de cette formulation est qu'elle masque toutes les étapes intermédiaires du mécanisme. En revanche, elle a l'avantage d'indiquer que la carbonatation de la porlandite s'accompagne globalement d'une libération d'eau de structure.

Trois isomorphes du carbonate de calcium existent : l'aragonite, la vatérite et la calcite. Cette dernière est la forme la plus stable dans les conditions usuelles de température et de pression lors des essais de carbonatation accélérée.

La Figure I-4 illustre l'intervention combinée des trois phases : gazeuse, aqueuse et solide au cours du processus de carbonatation de la porlandite [Thiery, 2005].

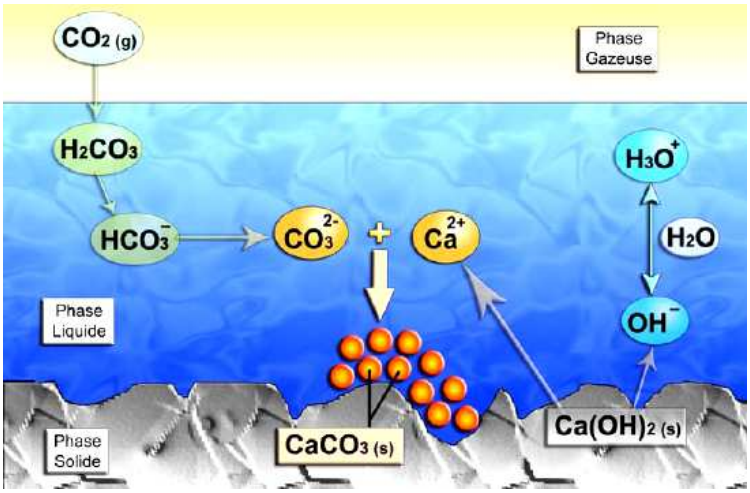


Figure I-4: Mécanisme de carbonatation de $(CaOH)_2$ [Thiery, 2005]

I.2.3.1.3 Dissolution des silicates de calcium hydratés C-S-H

La carbonatation des C-S-H donne naissance à des carbonates de calcium, à un matériau siliceux hydraté (qualifié de gel de silice) et éventuellement à de l'eau libre.

Ces C-S-H, qui représentent la phase hydratée la plus importante dans la pâte de ciment, confèrent au matériau béton l'essentiel de sa résistance mécanique. En revanche, ils ont un pouvoir tampon sur le pH de sa solution interstitielle plus faible que la porlandite. Par conséquent, leur prise en compte dans le mécanisme de carbonatation n'est pas indispensable si l'on s'intéresse à la variation de pH. Néanmoins, les modifications induites de la microstructure sont importantes.

La réaction chimique synthétique des C-S-H (notés ici $CaO.SiO_2.nH_2O$) avec le dioxyde de carbone peut s'écrire :

$$H_2CO_3 + CaO.SiO_2.nH_2O \Leftrightarrow CaCO_3 + SiO_2.nH_2O + H_2O \qquad (1.\ 7)$$

La carbonatation de la portlandite et celle des silicates de calcium hydratés sont simultanées mais avec une cinétique plus rapide pour la portlandite. Les essais de carbonatation sur pâte de ciment hydratée puis broyée montre que les grains de $Ca(OH)_2$ et de C-S-H se recouvrent d'une couche de carbonate de calcium qui ralentit la dégradation de ces hydrates. Ainsi Dunster [Dunster, 1989] montre que, à faible humidité relative (65%), la portlandite est toujours présente après 80 jours de carbonatation et que l'avancement de la réaction est sensible à la granulométrie des grains. Grooves et al. [Groves et al., 1990] suggèrent que la structure des C-S-H est conservée malgré leur décalcification, ce qui pourrait être à l'origine de la conservation des propriétés mécaniques des pâtes carbonatées. A long terme, la dissolution de C-S-H et $Ca(OH)_2$ est bien complète : l'état ultime de dégradation correspond à un assemblage minéralogique de carbonate de calcium et de gel de silice.

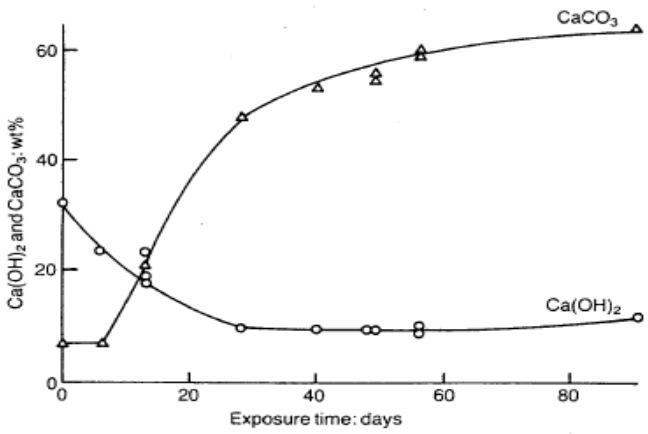


Figure I-5. Variation des quantités de porlandite et de carbonate de calcium avec la durée d'exposition en air (20°C, 65 %HR) [Dunster, 1989]

La nature des différents isomorphes de carbonate de calcium dépend principalement de l'humidité relative à laquelle les hydrates se carbonatent. La vatérite se forme préférentiellement à une humidité relative faible (65 %) lorsqu'un très fin film d'eau recouvre la surface des hydrates [Sauman, 1971 ; Bensted, 1992]. L'aragonite n'est observée que très rarement [Dunster, 1989 ; Bensted, 1992] : cet isomorphe pourrait être un intermédiaire réactionnel lors de la transformation de la vatérite en calcite [Sauman, 1971]. Quant à la calcite, elle est identifiée pour les humidités relatives élevées et/ou pour les durées importantes de carbonatation [Sauman, 1971 ; Bensted, 1992].

I.2.3.1.4 Dissolution des autres constituants du ciment

Le trisulfoaluminate de calcium (ettringite) AFt et le monosulfoaluminate de calcium AFm ont des structures cristallines complexes, en colonne pour l'ettringite et en feuillet pour le monosulfoaluminate [Emanuelson et al., 2001]. Pour ces deux structures, les anions sulfate, situés dans les canaux ou entre les feuillets, sont très mobiles et peuvent être substitués par d'autres anions (OH^-, Cl^-, CO_3^{2-}).

Les aluminates hydratés sont sensibles à la carbonatation. Des études indiquent qu'ils se carbonatent en produisant des carbonates de calcium, des hydroxydes d'aluminium et de l'eau [Sauman et Lach, 1972].

I.2.3.2 Profondeur de carbonatation dans le béton

En admettant que le profil de pression partielle de dioxyde de carbone est linéaire sur l'épaisseur carbonatée, et qu'il s'agit d'un phénomène à front raide, la profondeur de carbonatation théorique peut être supposée proportionnelle à la racine carrée du temps :

$$x_c(t) = x_{c,0} + K\sqrt{t} \qquad (1.\ 8)$$

Avec :

- x_c : épaisseur carbonatée (mm),

- $x_{c,0}$: épaisseur carbonatée initiale,
- K : coefficient dépendant d'un ensemble de facteurs liés aux caractéristiques du béton (le rapport E/C, la nature du ciment, etc.) et aux conditions environnementales (la concentration du dioxyde de carbone, l'humidité relative, etc.).

La technique expérimentale la plus répandue pour identifier la profondeur de carbonatation est le test à la phénolphtaléine qui permet d'identifier un virage de pH de la solution interstitielle. Le béton non carbonaté se colore en rose tandis que le béton carbonaté ne change pas de couleur. La profondeur de carbonatation mesurée par la phénolphtaléine correspond à un pH dans la gamme 8,3-9,5.

Par des analyses ATD/ATG sur des éprouvettes de mortier normalisé Hyvert constate la présence de calcite dans les parties non carbonatées selon la coloration de la phénophtaléine [Hyvert, 2009].

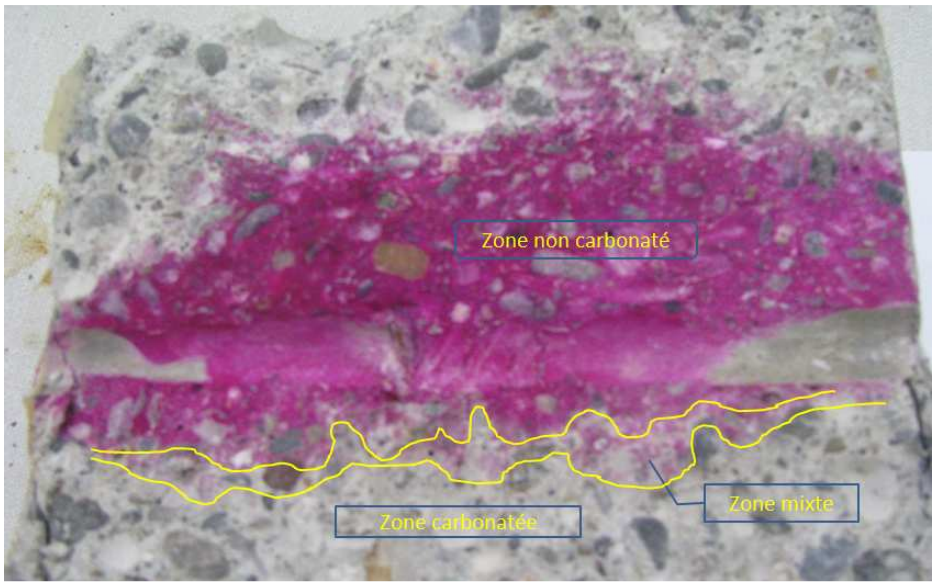


Figure I-6. Existence des trois zones caractéristiques (carbonatée, mixte, saine)

De manière générale, plusieurs auteurs montrent que la zone de virage de la phénolphtaléine est toujours en amont de la zone de formation de carbonate de calcium [Rafaï et al., 2002] , [Rahman et Glasser, 1989] , [Parott et Killoh, 1989]. Parott et Killoh [Parott et Killoh, 1989] relèvent différentes zones caractéristiques depuis la surface extérieure (Figure I-6) :

- zone carbonatée dans laquelle la portlandite a totalement disparu,
- zone mixte où la quantité de carbonate de calcium décroît et celle de portlandite croît,
- zone saine dans laquelle aucune modification minéralogique n'est relevée.

Dans la Figure I-6, la zone révélée par la phénolphtaléine ne coïncide donc pas parfaitement avec la zone totalement carbonatée. Ces résultats mettent en évidence les limites du test à la phénolphtaléine. En effet, le virage de la phénolphtaléine est visible au milieu de la zone mixte alors que la portlandite est identifiée dans toute la zone.

La dépassivation des armatures peut se produire pour un pH variant entre 11 et 9, voire entre 11 et 10 [Hamada, 1968 ; Yoon et al., 2007], et donc être associée à une carbonatation partielle de l'enrobage. Ainsi la zone de dépassivation des armatures peut se situer en avant du "front" détecté par la phénolphtaléine ce qui ne confère pas à ce test un caractère conservatif vis-à-vis de la dépassivation de l'acier [Raja et al., 2009].

I.2.3.3 Vitesse de progression de la carbonatation du béton

Du point de vue de la corrosion liée à la carbonatation, la durée de service d'une structure en béton armé est subdivisée en une période d'initiation et une période de propagation de la corrosion. Lors de l'inspection d'un ouvrage, il est donc indispensable de pouvoir estimer l'état de progression de la carbonatation dans la couche de béton d'enrobage, afin de savoir si le premier lit d'armature est en danger ou d'estimer quand il le sera.

La vitesse de progression du front de carbonatation diminue dans le temps. En effet la formation des carbonates de calcium relargue de l'eau libre (relation (1. 6) et (1. 7)) qui obstrue partiellement les pores (auto-protection par ralentissement de la diffusion du dioxyde de carbone), et rend les hydrates moins accessibles pour la dissolution (formation d'une gangue de carbonate de calcium à la surface des grains de porlandite, par exemple). En plus, la carbonatation modifie la structure poreuse du béton [Thiéry et al., 2003]. Le volume molaire des C-S-H passe de 12 à 16 cm^3/mol [Papadakis et al., 1991] réduisant les vides capillaires initiaux et donc l'accessibilité du dioxyde de carbone.

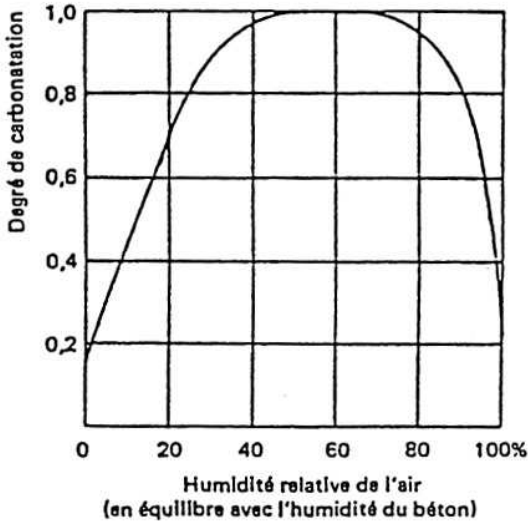


Figure I-7. Vitesse de carbonatation en fonction de l'humidité relative [Verbeck, 1958]

La vitesse de carbonatation dépend des caractéristiques du matériau (porosité, composants chimiques du ciment, hydrates formés), et des conditions thermodynamiques (taux de saturation, humide relative, la température).

Hyvert [Hyvert, 2009] montre ainsi sur des résultats expérimentaux, une différence de vitesse de carbonatation accélérée pour des éprouvettes de mortier à base de ciment CEM I, CEM II et CEM III : la vitesse la plus élevée est obtenue pour un mortier à base de CEM III, la plus faible pour un mortier à base de CEM I. Ce résultat est expliqué par la plus forte teneur en porlandite du mortier à base de CEM I.

La fraction gazeuse disponible dans la structure poreuse pour le transfert du CO_2 dépend du taux de saturation. Ainsi, si le matériau est saturé d'eau, la diffusion du CO_2 n'est possible qu'à travers la solution interstitielle où son coefficient de diffusion est 10^4 fois plus faible qu'en phase gazeuse, ce qui freine considérablement la progression de la carbonatation. D'autre part, le mécanisme réactionnel de dissolution des hydrates ne se produit qu'en phase liquide.

Ainsi, la carbonatation ne se produit pas dans un béton totalement sec ou complètement saturé en eau. Les études réalisées sur la carbonatation accélérée des bétons montrent que la vitesse maximale de carbonatation à 20°C pour les bétons traditionnels est obtenue pour une humidité relative comprise entre 50% et 70 % (Figure I-7). Ces conditions optimales sont définies pour un béton durci où les transferts hydriques à l'intérieur du matériau sont en équilibre avec l'hygrométrie extérieure [Verbeck, 1958].

La pression partielle de CO_2 a également une influence sur la vitesse de carbonatation. Expérimentalement Hyvert [Hyvert, 2009] montre ainsi que l'épaisseur carbonatée est accrue pour des pressions partielles respectives de 0,03%, 10%, 20% et 50%.

La largeur de la zone mixte est fonction des conditions d'exposition (humidité relative et pression partielle de CO_2). Elle est plus faible en condition atmosphérique naturelle (Figure I-8) que lorsque la pression partielle de CO_2 est plus élevée (Figure I-6).

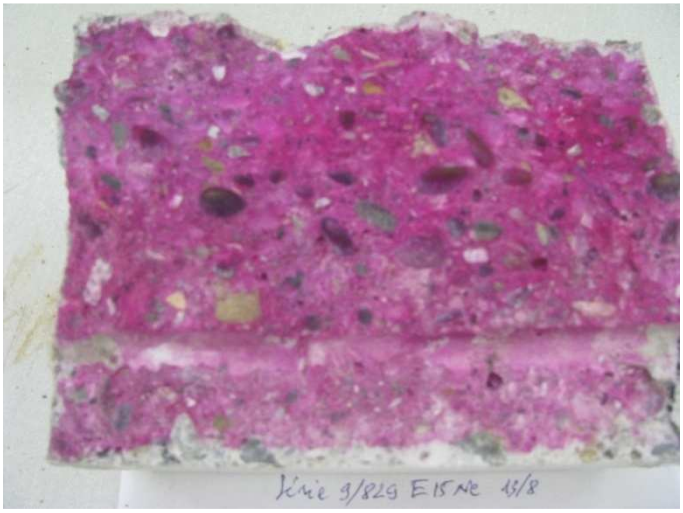


Figure I-8. Frontière nette entre deux zones carbonaté et non carbonaté d'un béton après 10 mois exposant en milieu naturel.

I.2.3.4 Modification des propriétés du béton après la carbonatation

VARIATION DE PH

Cette variation a déjà été soulignée. Elle est durable dans le temps : lorsque tous les ions calcium en provenance des hydrates ont été consommés, le déficit d'ions hydroxyle n'est plus compensé. Le niveau de pH est alors uniquement gouverné par la pression de dioxyde de carbone et les éventuels autres polluants agressifs.

CHANGEMENT DE LA MICROSTRUCTURE

Au niveau des modifications du milieu poreux, il faut d'abord signaler que la carbonatation entraine une augmentation du volume de la phase solide. Le Tableau I-1 fournit les valeurs du volume molaire de la portlandite à comparer à celles des trois formes cristallines de carbonate de calcium.

Tableau I-1. Volume molaire de la calcite, de vatérite et de l'aragonite et de la porlandite [Houst et Witmann, 1989]

Cristaux	Volume molaire ($cm^3.mol^{-1}$)
$Ca(OH)_2$ Portlandite	33
$CaCO_3$ Calcite	35
$CaCO_3$ Vatérite	38
$CaCO_3$ Aragonite	34

La nature du ciment intervient dans la variation de porosité. Elle est ainsi généralement plus forte pour des mortiers et béton à base de CEM I, plus faible s'ils sont à base de CEM III (Tableau I-2). La variation de porosité est plus forte sur des pâtes de ciment : Ranaivomanana [Ranaivomanana, 2010] observe sur une pâte de ciment CEM I de E/C = 0,5 une chute de 27 % à 15% de la porosité au mercure après une carbonatation accélérée sous pression partielle du CO_2 de 50%. Houst et Witmann [Houst et Witmann, 1989], puis Ngala et Page [Ngala et Page, 1997] ont montré une diminution de porosité de l'ordre de 10% à 15%, sur des pâtes de ciment de E/C variant de 0,3 à 0,8La distribution de la taille des pores est également fortement modifiée par la carbonatation [Pihlajavaara, 1968 ; Bier et al., 1987 ; Houst, 1991 ; Houst et Witmann, 1994 ; Miragliotta, 2000]. Mais en plus d'une réduction globale de l'espace poreux autour du mode poreux principal interhydrates (entre 10 et 100 nm), la carbonatation peut créer une macroporosité entre 100 et 200 nm [Thiery, 2005].

Tableau I-2. Porosités obtenues par intrusion au mercure sur des mortiers de E/C=0,5 [Hyvert, 2009]

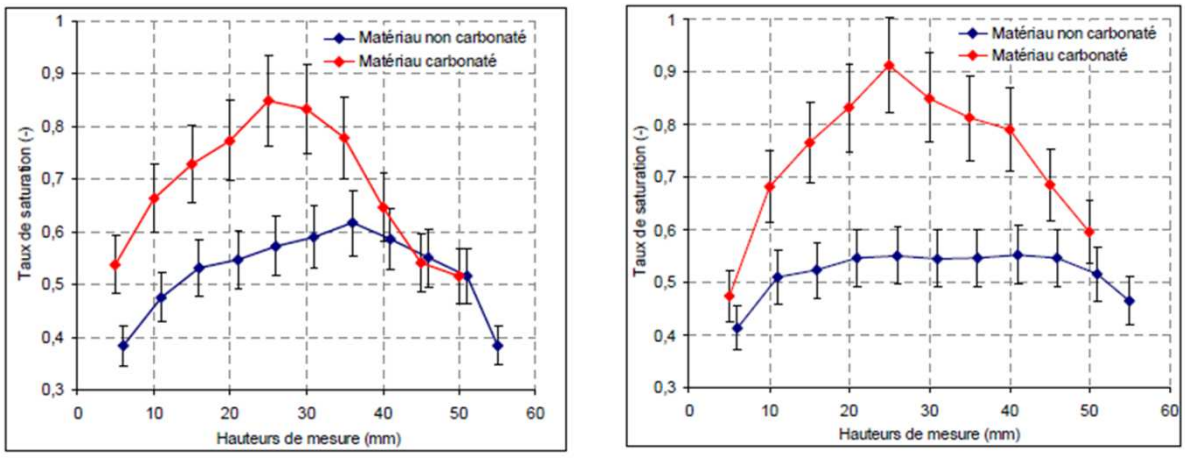
Mortier à base de	CEM I	CEM II	CEM III
Mortier non carbonaté	14.4%	13.9%	12.3%
Mortier carbonaté pendant 296 jours sous teneur atmosphérique de CO_2	12.9%	12.2%	11.3%
Mortier carbonaté pendant 157 jours dans une ambiance à 50% de CO_2	8.8%	10.8%	8.3%

CHANGEMENT DE LA RESISTANCE MECANIQUE

La réduction de porosité liée à la carbonatation entraine corrélativement une augmentation de résistance mécanique. La calcite qui s'est formée consolide la microstructure. Il est en effet bien connu que le carbonate de calcium est un excellent liant : c'est lui qui d'ailleurs assure l'essentiel de la résistance mécanique des mortiers de chaux. La résistance à la compression et à la flexion de bétons à base de ciment CEM I conservés dans une atmosphère de dioxyde de carbone peut augmenter de 30% par rapport aux mêmes bétons conservés en atmosphère exempte de CO_2 [Lea, 1970]. L'augmentation de résistance est d'autant plus marquée que le rapport E/C du matériau est bas [Young et al., 1974].

CHANGEMENT DE LA TENEUR EN EAU

La carbonatation induit localement une accumulation d'humidité dans les pores du fait de la libération d'une partie de l'eau de structure des hydrates. On observe expérimentalement sur matériau carbonaté une augmentation de la teneur en eau évaporable par séchage à 105°C [Pihlajavaara, 1968], [Swenson et Sereda, 1968], ainsi qu'une augmentation du taux de saturation (Figure I-9, [Hyvert, 2009]). Cette eau relarguée peut évidement participer à la composition de la solution interstitielle et contribuer au transport d'agents agressifs.



Mortier base de CEM I Mortier base de CEM II

Figure I-9. Mesure par gamma densimétrie du taux de saturation [Hyvert, 2009]

CHANGEMENT DES PROPRIETES DU TRANSFERT

L'évolution de la microstructure, qui accompagne la carbonatation, a un impact sur les propriétés de transfert des matériaux cimentaires (coefficient de diffusion et perméabilité).

Hyvert [Hyvert, 2009] a observé une diminution du coefficient de diffusion des chlorures après carbonatation pour des mortiers normalisés à base de ciment CEM I, CEM II ou CEM III (Tableau I-3).

Il est observé par Meyer [Meyer, 1968] et Hyvert [Hyvert, 2009], qu'un béton carbonaté sèche plus vite qu'un même béton non carbonaté. En effet, nous savons qu'à une humidité relative

donnée une éprouvette carbonatée contient moins d'eau liquide qu'une même éprouvette non carbonatée en raison de la baisse de porosité qui accompagne la carbonatation.

La conductivité électrique et la tortuosité diminuent après la carbonatation. Le fait qu'un milieu poreux carbonaté voit sa tortuosité diminuer est cohérent avec les résultats de densification de la microstructure et de réduction de connectivité qui ont été observés par Thiery [Thiery, 2005].

Tableau I-3. Coefficient de diffusion de chlorures (m^2/s) pour chaque type de matériau [Hyvert, 2009]

Mortier à base de	Mortier non carbonaté	Mortier carbonaté
CEM I	1.5×10^{-12}	0.2×10^{-12}
CEM II	3.3×10^{-12}	0.5×10^{-12}
CEM III	0.8×10^{-12}	0.3×10^{-12}

La redistribution du réseau poreux peut conduire à une augmentation de la perméabilité gazeuse, alors que la porosité diminue, en fonction du type de ciment et pour un rapport E/C du béton dépassant une valeur seuil [Jaafar, 2003 ; Ranaivomanana, 2010].

I.2.4 Modélisation de la carbonatation

I.2.4.1 Introduction

Dans le processus de carbonatation, les paramètres principaux qui déterminent l'avancement du front de carbonatation sont : la porosité, le taux de saturation, la quantité de minéraux susceptibles de réagir avec le CO_2, la concentration en CO_2, l'humide relative, la condition d'exposition.

De nombreuses approches visant à modéliser la carbonatation ont été publiées [Bary et Sellier, 2004 ; Papadakis et al., 1991 ; Thiéry, 2005 ; Son Nguyen, 2007 ; Saetta et Vitaliani, 2004 ; Burkan Isgor et Ghani Razaqpur, 2002 ; Hyvert et al., 2010]. Les modèles prédictifs proposés reposent sur l'utilisation des lois de Fick. Ils se différencient les uns des autres par :

- les espèces chimiques prises en compte dans les équations de conservation de masse (calcium, dioxyde de carbone, eau),
- le caractère constant ou variable des grandeurs thermodynamiques (température, humidité relative, pression),
- les cinétiques chimiques considérées pour la consommation des hydrates,
- la finesse de prise en compte des paramètres liés aux matériaux (évolution de la diffusivité et de la porosité, évolution du comportement hydrique).

La présente section rappelle les équations constitutives principales et présente les modèles typiques de carbonatation.

I.2.4.2 Equations constitutives

Les équations constitutives sont écrites ici de façon synthétique, à température constante. Les détails des fonctions sont donnés sous différentes formes dans les références déjà citées sur les modèles.

L'équation de conservation de la masse de calcium *Ca* en phase liquide (concentration en ions calcium) fait intervenir le mouvement de la phase liquide :

$$\frac{\partial}{\partial t}(\varphi.S_r.Ca) + div(Ca.D_w(\varphi,S_r)grad(S_r) + D_{Ca}(\varphi,S_r).grad(Ca)) = Q_{Ca}(S_r) \qquad (1.\ 9)$$

La conservation de la masse d'eau est exprimée en termes de taux de saturation S_r et en supposant que le transport en phase vapeur est négligeable:

$$\rho_w \frac{\partial}{\partial t}(\varphi.S_r) + \rho_w div(D_w(\varphi,S_r)grad(S_r)) = Q_w(\varphi,S_r,\frac{\partial Ca}{\partial t}) \qquad (1.\ 10)$$

La conservation de la masse de dioxyde de carbone est exprimée en termes de concentration en CO_2, et avec l'hypothèse que la pression totale de gaz est constante et égale à la pression atmosphérique, ce qui conduit à l'absence de mouvement d'ensemble de la phase gazeuse par transport darcéen :

$$\frac{\partial}{\partial t}(\varphi(1-S_r)CO_2 + div(D_{CO_2}(\varphi,S_r)grad(CO_2)) = Q_{CO_2}(CO_2,\varphi,S_r,\frac{\partial Ca}{\partial t}) \qquad (1.\ 11)$$

Avec :

- φ: porosité connectée;
- ρ_w : masse volumique de l'eau;

Les coefficients de diffusion réels $D_{CO_2}(\varphi,S_r)$, $D_{Ca}(\varphi,S_r)$ ou équivalent $D_w(\varphi,S_r)$ dépendent de la structure poreuse du matériau, et de la connectivité de la phase liquide ou gazeuse selon le cas. Leurs expressions font donc intervenir des fonctions de tortuosité, ainsi que les perméabilités relatives. La porosité est modifiée dans le temps selon les taux de dissolution des hydrates et de formation de la calcite, donc de consommation des ions calcium. Les termes de source $Q_w(\varphi,S_r,\frac{\partial Ca}{\partial t})$ et de puits $Q_{CO_2}(CO_2,\varphi,S_r,\frac{\partial Ca}{\partial t})$, $Q_{Ca}(S_r)$ tiennent compte également des cinétiques chimiques supposées infiniment plus rapide que la diffusion et le passage en phase liquide du dioxyde de carbone, et que la diffusion des ions calcium en solution. Les isothermes hydriques du matériau interviennent dans le transport de la phase liquide.

I.2.4.3 Modélisations fines

I.2.4.3.1 Modèle de Saetta et Vitaliani

Le modèle développé par Saetta et Vitaliani [Saetta et Vitaliani, 2004] a la particularité d'intégrer l'équation de la chaleur. Cette dernière entre alors dans le calcul de la cinétique de

dissolution de la portlandite, même si les fonctions utilisées masquent les cinétiques intermédiaires. La diffusion des ions calcium n'intervient pas. La modification de la porosité n'est pas considérée en tant que telle, mais son effet apparaît dans le coefficient de diffusion du dioxyde de carbone.

Un des résultats intéressant de ce modèle a été de montrer que le front de carbonatation n'est pas raide. Son inconvénient majeur est de ne prendre en compte que la carbonatation de la portlandite. Les autres espèces chimiques présentes dans le béton sont négligées. Il faut noter que ces auteurs ont proposé un développement pour des configurations géométriques à deux dimensions. Ceci permet, par exemple, de simuler la carbonatation naturelle d'élément de structure 2D exposés à des conditions environnementales variables.

I.2.4.3.2 Modèle de Bary et Sellier

Comme la carbonatation repose sur une décalcification-dissolution de la matrice cimentaire due à la diminution de la concentration des ions calcium Ca^{2+} dans la solution interstitielle, Bary et Sellier [Bary et Sellier, 2004] ont proposé un modèle chimique de lixiviation des hydrates gouverné par la seule concentration en ions Ca^{2+}. Cette approche permet de prendre en compte la carbonatation de l'ensemble des phases hydratées : la porlandite, les gels de C-S-H, l'ettringgite et le monosulfoaminate.

Le modèle proposé intègre les trois phases (liquide, solide et gazeuse), aux interfaces desquelles se produisent des réactions chimiques de dissolution, solidification, vaporisation et liquéfaction. Son développement est basé sur une zonation de la pâte de ciment qui apparaît au cours de la carbonatation et de la décalcification.

Dans ce modèle, les phénomènes pris en compte sont :

- la décalcification ou dissolution progressive des hydrates de la pâte de ciment et la migration consécutive des ions calcium dans la phase liquide de la solution interstitielle ;
- la formation de calcite par réaction entre les ions calcium et le CO_2 dissous ;
- la diffusion du CO_2 dans la phase gazeuse de la solution interstitielle ;
- la diffusion et la perméation de l'eau à travers le milieu poreux, notamment pendant le séchage ;
- la migration du calcium lors du processus de colmatage de la zone carbonatée ;
- la variation de la porosité due à la décalcification (augmentation) et à la formation de calcite (diminution).

La quantité de calcite créée est fonction de la teneur en calcium de la solution interstitielle, de la porosité et de l'état de saturation du béton. Les concentrations des espèces chimiques présentes dans la matrice cimentaire sont déterminées d'après les constantes d'équilibre de ces phases.

Ce modèle se révèle très complet en ce qui concerne les mécanismes physico-chimiques de pénétration du CO_2 dans la matrice cimentaire et les réactions entre le CO_2 dissous et les hydrates. Les modifications microsctructurales et de composition de la solution interstitielle qui en résultent sont

évaluées. Cependant, l'application de ce modèle est limitée par les difficultés de dosage de la solution interstitielle et de caractérisation de la zonation de la partie carbonatée du béton. De plus, la notion de reproductibilité et de validité de cette zonation à l'échelle d'un élément de structure reste une question sensible.

I.2.4.3.3 Modèle de Thiéry

Bien plus que la prédiction de la profondeur de carbonatation, le modèle proposé par Thiéry [Thiéry, 2005] permet d'obtenir de nombreux profils, témoins de la durée de vie du matériau : profil de teneur en carbonates de calcium, profils de teneur en hydrates, profils de porosité, profil de pH.

Différents couplages entre les phénomènes physiques qui pilotent l'accessibilité du CO_2 dans la matrice cimentaire et les facteurs chimiques qui conditionnent la quantité de matière carbonatable dans le matériau, sont considérés :

- variation de la microstructure de la matrice cimentaire au cours de la carbonatation et notamment l'effet de colmatage des pores lors de la précipitation de calcite ;
- changements d'état hydrique du matériau au cours de la carbonatation ;
- évolution de la composition chimique et minéralogique du matériau.

L'impact de ces modifications sur les propriétés de transfert (diffusivité et perméabilité) est pris en compte puisque ces propriétés conditionnent directement la cinétique de la carbonatation. Ces phénomènes sont intégrés dans le modèle par l'utilisation de quatre types de variables décrivant : la diffusion-réaction du CO_2, la nature de la matière carbonatable, les cinétiques chimiques et le colmatage des pores.

Les paramètres d'entrée ont été ramenés par soucis de simplicité et de pertinence aux indicateurs de durabilité préconisés par l'AFGC [AFGC, 2004] : porosité, teneur en $Ca(OH)_2$ et C-S-H, perméabilité intrinsèque à l'eau, coefficient de diffusion ionique et courbe de sorption-désorption du matériau. Cela a été rendu possible en combinant les différentes équations et en fixant des conditions initiales et aux limites adéquates, pour ne garder que les variables principales. Les autres données nécessaires sont liées à l'environnement extérieur : la concentration du CO_2, l'humidité relative qui fixe le taux de saturation du matériau.

L'originalité de ce travail est de prendre en compte les effets cinétiques liés à la non-instantanéité des réactions chimiques du fait de la réduction d'accessibilité des sites réactionnels. Le modèle propose de surcroît une description suffisamment fine du mécanisme de carbonatation pour permettre la simulation du pH. A l'instar du travail de Bary et Sellier, la résolution unidimentionnelle du modèle limite la complexité du problème mais diminue la diversité de l'application.

I.2.4.4 Modélisations simplifiées

Les modélisations fines apportent des éléments importants pour comprendre les effets de la carbonatation, et proposer des analyses prédictives précises. Cependant, elles sont coûteuses en temps

de calcul et nécessitent également de fournir de nombreuses données d'entrée qui ne sont pas toujours faciles d'accès. Dans le cadre d'une pratique d'ingénierie, des modèles analytiques simplifiés ont été développés, dont certains sont présentés ci-après. Ils reposent généralement sur l'hypothèse d'un front raide et d'une variation linéaire de pression partielle de dioxyde de carbone sur la profondeur de carbonatation.

I.2.4.4.1 Modèle Duracrete

Le projet européen Duracrete [Duracrete, 2000] a porté sur l'ensemble des attaques du béton d'enrobage qui peuvent conduire à la dégradation des ouvrages en béton armé.

Dans le modèle de carbonatation, la profondeur de carbonatation x_c (m) est exprimée selon la relation suivante pour une période de référence t_0 :

$$x_c = \sqrt{\frac{2.k_e.k_c.D_{eff,0}\Delta C}{a}}\sqrt{t}\left(\frac{t_0}{t}\right)^w \qquad (1.\ 12)$$

Avec :

- $D_{eff,0}$: Coefficient de diffusion effectif du CO_2 (m^2/s) dans le béton à la période de référence t_0, prenant en compte l'évolution de la microstructure du béton avec la carbonatation.
- a : Quantité de matériau carbonatable (kg/m^3) lors d'une carbonatation complète (kg/m^3), prenant en compte la nature du ciment et le degré d'avancement des réactions d'hydratation.
- ΔC : Différence de concentration en CO_2 entre le matériau au niveau du front de carbonatation et le milieu extérieur (mol/m^3).
- k_e : paramètre lié aux conditions climatiques, en particulier le taux moyen d'humidité du béton.
- k_c : paramètre lié aux conditions de cure du béton.

Ce modèle est intéressant car il intègre de nombreux paramètres, dont les conditions environnementales. Il est alimenté par des données issues du retour d'expérience et adaptables à un large panel de matériaux cimentaires. Ceci justifie son utilisation de plus en plus répandue dans les groupes de recherche européens.

Son application en vue d'optimiser les éléments préfabriqués de l'industrie du béton par une approche probabiliste semble être judicieuse, à condition d'intégrer au modèle les spécificités liées aux process de fabrication, comme les traitements thermiques par exemple [Hyvert, 2009].

I.2.4.4.2 Modèle de Papadakis et al.

Papadakis et al. [Papadakis et al., 1991] proposent une modélisation du processus de carbonatation des bétons qui prend en compte la phase aqueuse pénétrant dans les pores et les

réactions chimiques avec les hydrates de la matrice cimentaires qui en résultent. Ainsi les paramètres suivants sont considérés :

- la diffusion du CO_2 dans la phase aqueuse des pores du béton ;
- la dissolution de la portlandite ($Ca[OH]_2$) et la diffusion dans l'eau interstitielle des ions calcium et hydroxyle ;
- la réaction entre le CO_2 dissous et le calcium lixivié ;
- la réaction du CO_2 dissous avec les silicates de calcium hydratés (C-S-H) et les silicates de calcium anhydres (C_2S et C_3S);
- la réduction de la porosité du matériau au cours de l'hydratation et de la carbonatation.

Ce modèle suppose que la réaction de carbonatation est infiniment plus rapide que la diffusion de CO_2 dans le béton et que la quantité de CO_2 dissoute dans la solution interne de la matrice cimentaire est très inférieure à la quantité de matière carbonatable ($Ca(OH)_2$, C-S-H, C_2S et C_3S).

A partir de l'ensemble des processus élémentaires cités précédemment, Papadakis et al. [Papadakis et al., 1991] obtiennent une modélisation de la profondeur de carbonatation en fonction du temps (s) :

$$x_c = \sqrt{\frac{2.D_{e,C}^c.[CO_2]^0}{[CH]^0 + 3.[CSH]^0 + 3[C_3S]^0 + 2[C_2H]^0}}\sqrt{t} \qquad (1.\ 13)$$

Avec :

- $[CO_2]^0$: concentration en CO_2dans la phase gazeuse au contact du béton (mol/m^3),
- $[.]^0$: concentration initiale des hydrates (CH, C-S-H), et des anhydres (C_2S, C_3S) dans le béton (mol/m^3),
- $D_{e,C}^c$: coefficient de diffusion effectif du CO_2 dans le béton carbonaté (m^2/s), tenant compte la saturation des pores en fonction des conditions extérieures d'humidité et de la porosité du béton, déterminées de façon empirique.

Ce modèle est simple d'emploi mais certains facteurs, tels que l'humidité relative de l'air ambiant et le degré de saturation des pores, ne sont pas pris en compte. L'évolution de la microstructure pendant la carbonatation n'est pas non plus modélisée.

Si l'on considère que seule la portlandite réagit avec le CO_2, il est possible de simplifier ce modèle. Cette option va dans le sens de la sécurité car la profondeur de carbonatation est alors surestimée.

I.2.4.4.3 Modèle de Hyvert et al.

Le modèle proposé par Hyvert et al. [Hyvert et al., 2010] permet d'estimer la profondeur carbonatée pour différentes pressions partielles de dioxyde de carbone. La quantité de calcium carbonatable tient compte des quatres hydrates principaux : la porlandite, l'entringitte, les aluminates

et les C-S-H. Leurs apports respectifs en calcium sont déterminés par écriture de la conservation de la masse d'oxydes durant le processus d'hydratation. Le degré d'hydratation est quant à lui estimé à partir du type de ciment et du rapport E/C. Les résultats expérimentaux ont été exploités pour définir un calage unique du modèle, utilisable à différentes pressions. L'approche proposée pour des bétons issus de l'industrie de la préfabrication intègre l'influence du traitement thermique et de la cure. Le facteur environnemental est également pris en compte.

La profondeur carbonatée est exprimée par :

$$x_c = \sqrt{\frac{2.k_e.k_c.k_T.D_{CO_2}^0.P_{CO_2}.t}{\varphi_p.R.T.\left\{C_1 + \frac{C_2}{n+1}\left(\frac{P_{CO_2}}{P_{atm}}\right)^n\right\}\left\{1+\alpha.C_2.\left(\frac{P_{CO_2}}{P_{atm}}\right)^n\right\}}} \qquad (1.\ 14)$$

Avec :

- $D_{CO_2}^0$: coefficient de diffusion en zone carbonatée à pression atmosphérique, dépendant de la porosité du matériau (m^2/s) ;
- P_{atm} : pression atmosphérique (Pa) ;
- P_{CO_2} : pression de CO_2 à la surface du béton (Pa) ;
- t : temps d'exposition (s) ;
- R : constante des gaz parfaits (8,31 J/K/mol) ;
- T : température (K) ;
- n et α son indépendants de la composition du béton et de la nature de ciment. Le paramètre n reflète "l'affinité chimique" des C-S-H à l'égard de la pression CO_2 alors que α reflète la diminution de porosité due à la carbonatation des C-S-H ;
- C_1 : concentration initiale de calcium dans la pâte de ciment provenant de la chaux, des mono- et tri-sulfoaluminates de calcium (mol/m^3) ;
- C_2 : concentration initiale de calcium dans la pâte de ciment provenant des C-S-H (mol/m^3) ;
- φ_p : fraction volumique de pâte dans le béton (l de pâte de ciment/l de matériau considéré) ;
- k_e, k_c : facteur environnemental et facteur de cure identique à ceux proposés dans le modèle Duracrete ;
- k_T : facteur intégrant le traitement thermique :

$$k_T = \left(\frac{t_{démoulage} - t_{coulage}}{t_{équivalent}}\right)^m$$

$$\text{avec} \quad t_{équivalent} = \int_{t_{couplage}}^{t_{démoulage}} exp\left\{-\frac{E_a}{R}\left(\frac{1}{293+\Delta T(t)} - \frac{1}{293}\right)\right\} dt \qquad (1.\ 15)$$

- $t_{démoulage}$: temps de début du décoffrage du béton ;
- $t_{coulage}$: temps de fin de mise en place du béton dans le moule ;
- $t_{équivalent}$: temps équivalent défini à partir du traitement thermique appliqué ;
- $\Delta T(t)$: élévation de température par rapport à 293 °K ;
- E_a : énergie d'activation spécifique au ciment utilisé (J).

Le modèle est simple mais assez complet. Il permet notamment de prévoir la profondeur de carbonatation en condition naturelle à partir d'un essai en carbonatation accélérée, sans nécessité d'un coefficient de "conversion".

I.2.5 Conclusion

Du point de vue de la durabilité des structures en béton armé, la carbonatation a deux effets. L'un est positif : la diminution de la porosité, qui s'accompagne d'une augmentation de la résistance mécanique et de la résistivité électrique. L'autre est négatif : la baisse du pH de la solution interstitielle conduisant à la dépassivation de l'acier.

On distingue trois zones de différents niveaux de pH liées à la carbonatation : une zone amont par rapport au front de carbonatation où pH≈13, une zone aval où pH≈9, et une zone de pH intermédiaire, située également en amont, qui n'est pas détectée par l'indicateur coloré usuel. Cette zone n'a pas fait l'objet de nombreuses investigations expérimentales. Le potentiel libre de la réaction d'oxydation du fer dépend, entres autres paramètres, du niveau de pH de la solution électrolytique. La dépassivation de l'acier est reconnue acquise en zone aval, inexistante en zone amont, et reste possible en zone intermédiaire, ce qui ne permet pas de conclure avec certitude quant à l'initiation de la corrosion basée sur la seule connaissance de l'indication donnée par la phénolphtaléine. Ce point a été un élément important dans nos choix expérimentaux.

Hormis quelques études spécifiques [Hyvert, 2009], les investigations expérimentales sur la carbonatation se sont majoritairement focalisées sur les mortiers et les bétons à base de ciment CEM I. Entre ces mortiers et bétons et ceux à base de ciment CEM II et CEM III existe une différence notable sur la nature des hydrates, et davantage sur les caractéristiques du milieu poreux. Par ailleurs ces ciments contiennent moins de clinker que le CEM I et seront donc vraisemblablement davantage utilisés dans l'avenir, pour des raisons écologiques et économiques. Ces considérations ont également guidé nos choix expérimentaux.

Les modélisations fines de la carbonatation existent, mais restent encore peu usitées dans l'ingénierie en raison des nombreuses données à acquérir et des temps de calcul associés. En ce qui concerne les modélisations simplifiées, la dépendance à la pression partielle de dioxyde de carbone de la cinétique de carbonatation conduit à devoir recaler les prévisions obtenues lorsque l'on passe de la carbonatation accélérée à la carbonatation naturelle. Ce recalage restera nécessaire, même si l'actuel protocole proposé par la réglementation européenne prévoit des pressions d'essai relativement faibles

[NF EN 12390]. Dans la suite de notre travail, pour rester dans un contexte d'ingénierie pratique, nous avons fait le choix d'un modèle simplifié ne nécessitant pas de recalage [Hyvert et al., 2010].

I.3 Corrosion des armatures dans le béton

I.3.1 Introduction

Dans un béton sain (en état non carbonaté), l'alcalinité de la solution interstitielle contenue dans les pores du béton engendre la formation d'une couche d'oxydes ou d'hydroxydes de fer sur la surface des armatures, d'une épaisseur entre 10^{-3} et 10^{-1} µm, protégeant contre la corrosion. Dans cet état, l'acier est passivé en raison de la stabilité des produits formés dans ces conditions, en particulier la magnétite [Avila-Mendoza, 2001].

La carbonatation et la pénétration des ions chlorure sont les deux processus susceptibles de dépassiver les armatures et d'initier la corrosion.

La corrosion de l'acier dans le béton est un processus électrochimique naturel, lié à la tendance partagée par tous les métaux de revenir à leur état naturel de minerai [Gulikers, 2005]. La surface de l'acier se corrodant fonctionne comme une électrode mixte formée d'anodes et de cathodes reliées électriquement par le corps de l'acier lui-même, alors siège de réactions parallèles et simultanées. L'eau interstitielle dans le béton fonctionne comme un complexe électrolytique. Par conséquent, en présence d'anions agressifs, un accroissement du fonctionnement en pile de corrosion se produit, accompagné d'un potentiel électrochimique à la surface de l'acier [Ahmad, 2003 ; Hansson, 1984 ; Houst, 1989 ; Gulikers, 2005], comme illustré sur la Figure I-10:

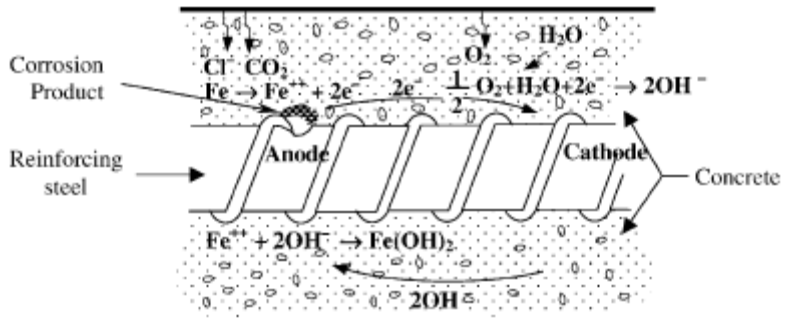


Figure I-10. Illustration schématique de la corrosion des armatures dans le béton comme un processus électrochimique [Ahmad, 2003 ; Houst, 1989 ; Gulikers, 2005]

Lorsque les armatures sont dépassivées, un changement du potentiel libre de corrosion E_{corr}, et à moindre titre un changement de la densité de courant de corrosion j_{corr} sont enregistrés. Toutefois, la dépassivation est une condition nécessaire mais insuffisante pour réduire la durée de vie des structures en béton armé. La présence d'humidité est cruciale pour la corrosion car elle diminue la résistance électrique du béton. L'activité électrochimique de l'acier est fortement dépendante de l'humidité ambiante. Ainsi, la corrosion se manifeste dans les bétons humides, mais non saturés, car la

diffusion de l'oxygène devient comparativement très faible dans l'eau par rapport à celle dans l'air, ce qui limite également la réaction cathodique. On estime généralement que la vitesse de corrosion est maximale dans un béton en équilibre avec une humidité relative proche de 95% [Tuutti, 1982]. Ainsi l'environnement le plus agressif lié à la carbonatation de l'enrobage est l'alternance de cycles secs et humides [Gulikers, 2005].

I.3.2 Processus de corrosion des aciers dans le béton

La disponibilité de l'oxygène associé à un niveau de pH élevé conduit à la formation d'un film d'oxydes de fer à la surface des armatures [Arup, 1983]. Le terme d'acier passif dénote que l'acier présente une vitesse de corrosion insignifiante (~0.1 μm/an). En l'absence d'ions agressifs tels que les chlorures, les conditions thermodynamiques de stabilité électrochimique de l'acier et de ses oxydes dans l'eau sont représentées par le diagramme potentiel-pH de Pourbaix simplifié (Figure I-1).

Le film passif d'oxydes de fer formé dans un environnement alcalin devient instable quand la valeur du pH est inférieure à 10,5 [Bentur et al., 1997]. Cette condition est largement remplie si la profondeur de carbonatation atteint le niveau de l'armature [RILEM CPC 18], mais il a été également montré que l'initiation de la corrosion peut survenir avant l'atteinte de l'armature par le front de carbonatation [Hamada, 1968 ; Chang et al., 2003] . Yoon et al. remarquent que la corrosion est initiée dès que l'épaisseur non carbonatée de l'enrobage devient inférieure à environ 8 mm [Yoon et al., 2007].

La présence de chlorures dans l'eau des pores du béton est également défavorable du point de vue de la corrosion. Les chlorures détruisent le film passivant qui protège le métal [Chen et Mahadevan, 2008]. La destruction de cette protection se produit localement sur les surfaces les plus sensibles, ce qui conduit à l'apparition de piqûres qui deviennent de petites anodes formant des piles de corrosion actives avec un pH très bas d'environ 4 à 5. Le processus de corrosion des armatures par les chlorures s'amorce lorsque les chlorures atteignent l'armature en concentration suffisante pour dépassiver l'acier. Cette concentration limite est d'autant plus importante que le pH de la solution interstitielle est élevé, puisque le seuil critique de dépassivation de l'acier plongé dans une solution artificielle correspond à un rapport $[Cl^-]/[OH^-]$ proche de 0,6 [Hausmann, 1967]. Lorsque des chlorures sont présents dans un béton carbonaté, le seuil de dépassivation est atteint plus facilement. En effet, une concentration en chlorure 10^4 fois plus faible peut suffire à initier la corrosion dans un matériau carbonaté, ce qui est confirmé expérimentalement par Chaussadent et Dron [Chaussadent et Dron, 1992].

Dans le béton armé trois facteurs prépondérants rendent possible la corrosion :

a - La conductivité électrolytique du béton pour laquelle la présence d'eau est essentielle. L'eau réagit avec l'oxygène à la cathode et permet d'établir le circuit des charges électriques porté par les ions entre l'anode et la cathode ;

b - La présence d'oxygène. L'oxygène est nécessaire à la cathode où il se combine avec l'eau et les électrons pour former les ions hydroxyles OH^-. L'oxygène à l'anode modifie également la composition chimique des produits de corrosion.

c - Lorsque la corrosion a lieu, les réactions qui se produisent dépendent de la nature de l'électrolyte (essentiellement de son pH) et du potentiel électrique de surface de l'acier.

Si la corrosion démarre, l'acier est attaqué par des réactions électrochimiques qui conduisent à un transfert d'ions et d'électron à l'interface métal-solution, sous l'influence d'une différence de potentiel entre les deux phases.

Les réactions chimiques les plus probables, qui ne se produisent qu'en phase aqueuse, sont les suivantes [Ahmad, 2003 ; Maaddawy et Soudki, 2003 ; Gulikers, 2005] :

a - La dissolution du fer à l'anode :

$$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^- \quad (1.16)$$

b - La décomposition de l'eau à la cathode :

- en l'absence d'oxygène :

$$2H_2O + 2e^- \rightarrow 2OH^- + 2H^+ \quad (1.17)$$

$$2H^+ + 2e^- \rightarrow H_2 \quad (1.18)$$

- en présence d'oxygène :

$$O_2 + 2H_2O + 4e^- \rightarrow 4OH^- \quad (1.19)$$

c - La migration des ions OH^- vers l'anode :

$$Fe^{2+} + 2(OH^-) \rightarrow Fe(OH)_2 \quad (1.20)$$

Les réactions précédentes ne font intervenir que quelques ions en solution et prévalent plutôt à la phase d'initiation de la corrosion. L'hydroxyde ferreux $Fe(OH)_2$ n'est généralement pas stable. Les produits formés par la suite dépendent des conditions de pH, d'oxygénation de l'eau, des ions présents en solution et de la valence de l'atome de fer. Une étude précise de la spéciation du fer pour différents systèmes est proposée par Huet [Huet, 2005]. Les produits majoritaires dans le système Fe/H_2O sont ainsi l'hydroxyde ferreux $Fe(OH)_2$, la magnétite Fe_2O_4 et la goethite FeOOH. Dans le système $Fe/H_2O/CO_2$, existant dans un béton déjà carbonaté, la sidérite $FeCO_3$ complète les produits précédents.

I.3.3 Facteurs influents sur le taux de corrosion

La tenue face à la corrosion des armatures dans le béton est fonction des caractéristiques métallurgiques de l'acier, de la composition de la solution interstitielle du béton, ainsi que des conditions d'interface acier/béton [Nasser, 2010].

Le transfert des charges ioniques et les équilibres chimiques secondaires qui accompagnent la formation des produits de corrosion sont globalement influencés par tous les ions présents en solution [Huet, 2005], donc par la nature du ciment utilisé et les paramètres de composition du béton.

Les facteurs environnementaux (humidité, température, dioxyde de carbone, ions chlorure) affectent également le processus de corrosion en concourant aux conditions nécessaires à son démarrage.

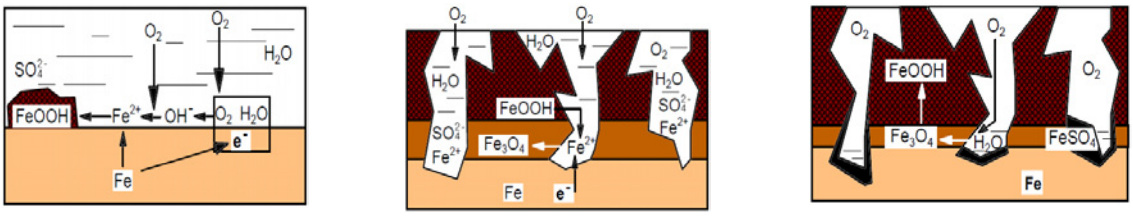
La cinétique du processus est quant à elle influencée de façon prédominante par la température, la résistivité du béton et la teneur en eau, comme l'ont montré des études en laboratoire [Tuutti, 1982], ainsi que des études en conditions extérieures [Andrade et al., 2001 ; Andrade et al., 2002 ; Andrade et Castillo, 2003].

I.3.3.1 Disponibilité d'oxygène à l'interface acier/béton

La présence de l'oxygène à l'interface acier/béton permet la polarisation cathodique. Son incidence n'est pour autant pas négligeable dans les réactions anodiques.

Dans un premier temps (Figure I-11.a), l'oxygène dissout est réduit par l'ion hydroxyle à la surface du métal puis réagit avec l'ion ferreux pour former l'hydroxyde ferreux ainsi que la lépidocrocite γ-FeOOH selon la réaction :

$$2\,Fe^{2+} + \frac{1}{2}O_2 + 3\,H_2O \rightarrow 2\,\gamma\text{-}FeOOH + 4\,H^+ \qquad (1.\ 21)$$



a - Phase initiale b - Phase d'oxydation "humide" c - Phase d'oxydation "sèche"

Figure I-11. Mécanisme réactionnel de la corrosion de l'acier [Landolt, 1993]

Plus la couche de γ-FeOOH devient importante et plus la réaction se ralentit car d'une part la surface de fer "active" diminue et d'autre part la diffusion de l'oxygène est limitée par la présence de la couche de γ-FeOOH (Figure I-11b). Lorsque la concentration en oxygène est devenue suffisamment faible, la lépidocrocite réagit à son tour avec les ions Fe^{2+} en phase aqueuse pour donner la couche de magnétite selon la réaction :

$$8\gamma\text{-}FeOOH + Fe \rightarrow 3\,Fe_3O_4 + 4\,H_2O \qquad (1.\ 22)$$

La "rouille" γ-FeOOH se comporte donc comme un oxydant vis-à-vis du fer de la même manière que l'oxygène. Selon (1. 22), la réaction devrait s'arrêter lorsqu'elle a consommé toute la rouille, mais en fait la réduction du γ-FeOOH ne se produit qu'en phase aqueuse faiblement concentrée en O_2.

Lors des phases "sèches" (film d'eau très mince et forte concentration en O_2), la magnétite réagit avec l'oxygène de l'air (Figure I-11.c) pour reformer le γ-FeOOH selon la réaction :

$$2Fe_3O_4 + \frac{1}{2}O_2 + 3H_2O \rightarrow 6\gamma\text{-}FeOOH \qquad (1.\ 23)$$

On assiste donc à un phénomène cyclique entre les phases "humides" et "sèches" conduisant à une transformation de lépidocrocite γ-FeOOH en magnétite Fe_3O_4 et réciproquement, avec consommation de métal durant la phase "humide".

Pour ces raisons, les cycles d'humidité (changement périodique entre phase de mouillage et de séchage) ont donc une très forte influence sur la vitesse de corrosion [Gulikers, 2005].

I.3.3.2 Humidité relative

Lorsque la teneur en eau augmente, deux effets opposés se produisent : la diminution de la perméabilité à l'oxygène, qui a un effet limitatif, et celle de la résistivité qui stimule le processus de corrosion.

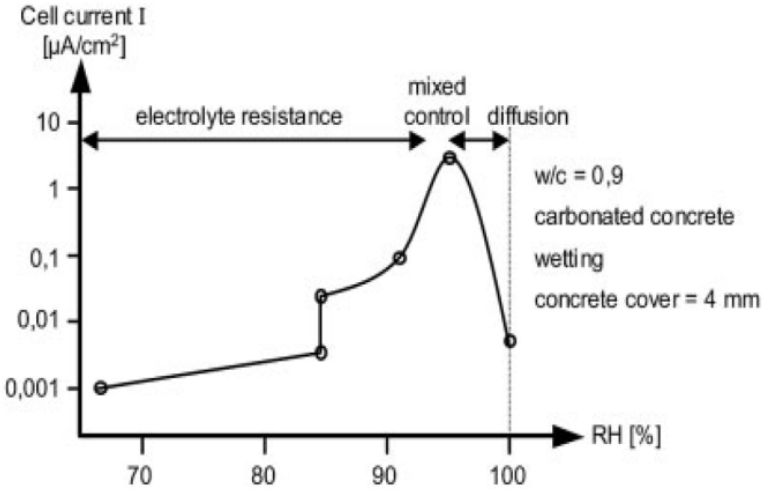


Figure I-12. Evolution de la vitesse de corrosion en fonction de l'humidité relative [Tuutti, 1982]

La corrosion des armatures en milieu insaturé a fait l'objet de nombreuses études [Tuutti, 1982, Goni et al., 1990 ; Lopez et Gonzalez, 1993 ; Hunkeler, 1997 ; Uhlig, 1983]. Ces études ont montré qu'un certain degré critique d'humidité relative existe, voisin de 60% [Goni et al., 1990 ; Enevoldsen et Hansson, 1994], au-dessous duquel aucune corrosion notable ne se produit (Figure I-12). Un niveau maximal correspondant à l'humidité relative d'environ 90 à 95% a été observé [Tuutti, 1982], fonction du rapport E/C. Pour une humidité plus élevée, le coefficient de diffusion de l'oxygène est inférieur à $0{,}3\times10^{-8}$ m^2/s, le courant d'échange cathodique est alors limité par la diffusion de l'oxygène.

La notion d'humidité relative seuil est par ailleurs à l'origine d'un principe de précaution proposé par la réglementation allemande qui consiste à sécher l'enrobage carbonaté afin de diminuer les risques de corrosion [Weydert, 2003].

La densité du courant de corrosion, dans le cas de mortier carbonaté contenant des chlorures, augmente de façon exponentielle avec l'augmentation de l'humidité relative dans l'intervalle de 40% à 90%, du fait de la diminution de la résistivité du béton [Glass et al., 1991]. Pour ce même type de matériau Lopez et Gonzalez [Lopez et Gonzalez, 1993] ont constaté que la densité de courant de corrosion augmente de façon inversement proportionnelle au degré de saturation dans l'intervalle 60%-70%, puis diminue au-delà.

La notion d'humidité relative seuil est par ailleurs à l'origine d'un principe de précaution proposé par la réglementation allemande qui consiste à sécher l'enrobage carbonaté afin de diminuer les risques de corrosion [Weydert, 2003].

La densité du courant de corrosion, dans le cas de mortier carbonaté contenant des chlorures, augmente de façon exponentielle avec l'augmentation de l'humidité relative dans l'intervalle de 40% à 90%, du fait de la diminution de la résistivité du béton [Glass et al., 1991]. Pour ce même type de matériau Lopez et Gonzalez [Lopez et Gonzalez, 1993] ont constaté que la densité de courant de corrosion augmente de façon inversement proportionnelle au degré de saturation dans l'intervalle 60%-70%, puis diminue au-delà.

Sur site, les variations saisonnières de l'humidité relative influent sur les vitesses de corrosion. Par contre, lors de variations journalières de cette humidité, la vitesse de corrosion reste constante car le degré de saturation au droit de l'armature évolue très peu [Andrade et al., 2002 ; Andrade, 2002], le transport d'eau par capillarité en milieu poreux étant très lent.

I.3.3.3 Température ambiante

La température joue un rôle important sur le taux de corrosion de l'acier dans le béton. Lors du changement de température ambiante, d'autres paramètres sont modifiés comme le degré de saturation et la résistivité du béton, et ce sont alors les effets couplés qu'il faut considérer [Lopez et al., 1993]. Ainsi, on peut noter une diminution du courant de corrosion lorsque la température passe de 40°C à 60°C, du fait de la baisse du taux de saturation à humidité relative constante [Zivica, 2002].

L'effet de la température sur la densité de courant d'échange peut être approché par une loi d'Arrhenius [Raupach, 1997]:

$$k_F = A_F . exp\left(-\frac{E_a}{R.T}\right) \qquad (1.\ 24)$$

où k_F est la constante de vitesse de réaction, A_F est un facteur de fréquence et T est la température absolue.

I.3.3.4 Nature du ciment

La nature du ciment intervient à deux niveaux : sur la pénétration du dioxyde de carbone (effet tampon sur la baisse de pH lié aux hydrates du ciment) et des chlorures (fixation des chlorures sur les aluminates et les ferro-aluminates de calcium hydratés), et sur la nature et la stabilité des produits de corrosion liées à la composition de la solution interstitielle [Huet 2005].

En utilisant 6 types de pâte de ciment carbonatées de manière accélérée, Alonso et al. [Alonso et al., 1988] n'ont pas noté d'évolution significative des vitesses de corrosion avec la nature du ciment. Par contre, Montemor et al. [Montemor et al., 1995] ont montré une augmentation d'un facteur 10 de la vitesse de corrosion dans un ciment portland contenant 50% de cendres volantes par rapport au même ciment sans cendre. Ces différents auteurs ne distinguent cependant pas l'effet dû à une modification de la microstructure, de l'effet dû à une modification de la chimie de la solution.

Verbeck [Verbeck, 1958], Anstice et al. [Anstice et al., 2005] ont montré que la teneur en alcalin évolue au cours de la carbonatation : celle-ci est de l'ordre 0,5 mol/l dans une pâte de ciment saine et inférieure à 1 mol/L dans une pâte de ciment carbonaté. Mais à notre connaissance, aucune étude ne présente l'effet de la teneur en alcalin sur la vitesse de corrosion.

I.3.3.5 Perméabilité et épaisseur du béton d'enrobage

La porosité confère au béton sa perméabilité et sa diffusivité. Elle est principalement influencée par rapport E/C. L'augmentation du rapport E/C réduit la résistance du béton et conduit aussi à un plus fort coefficient de diffusion de l'oxygène [Kobayashi et Suttoh, 1991], et donc à une pénétration plus aisée des chlorures et du gaz carbonique. Goto et Roy [Goto et Roy, 1981] ont montré que la perméabilité est sensiblement réduite pour un taux E/C inférieur de 0,45. La distribution du réseau poreux, qui fixe le taux de saturation en fonction de l'humidité relative, est également sensible à la porosité. A humidité relative constante, on observe expérimentalement un accroissement de la corrosion avec le rapport E/C et la porosité [Goni et al., 1990 ; Gu et al., 1994].

L'obtention d'une faible perméabilité n'est pas liée uniquement au rapport E/C. On peut ainsi noter que les recommandations de la norme EN206-1, qui portent sur l'ensemble des paramètres de composition du béton, vont dans le sens d'une meilleure protection des armatures contre la corrosion.

L'épaisseur de l'enrobage du béton permet aussi d'accroître la durée de protection des armatures. La vitesse de corrosion, après démarrage de celle-ci, est dépendante de l'épaisseur de l'enrobage [Liang et al., 2005]. Le risque de corrosion des armatures avec une faible épaisseur d'enrobage, a été souligné par des divers chercheurs [Rasheeduzzafar et al., 1985].

Les codes de la conception des structures en béton armé tels que les Eurocodes spécifient ainsi l'épaisseur de l'enrobage pour divers types d'exposition. En outre, l'épaisseur de l'enrobage est un des facteurs, qui affecte la fissuration et l'écaillage du béton causés par corrosion des armatures.

I.3.3.6 Résistivité électrique du béton

La résistivité électrique impacte deux phases du processus de corrosion de l'acier : l'initiation (dans le cas des chlorures) et la propagation.

D'après le RILEM TC 154-EMC, le risque de corrosion de l'acier est fonction du niveau de résistivité (Tableau I-4). D'autres auteurs proposent des valeurs de seuils différentes, rapportées par Lataste [Lataste 2002] comme dans le Tableau I 5.

Tableau I-4.Résistivité et risque de corrosion dans le béton ordinaire à 20°C [RILEM TC 154-EMC].

Résistivité du béton (kΩ.cm)	Risque de corrosion
< 10	Elevé
10-50	Modéré
50-100	Faible
> 100	Négligeable

La résistivité du béton peut varier entre 1 et 10^5 kΩ.cm en fonction du rapport E/C, du type et du dosage de ciment, de la teneur en chlorures, des composants chimiques, de l'humidité et de la température [Tuutti, 1982 ; Enevoldsen et al.,1994 ; Hunkeler, 1997]. La grande sensibilité de la résistivité à ces paramètres, en particulier à l'humidité et à la température, rend délicate l'utilisation des niveaux proposés dans les Tableau I-4 et Tableau I-5 comme significatifs d'un état de corrosion [Lataste, 2005].

Tableau I-5.Probabilité de corrosion par le seuil des résistivités, cité par Lataste [Lataste, 2002]

Probabilité de corrosion	Seuils des résistivités (kΩ.cm) selon les auteurs	
	[Langford et Broomfield, 1987]	[Feliu et al., 1996 ; Polder, 2000]
Très faible	> 20	> 100 - 200
Faible à modérée	10 - 20	50 – 100
Elevée	5 – 10	10 - 50
Très haute	< 5	< 10

L'augmentation de la température s'accompagne d'une baisse de la résistivité du fait principalement de la plus grande mobilité des ions dans la solution porale [Polder et al., 2000]. L'influence de la température sur la résistivité peut être décrite par une loi d'Arrhenius [Raupach, 1997] :

$$\Delta\rho = \rho.exp\left(\frac{E_a}{R}\left(\frac{1}{T+\Delta T}-\frac{1}{T}\right)\right) \qquad (1.\ 25)$$

où ρ est la résistivité à la température T et E_a est l'énergie d'activation.

L'humidité est également un facteur prépondérant sur la résistivité électrique du béton [Saleem et al., 1996]. La résistivité croît de façon non linéaire avec la diminution de la teneur en eau,

en particulier lorsque cette dernière passe en deçà d'un seuil de l'ordre de 50% en taux de saturation [Senso, 2009]. Ce comportement s'explique par la rupture de continuité de la phase liquide interstitielle lorsque le degré de saturation devient inférieur à 50-60%.

Dans la gamme usuelle de porosité à l'eau (12% à 15%), la carbonatation présente un effet favorable sur la résistivité grâce au resserrement du réseau poreux (baisse de connectivité de la phase liquide). Cette effet est inexistant pour de très forte porosité, voisine de 17% à 18% [Senso, 2009].

I.3.3.7 Types de corrosion de l'acier dans le béton armé

A l'interface acier/béton, le développement des anodes et cathodes (régions de potentiels électrochimiques différentes) est causé par l'existence d'hétérogénéités dans le système de corrosion, soit dans l'électrolyte du béton soit dans l'électrolyte de l'acier. Quand la corrosion de pile est établie, le courant anodique est égal au courant cathodique de façon à maintenir une charge électrique constante (conservation de la charge). Le courant anodique correspond au taux de production des électrons chargés négativement résultant de dissolution anodique de l'acier, tandis que le courant cathodique correspond au taux de consommation des électrons par la réduction de l'oxygène dissous. Des courants ioniques résultant du déséquilibre en ions hydroxyles entre l'anode et la cathode apparaissent dans les pores de la solution du béton, entourant l'acier. Généralement, on distingue deux mécanismes de corrosion qui peuvent coexister :

- La corrosion par macro-pile (Figure I-13) se produit entre des armatures distantes électriquement connectées lorsque leurs potentiels électrochimiques sont différents : les électrons se déplacent de la barre de faible potentiel (constituant l'anode) vers celle de potentiel plus élevé (constituant la cathode) [Hansson et al., 2006].

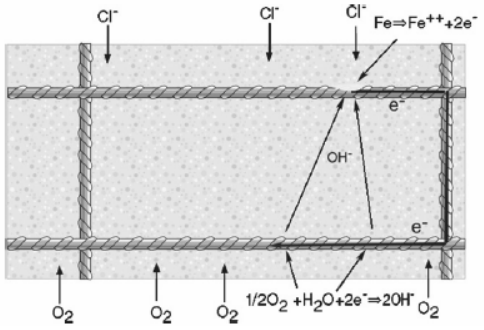


Figure I-13. Illustration schématique de la corrosion par macro-pile [Hansson et al., 2006]

- La corrosion par micro-pile (Figure I-14) se produit sur une même armature pour laquelle la variabilité des conditions électrochimiques locales est suffisamment importante : des piles se forment alors entre des points de potentiels différents [Crolet et Beranger, 1994].

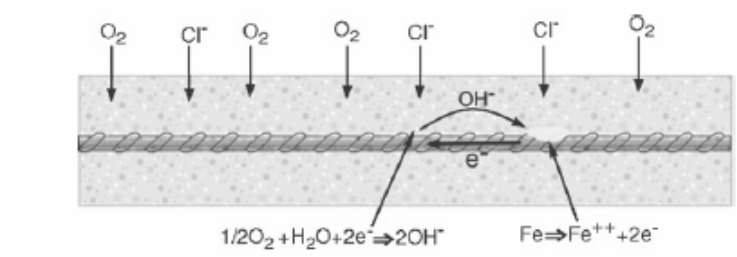


Figure I-14. Illustration schématique de la corrosion par micro-pile [Hansson et al., 2006]

Dans le cas des bétons de haute performance à base de ciment portland, la forte résistivité du matériau conduit à une prédominance de la corrosion par micro-pile [Hansson et al., 2006].

La morphologie du processus de corrosion dépend de la distribution spatiale et de l'aire respective des anodes et des cathodes.

La corrosion uniforme se produit lorsque les anodes et cathodes sont irrégulièrement réparties sur la surface d'acier avec un changement aléatoire de position durant le processus. Cette forme est considérée comme caractéristique de la corrosion causée par la carbonatation. Elle conduit à la diminution progressive de la section des armatures.

La corrosion par piqûres survient lorsque les anodes sont situées à des points fixes et que la superficie des zones cathodiques excède largement celle des zones anodiques. Cette attaque est généralement observée en présence de chlorures (Figure I-15) qui d'une part réduisent la résistivité du béton et d'autre part acidifient la solution interstitielle dans la zone anodique.

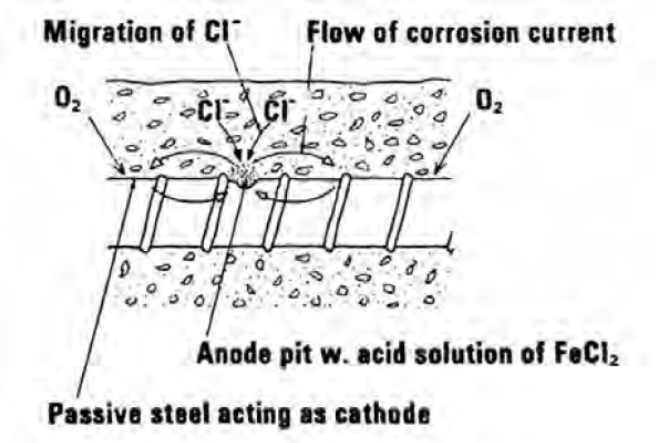


Figure I-15. Schéma électrochimique de la corrosion par piqûre [Arup, 1983]

I.3.4 Paramètres électrochimiques de la corrosion

I.3.4.1 Potentiel d'équilibre de référence d'une réaction d'oxydo-réduction

Les réactions d'oxydo-réduction présentent, selon la loi de Nernst, les potentiels d'électrode libres (ou potentiels d'équilibre réversibles) suivants. A l'anode :

$$E_{a,0} = E_{a,ref} + \frac{R.T}{z_a.F} ln\left[Fe^{2+}\right] \qquad (1.\ 26)$$

à la cathode

$$E_{c,0} = E_{c,ref} + \frac{R.T}{z_c.F} ln \frac{[O_2]}{[OH^-]^4}$$
$$= E_{c,ref} + \frac{R.T.ln10}{z_c.F}(log[O_2] + 4(14 - pH)) \quad (1.\ 27)$$

où F est la constante de Faraday (96500 C/mol), R la constante des gaz parfaits (J/mol/K), T la température (°K), $[Fe^{2+}]$ la concentration des ions Fe^{2+} en solution (mol/m^3) et $[O_2]$ la concentration en oxygène dissous (mol/m^3), z_a et z_c le nombre de charges dans les réactions anodiques et cathodiques. Les potentiels d'électrode $E_{a,0}$ et $E_{c,0}$ (V) constituent le moteur électrique activant le processus de corrosion. Les potentiels de référence $E_{a,ref}$ et $E_{c,ref}$ (V) doivent être définis par rapport à une autre réaction d'oxydo-réduction, dite électrode de référence.

L'électrode de référence pour laquelle le potentiel est arbitrairement pris égal à zéro est l'électrode normal à l'hydrogène (ENH). D'autres électrodes de référence peuvent être utilisées comme l'électrode d'argent - chlorure d'argent (ECA), l'électrode de cuivre - sulfate de cuivre (ESC) et l'électrode de calomel saturé (ECS), dont les potentiels par rapport à l'électrode standard sont portés dans la Figure I-16a. Les valeurs du potentiel libre cathodique et anodique par rapport l'électrode calomel saturé (ECS) sont présentées dans la Figure I-16b.

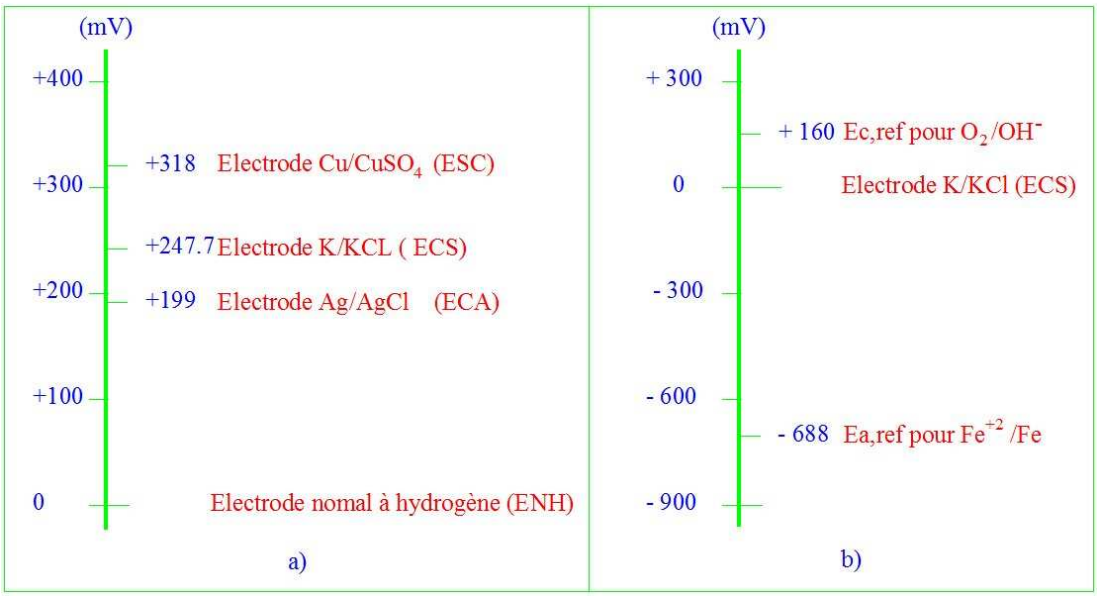


Figure I-16. Potentiels de référence à 25°C

I.3.4.2 Relation potentiel – courant de corrosion

En l'absence d'une des deux électrodes, chaque électrode présente une réaction d'oxydo-réduction réversible pouvant dériver vers une tendance anodique ou cathodique selon le potentiel qu'on lui impose : à son potentiel d'électrode libre, le courant d'échange d'une électrode est donc non nul, et identiquement égal au courant d'échange anodique ou cathodique libre. On a par exemple pour l'oxydo-réduction à l'anode (oxydation du fer) :

$$j_{a,a} + j_{a,c} = 0 \quad \text{et} \quad j_{a,a} = -j_{a,c} = j_{a,0} \tag{1. 28}$$

où $j_{a,0}$ est la densité du courant d'échange libre pour l'anode.

Lorsque les deux électrodes précédentes sont mises en contact électrique, elles se polarisent. La différence de potentiel créée modifie le courant d'échange selon la loi de Butler-Volmer, applicable dans l'hypothèse où le transfert de charge est sous le contrôle de l'énergie d'activation.

Pour la réaction anodique, la densité de courant d'échange j_a (A/m^2) est exprimée par :

$$j_a = j_{a,0}\left[exp\left(\frac{\alpha_a z_a F}{RT}\eta_a \right) - exp\left(-\frac{(1-\alpha_a) z_a F}{RT}\eta_a \right)\right] \tag{1. 29}$$

où α_a est le coefficient de transfert de charge anodique et η_a est la surtension d'activation anodique (V), défini par $\eta_a = E_a - E_{a,0}$.

Pour la réaction cathodique, la densité de courant d'échange j_c (A/m^2) est exprimée par :

$$j_c = j_{c,0}\left[exp\left(\frac{\alpha_c z_c F}{RT}\eta_c \right) - exp\left(-\frac{(1-\alpha_c) z_c F}{RT}\eta_c \right)\right] \tag{1. 30}$$

où α_c est le coefficient de transfert de charge cathodique, et η_c est la surtension d'activation cathodique (V), définie par $\eta_c = E_c - E_{c,0}$.

La polarisation des électrodes se stabilise à un potentiel intermédiaire entre $E_{a,0}$ et $E_{c,0}$, conduisant à $\eta_a > 0$ et $\eta_c < 0$ puisque $E_{a,0} < E_{c,0}$. Avec des surtensions supérieures à 50 mV en valeur absolue, la densité de courant anodique peut alors être déterminée par:

$$j_a = j_{a,0}.\left[exp\left(\frac{\alpha_a z_a F}{RT}\eta_a \right)\right] \tag{1. 31}$$

et la densité de courant cathodique par:

$$j_c = j_{c,0}.\left[exp\left(-\frac{(1-\alpha_c) z_c F}{RT}\eta_c \right)\right] \tag{1. 32}$$

Les relations (1. 31) et (1. 32) montrent une relation linéaire entre le logarithme du courant d'échange et la surtension, dite droite de Tafel (Figure I-17). Les droites de Tafel anodique et cathodiques sont respectivement

$$\eta_a = \beta_a \, log \frac{j_a}{j_{a,0}} \tag{1. 33}$$

$$\eta_c = -\beta_c \, log \frac{j_c}{j_{c,0}} \tag{1. 34}$$

où les coefficients de Tafel β_a et β_c sont donnés par :

$$\beta_a = \frac{ln(10) RT}{\alpha_a z_a F}$$
$$\beta_c = \frac{ln(10) RT}{(1-\alpha_c) z_c F} \tag{1. 35}$$

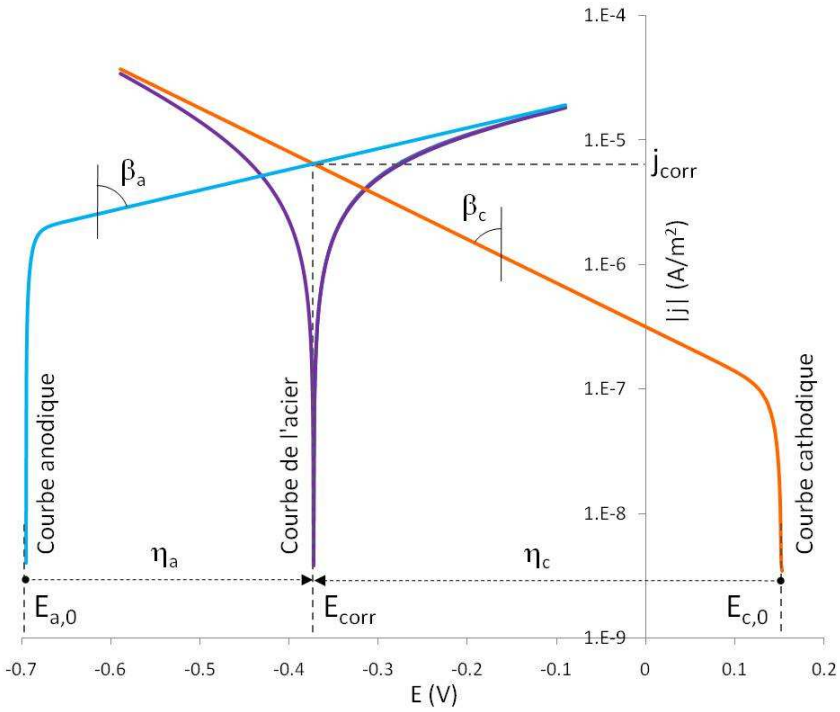


Figure I-17. Courbes de polarisation cathodique et anodique

On note relativement peu d'études proposant des valeurs pour les coefficients de Tafel pour des barres d'armature immergées dans le béton. Dans le cas d'armatures maintenues pendant 12 mois dans du mortier à une humidité relative élevée voisine de 93%, Brem rapporte des valeurs du coefficient de Tafel cathodique de l'ordre de 200-230 mV/dec, et constate que la courbe de polarisation anodique ne converge pas vers une droite de Tafel [Brem, 2004]. Dans le cas d'armatures plongées dans des solutions simulant la solution interstitielle du béton, des valeurs du coefficient de Tafel anodique entre 73 et 98 mV/dec ont été obtenues par Garces et al. [Garces et al., 2005], en bon accord avec la valeur de 75 mV/dec obtenue par Jaggi [Jaggi, 2001] dans des conditions similaires. Ce dernier propose une valeur du coefficient de Tafel cathodique de l'ordre de 230 mV/dec [Jaggi et al., 2000].

Une étude récente a été conduite sur des éprouvettes en béton armé artificiellement fissuré, soumises à des cycles d'humidification-séchage avec aspersion saline complémentaire [Subramaniam et al., 2010]. Après une cinquantaine de cycles, les valeurs des coefficients de Tafel anodique et cathodique sont de l'ordre 435 mV/dec et 205 mV/dec, avec un coefficient de variation voisin de 10%.

I.3.4.3 Potentiel libre de corrosion pour l'acier dans le béton

Le potentiel d'équilibre atteint est le potentiel de corrosion libre E_{corr}, pour lequel les courants d'échange sont identiques et égaux au courant de corrosion $j_a = -j_c = j_{corr}$.

A l'état passif le potentiel libre de corrosion peut varier sur une large plage sans variation du taux de corrosion [Page et Cunningham, 1988].

Le potentiel de corrosion libre E_{corr} devient cependant généralement plus négatif quand la densité du courant de corrosion j_{corr} augmente, en situation de corrosion active, ce qui accompagne la diminution de polarisation anodique ou de façon équivalente la prédominance du coefficient de Tafel cathodique [Glass et al., 1991]. Le taux de corrosion de l'acier est alors sous contrôle anodique si la disponibilité en oxygène est illimitée.

Dans le cas contraire la réaction cathodique est limitée même si le potentiel est très faible (voisin de -700 mV ESC) [Arup, 1985]. Cette situation est souvent observée dans les structures où le béton est saturé et/ou lorsque le coefficient de diffusion de l'oxygène est faible.

Dans le cas de la corrosion généralisée, le potentiel de corrosion varie généralement dans la plage -600 à -450 mV ESC [Arup, 1983 ; Elsener et al., 2003]. Dans le cas de la corrosion par piqûre, on observe une plage de -570 mV à -270 mV ESC [Arup, 1983].

A la lecture des plages rapportées dans la littérature, il apparait que l'état de corrosion n'est pas très bien renseigné par la connaissance du potentiel libre. Par contre la variation de potentiel libre entre différentes zones d'une même structure est généralement corroborée par une variation de l'état de corrosion.

Des recommandations ont été publiées par l'ASTM C 876-77 qui définit des seuils représentatifs d'une probabilité de corrosion (Tableau I-6). De tels éléments restent seulement indicatifs.

Tableau I-6. Interprétation du potentiel de corrosion [ASTM C 876-77 (1977)]

Potentiel de corrosion (mV) (vs. ESC)	Potentiel de corrosion (mV) (vs.ECS)	Probabilité de corrosion active
> -200	> -83	< 10 %
-200 à -350	De -83 à -233	Corosion active incertaine
< -350	< -233	> 90 %

I.3.4.4 Resistance de polarisation

La loi de Butler-Volmer écrite pour une seule réaction d'oxydo-réduction homogène, peut être appliquée au système d'oxydo-réduction hétérogène constitué par les réactions d'oxydation du fer et de réduction de l'oxygène. Sous l'hypothèse que les coefficients de Tafel restent proches de ceux concernant chacune des deux réactions d'oxydo-réduction, elle s'écrit dans ce cas :

$$j = j_{corr}\left[exp\left(\frac{ln(10)}{\beta_a}(E - E_{corr})\right) - exp\left(-\frac{ln(10)}{\beta_c}(E - E_{corr})\right)\right] \quad (1.\ 36)$$

où E est la valeur commune du potentiel $E = E_a = E_c$.

En linéarisant la relation autour de E_{corr}, on obtient :

$$j = j_{corr}\, ln(10)\frac{\beta_a + \beta_c}{\beta_a \beta_c}(E - E_{corr}) \quad (1.\ 37)$$

qui fait apparaître la résistance de polarisation R_p :

$$R_P = \left(\frac{1}{A_p} \frac{dE}{dj} \right)_{E=E_{corr}} = \frac{1}{A_p j_{corr}} \frac{\beta_a \beta_c}{ln(10)(\beta_a + \beta_c)} = \frac{B}{A_p j_{corr}} \quad (1.\ 38)$$

où A_p est l'aire de l'acier polarisé et B la constante de Stern-Geary [Stern et Geary ,1957].

La résistance de polarisation est la résistance qu'oppose l'acier à la polarisation qu'on lui impose. Elle résulte de la formation de la double couche électrique à la surface de l'acier dont le fonctionnement peut être assimilé à celui d'un condensateur [Crolet et al., 1994]. A l'anode, la résistance s'oppose au passage dans l'électrolyte d'une charge Fe^{2+}, tandis qu'à la cathode elle s'oppose au captage d'un électron provenant du métal par un couple ionique de la solution. On peut donc écrire [Gulikers, 2005] :

$$\frac{1}{R_p} = \frac{1}{R_{p,a}} + \frac{1}{R_{p,c}} \quad (1.\ 39)$$

où $R_{p,a}$ et $R_{p,c}$ sont les résistances de polarisation de l'anode et de la cathode.

La résistance de polarisation déduite de la théorie de Tafel est basée sur l'hypothèse que seuls les transferts de charge interviennent. Les résistances ohmiques de l'acier et de l'électrolyte, ainsi que la résistance de diffusion des charges ne sont pas considérées. Dès lors, elle ne peut convenir que dans le cas d'une corrosion par micro-pile et à condition qu'aucune limitation de diffusion ne se produise.

L'intérêt de la relation (1. 38) est qu'elle permet théoriquement de déduire le courant de corrosion j_{corr} à partir d'une mesure de courant résultant d'une polarisation imposée à l'acier autour de son potentiel libre de corrosion. En pratique, c'est la résistance de polarisation R_p qui est indirectement mesurée ce qui permet ensuite, connaissant la constante B de Stern-Geary, de déterminer j_{corr} par :

$$j_{corr} = \frac{B}{A_p R_p} \quad (1.\ 40)$$

Presque toutes les techniques électrochimiques s'appuient ainsi sur la relation empirique entre le courant mesuré et la pente de la courbe de polarisation afin de déterminer le taux de corrosion. Le montage expérimental de principe pour la mesure de résistance de polarisation est donné sur la Figure I-18 . Les conditions réelles de développement de la corrosion active sont rarement proches des conditions d'établissement de la relation (1. 40) [Nygaard, 2008]. Elle reste cependant largement utilisée en raison de sa commodité, moyennant certaines précautions parmi lesquelles [Andrade et al, 2004] : l'estimation de l'aire polarisée de l'acier A_p, la compensation de la chute ohmique due à la résistance électrique du béton, et la confirmation de la linéarité effective pour le domaine de mesure. Dans le cas d'acier immergé dans des solutions, l'intervalle de linéarité autour le potentiel de corrosion libre est de l'ordre de +/-20 mV en état passif et de +/-50 mV en état actif [Stern et Geary, 1957]. Ces valeurs ont été corroborées dans le cas d'acier noyé dans du mortier ou du béton [Andrade, 1973 ; Andrade et Gonzalez, 1978].

La résistance de polarisation peut également être estimée par des mesures d'impédance électrochimique, qui peuvent s'avérer plus efficaces moyennant un circuit électrique équivalent

adéquat [Feliu et al., 2005]. Les composants de ce dernier peuvent en effet représenter chaque phénomène électrique se produisant dans le système lors de la mesure (résistance de diffusion, résistance ohmique, résistance de transfert, capacité de la double couche). Cependant, même si dans ce cas la résistance de polarisation peut bien être assimilée à la résistance de transfert, l'utilisation de la relation (1. 40) nécessite la connaissance de l'aire polarisée de l'acier et de la constante de Stern-Geary.

A partir de mesures électrochimiques et gravimétriques sur de l'acier immergé dans du mortier ou dans une solution d'hydroxyde de calcium $Ca(OH)_2$, Andrade et Gonzalez [Andrade et Gonzalez, 1978] ont proposé pour cette constante *B* les valeurs de 52 mV et 26 mV pour l'acier en état passif et actif, respectivement. Les valeurs proposées étaient principalement fondées sur les résultats obtenus avec la solution d'essai montrant une bonne corrélation entre les mesures électrochimiques et gravimétriques. Néanmoins, les valeurs proposées ont été utilisées, depuis cette publication, dans un nombre très vaste d'études et de recommandations sur la corrosion de l'acier dans le béton [Alonso et al. 1988, Glass et al. 1997, Andrade et al. 2004].

Dans une étude plus récente, Song [Song, 2000] a analysé la valeur de *B* à partir de quatre scénarios différents de corrosion et a conclu que *B* peut varier de 8 mV à l'infini. Toutefois, une valeur infinie de *B* aboutirait un taux de corrosion infini.

I.3.4.5 Vitesse de corrosion de l'acier dans le béton

Le taux de corrosion peut être exprimé de trois manières différentes:

- La réduction de l'épaisseur ou de la de section transversale dans le temps,
- La perte de poids par l'unité de surface dans le temps,
- La densité du courant de corrosion.

La réduction de l'épaisseur et celle de la section transversale ont un intérêt pratique en génie civil dans l'estimation de la durée de vie résiduelle ou de la capacité portante résiduelle d'une structure en béton armé. La perte de poids par unité de surface au cours du temps a déjà été utilisée dans le domaine des tests de corrosion, c'est-à-dire que pour les mesures gravimétriques par exemple dans [ASTM G 1-90, 1990]. Dans le domaine des tests électrochimiques, le taux de corrosion est souvent exprimé par la densité de courant de corrosion. La densité de courant de corrosion est proportionnelle au flux d'ions métalliques quittant le métal. La relation entre la réduction de l'épaisseur ds/dt (cm/s) et la densité de courant de corrosion j_{corr} (A/cm^2) est donnée par la loi de Faraday :

$$\frac{ds}{dt} = \frac{j_{corr}.M_{Fe}}{z_a.\rho_s.F} \qquad (1.\ 41)$$

où z_a est le nombre de charges (z_a=2), M_{Fe} est le masse molaire du fer (M_{Fe} = 56 g/mol), F est la constante de Faraday et ρ_s la masse volumique de l'acier (ρ_s = 7,85 g/cm^3).

Une densité de courant de corrosion de 1µA/cm^2 équivaut à une réduction d'épaisseur de 11,5 µm/an.

Tableau I-7. Classification des niveaux de corrosion [RILEM TC-154-EMC]

Courant de corrosion (µA/cm²)	Vitesse de corrosion (mm/an)	Niveau de corrosion
< 0.1	0.001	Négligeable
0.1 à 0.5	0.001 à 0.005	Faible
0.5 à 1.0	0.005 à 0.01	Modéré
> 1	> 0.01	Elevé

Des seuils représentatifs du niveau de corrosion par rapport à la vitesse de corrosion (Tableau I-7) ont été proposés dans les recommandations RILEM TC-154-EMC [Andrade et al, 2004].

I.3.5 Mesure de la résistance de polarisation

La mesure de la résistance de polarisation est devenue une méthode courante pour déterminer le courant de corrosion instantané de l'acier dans les structures en béton armé. Cette mesure est rapide et non intrusive. Elle peut être opérée sur site, ne nécessitant alors qu'une détérioration localisée de l'enrobage de béton pour permettre d'établir une connexion électrique sur l'armature.

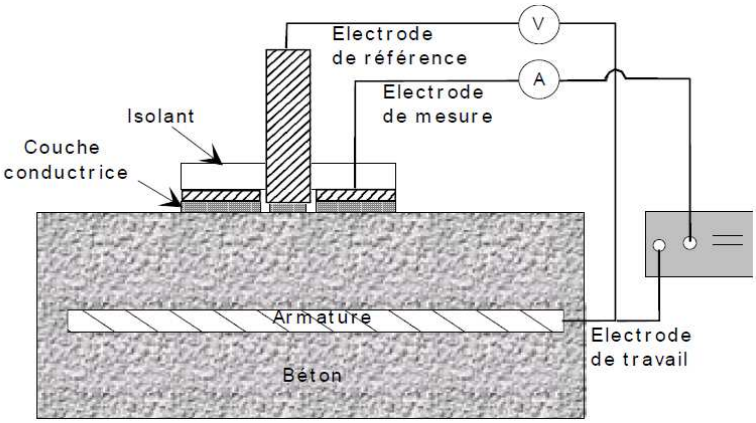


Figure I-18. Schéma de montage d'une mesure électrochimique [AFGC-COFREND, 2002]

Une tension est imposée entre l'électrode de référence et l'électrode de travail (l'armature), tandis que le courant induit entre cette dernière et l'électrode de mesure est à son tour évalué (Figure I-18). En pratique, on utilise un appareillage approprié (corrosimètre) imposant à l'échantillon des surtensions de l'ordre de +/- 10 mV par rapport à son potentiel libre de corrosion ce qui permet de rester dans la zone linéaire de Stern-Geary. Le potentiel libre est obtenu par une mesure préalable en circuit ouvert. La résistance de polarisation apparente est le coefficient de proportionnalité entre la variation de potentiel et la variation de courant :

$$R_{p,app} = \left(\frac{\Delta E}{\Delta i} \right)_{i \to 0} \qquad (1.\ 42)$$

La valeur de la résistance de polarisation effective est déduite de sa valeur apparente en tenant compte de la chute ohmique associée à la présence du béton :

$$R_p = R_{p,app} - R_e \quad (1.\ 43)$$

La résistance électrolytique du béton R_e est peut être automatiquement compensée dans certains appareils, ou bien déterminée par une mesure complémentaire d'impédance électrochimique.

La relation (1. 43) permet d'estimer le courant de corrosion et par suite la vitesse de dégradation des armatures. A moins d'un suivi régulier dans le temps, cette dernière ne donne pas d'information sur la perte de section transversale de l'armature qui doit être évaluée par une observation visuelle directe ou déduite d'une mesure gravimétrique.

Cette méthode peut être appliquée indépendamment de l'épaisseur d'enrobage (des armatures ont été testées avec un enrobage supérieur à 1m [RILEM TC-154-EMC]) et du diamètre des armatures. La méthode est d'autant plus précise que l'aire de l'électrode de mesure (contre-électrode) est grande devant l'aire de l'armature (électrode de travail) susceptible d'être polarisée. Cette situation ne se rencontre pas pour la plupart des structures, dans lesquelles les barres sont en outre reliées électriquement. Il convient alors de procéder à de nombreux ajustements [RILEM TC-154-EMC].

Si ces ajustements s'avèrent efficaces, la connaissance du courant de corrosion permet :

- d'évaluer l'état actuel de corrosion de l'armature, c'est-à-dire discriminer les zones corrodées et non corrodées ;
- d'évaluer l'efficacité d'une méthode de réparation de l'ouvrage ;
- de calculer la perte de masse des armatures si les mesures sont régulières dans le temps, ou à partir d'étalonnages effectués au moyen de mesures gravimétriques.

Ce type d'appareil permet de mesurer également les coefficients de Tafel β_a et β_c, en appliquant une surtension de +/- 250 mV par rapport au potentiel libre de corrosion. Une telle mesure ne permet pas au système de corrosion de revenir à son état préalable à la mesure, et ne peut donc pas être effectuée pour établir un suivi de l'état de corrosion.

I.3.6 Conclusion

Les conditions thermodynamiques de démarrage de la corrosion sont bien établies pour des systèmes chimiques simples, mais leur observation expérimentale reste difficile en raison de la complexité des systèmes réels. Ainsi, la connaissance du pH ne permet pas de savoir avec exactitude si la dépassivation est effective pour une armature noyée dans du béton. La variation du potentiel libre de corrosion doit corroborer cette information. L'appréhension de la phase de propagation n'est pas plus simple : la chimie est complexe et les facteurs influents sont nombreux. Les principaux facteurs ainsi que leurs effets ont été présentés dans cette section. L'estimation de l'état de corrosion passe le plus souvent par des techniques électrochimiques. Sur la base de considérations théoriques, dont la validité en situation réelle n'est pas toujours facile à démontrer, ces techniques permettent d'évaluer

les principaux paramètres électrochimiques : le potentiel libre de corrosion, la résistance de polarisation et le courant de corrosion.

I.4 Approche probabiliste de la durabilité

I.4.1 Introduction

La nécessité de prise en compte rationnelle des incertitudes d'origine aléatoire qui affectent les propriétés des matériaux, l'environnement et la géométrie des ouvrages conduit de plus en plus fréquemment à appréhender la durabilité des ouvrages en béton par une démarche probabiliste. Cette démarche est recommandée de façon générale en tant que procédé de justification dans les Eurocodes structuraux pour l'ajustement des niveaux de fiabilité et la calibration des coefficients partiels. Notons que les projets de recherche visant à mettre en avant l'approche probabiliste pour la durabilité et la maintenance des ouvrages en béton comme APPLET, MAREO, EVADEOS au niveau français, et plus anciennement Duracrete au niveau européen, en ont montré la potentialité pratique.

I.4.2 Origine et traitement des incertitudes : contexte aléatoire

L'utilisation des modèles purement déterministes donne une estimation de la durée de vie des ouvrages, ayant quasiment autant de chance d'être dépassée que de ne pas être atteinte, si les valeurs moyennes des paramètres sont introduites sans considération des incertitudes qui y sont attachées. Dans le cas de la problématique de la corrosion du fait de la carbonatation, ces incertitudes proviennent des caractéristiques physico-chimiques du béton, de la position des armatures, du seuil de dépassivation (exprimé en pH), de la position du "front" de carbonatation, des conditions d'exposition (pression de CO_2, humidité), ainsi que des simplifications et de la précision numérique admises dans la modélisation.

Une approche plus rationnelle de la durabilité nécessite d'évaluer les probabilités d'occurrence des évènements qui y sont liés (dépassivation, etc.), à l'aide de traitements statistiques des données et de traitements probabilistes des modèles décrivant les événements. On distingue deux types principaux de traitement :

- Le traitement fréquentiste, ou objectiviste, définit la probabilité d'un événement comme la valeur (unique) vers laquelle converge la fréquence d'observation de cet événement. Cette approche découlent les statistiques inférentielles classiques, dans lesquelles toute estimation se fonde exclusivement sur l'observation de données. En absence de données, ou si les données disponibles ne sont pas pertinentes, cette approche ne permet pas de construire d'estimation.
- Le traitement bayésien, ou subjectiviste, définit la probabilité d'un événement comme le degré de croyance d'une personne quant à la survenue de cet événement. Le processus d'estimation repose ainsi à la fois sur la connaissance a priori du modélisateur (concernant

par exemple le "support" du paramètre, i.e. l'intervalle à l'intérieur duquel il est certain que le paramètre se trouve) et sur les données observées s'il y a lieu.

Ces deux types de traitement seront utilisés dans la suite de notre travail.

I.4.3 Principe de l'approche fiabiliste

L'approche fiabiliste consiste à évaluer la fiabilité à l'égard d'un mode de défaillance, qui est la probabilité de non défaillance. La défaillance ne recouvre pas nécessairement un aspect mécanique, en particulier dans le cas de la durabilité.

I.4.3.1 Etats limites de durabilité

La durabilité devenant une exigence fonctionnelle, au même titre que la stabilité mécanique ou l'aptitude au service, la réflexion a été portée vers la nécessité que les règles de conception et de calcul des structures puissent intégrer la notion de durabilité et d'incertitude sur la durabilité. Les travaux du projet européen Duracrete, et du plus récent projet français APPLET ont contribué significativement dans cette direction [Mai-Nhu et al., 2011].

Dans le cas de la durabilité, un état limite peut être décrit de manière similaire à un état limite mécanique, comme la différence entre une résistance, qui s'oppose à la défaillance, et une sollicitation, ce qui y contribue. En ce qui concerne la dépassivation des armatures, on peut ainsi placer du côté des résistances l'épaisseur d'enrobage ou le pH, et respectivement du côté des sollicitations la profondeur carbonatée ou chlorurée, ou la valeur du pH correspondant à la dépassivation.

En ce qui concerne l'initiation de la corrosion, on peut proposer du côté des résistances un taux seuil en masse de produits de corrosion ou la concentration critique en chlorures, et respectivement du côté des sollicitations le taux massique de produits de corrosion ou bien la concentration en chlorures. Dans tous les cas, on écrit symbolique la fonction d'état limite $G(X,t)$:

$$G(X,t) = R(X,t) - S(X,t) \tag{1. 44}$$

où X est le vecteur des variables aléatoires, $R(X,t)$ est la résistance et $S(X,t)$ est la sollicitation. En fonction des réalisations de ces variables, l'état d'une structure peut appartenir à deux domaines : un domaine de ruine lorsque $G(X,t) \leq 0$ et son complémentaire appelé domaine de sûreté lorsque $G(X,t) > 0$. La frontière entre ces deux domaines est appelée surface d'état limite ou de défaillance.

I.4.3.2 Estimation de la probabilité de défaillance par une méthode probabiliste

Une fois défini l'état limite et la fonction d'état limite associé, la fiabilité est définie par $1\text{-}P_{f,T}$ où $P_{f,T}$ est la probabilité de défaillance qui s'écrit :

$$P_{f,T} = Prob\left[G(X,t) \leq 0\right]_{t \leq T} \tag{1. 45}$$

Il existe aujourd'hui des méthodes performantes d'évaluation de $P_{f,T}$, qu'il n'est pas envisager de détailler dans le présent rapport. Nous pouvons suggérer au lecteur de se reporter à des publications récentes [Lemaire et Chateauneuf, 2005 ; Baroth J. et al., 2011].

Du point de vue probabiliste, la justification du dimensionnement passe par une probabilité cible $P_{f,cible}$ correspondant à un risque de défaillance acceptable :

$$P_{f,T} = Prob\left[R(X,t) \leq S(X,t)\right]_{t \leq T} \leq P_{f,cible} \qquad (1.\ 46)$$

La valeur cible de $P_{f,T}$ peut-être choisie suivant plusieurs critères dont notamment :

- la durée de vie visée T pour l'ouvrage,
- l'importance économique et stratégique de l'ouvrage,
- les conditions environnementales.

Dans le cas du format semi-probabiliste actuel des Eurocodes, l'inégalité (1. 46) est supposée être satisfaite par l'utilisation de valeurs caractéristiques pour R et S (et/ou pour leurs composantes) et l'application de coefficients partiels. La Figure I-19 illustre la problématique rencontrée où T_d est la durée de vie déterministe (ou moyenne) et T_p est la durée de vie probabiliste dépendant de $P_{f,cible}$.

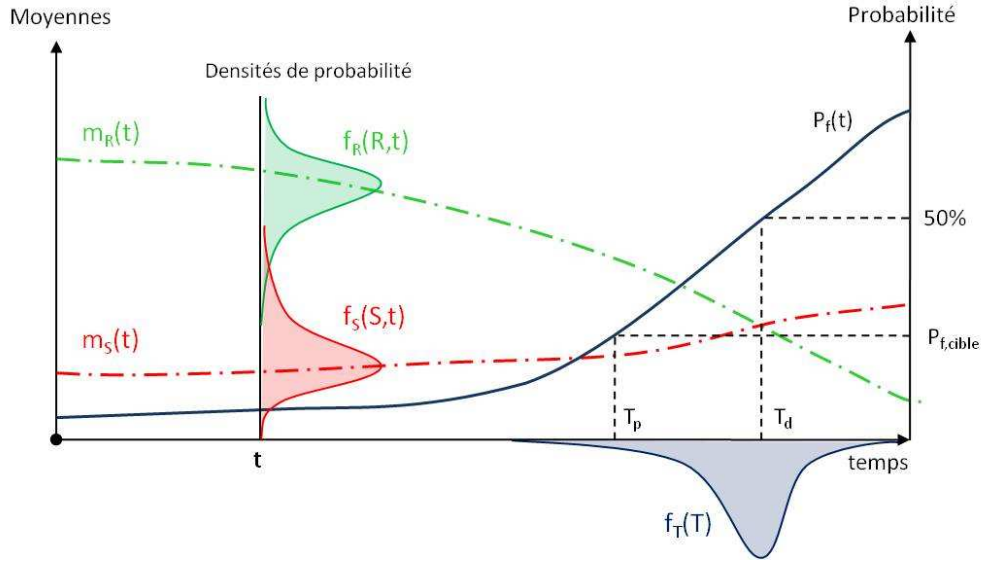


Figure I-19. Problématique de la définition de la durée de vie T

Pour les états limites structuraux irréversibles, la probabilité cible dans les Eurocodes est de l'ordre de 10^{-2} à 10^{-6} (indice de fiabilité variant respectivement de 1,5 à 3,8). Pour les états limites ultimes les conséquences de la défaillance en termes sociaux-économiques sont élevées, ce qui impose une probabilité cible faible. Il n'existe pas de valeur prescrite dans le cas des états limites de durabilité, qui ne sont d'ailleurs pas mentionnés en tant que tels. Ces derniers ne sont décrits explicitement que dans des recommandations telles que le projet Duracrete et le Life Design Code [Life Design Code, 2006].

Dans le cas de l'état limite de dépassivation des armatures sous l'effet de la carbonatation ou de la chloruration, le Life Design Code recommande la valeur 1,3 de l'indice de fiabilité cible. L'hypothèse est faite que la corrosion démarre aussitôt après la dépassivation. Une valeur plus faible

de l'indice cible, égale à l'unité, a été suggérée pour le dimensionnement de l'enrobage des éléments en béton fabriqués en usine [Mai-Nhu et al., 2011], justifiée par la compacité des bétons.

I.4.4 Application en durabilité

I.4.4.1 Approches probabilistes

Les applications des approches fiabilistes en durabilité des ouvrages en béton se sont focalisées la plupart du temps soit sur des problèmes de résistances résiduelles [Duprat, 2007 ; Stewart et Rosowsky, 1998 ; Oh et al., 2007] ou de fissuration [Vu et Stewart, 2005 ; Li et al., 2005] sous l'effet de la croissance des produits de corrosion, soit sur des problèmes de dépassivation des armatures [Duprat et Sellier, 2006; Mullard et Stewart, 2004]. La complexité de l'étape intermédiaire (passage de la dépassivation à la corrosion active) explique qu'aucune étude n'ait pu encore balayer tout le spectre de la vie d'un ouvrage, en respectant les cinétiques réelles. Les études de fiabilité résiduelle s'appuient la plupart du temps sur l'hypothèse d'une cinétique instantanée dépassivation / démarrage de la corrosion.

Avec le développement des techniques d'auscultation des ouvrages se sont également davantage développées les méthodologies d'optimisation des opérations d'inspection et de maintenances des ouvrages [Sheils et al., 2010 ; Mullard et Stewart, 2009]. Elles visent de façon générale à minimiser l'espérance des coûts en considérant des contraintes de risque et parfois des contraintes environnementales.

I.4.4.2 Approches semi-probabilistes

Les approches les plus abouties sont celles du Life Design Code et plus anciennement celles du projet Duracrete. La démarche concerne des ouvrages neufs ou existants. Dans les deux cas l'application de la méthode suppose une bonne définition :

- des conditions environnementales : caractérisation des agressions pouvant être subies par le béton,
- des performances requises par l'ouvrage : définition d'états critiques,
- des propriétés des matériaux utilisés, avec en particulier l'étude de celles contribuant à la résistance du béton aux agressions.

Les états limites de durabilité considérés sont :

- la dépassivation des armatures par carbonatation ou chloruration,
- la fissuration et l'éclatement du béton d'enrobage sous l'effet des produits de corrosion.

Les modèles de dégradation concernent la pénétration du dioxyde de carbone ainsi que celle des chlorures, et la profondeur de pénétration de la corrosion. L'attaque par le gel ainsi que l'akali-réaction sont considérées mais seulement à titre complémentaire. Les équations de dimensionnement pour l'enrobage font intervenir des valeurs caractéristiques ainsi que des coefficients partiels, afin

d'atteindre la fiabilité visée avec un indice de 1,3. De nombreux sous-modèles apparaissent (par exemple sur les coefficients de diffusion) qui conduisent à un grand nombre de données à collecter. Le document présente également les lois de distribution à considérer pour les paramètres en fonction des conditions environnementales et des bétons utilisés.

I.4.5 Conclusion

Dans cette section ont été présentés brièvement les principes de l'approche probabiliste pour la durabilité des ouvrages en béton. Cette approche n'est pas encore aboutie dans la mesure où le passage entre la dépassivation des armatures et le démarrage effectif de la corrosion est généralement supposé instantané, ce qui devrait conduire au caractère conservatif du dimensionnement de l'enrobage, suivant un format semi-probabiliste. Cependant, cela n'a rien d'immédiat et il convient d'apporter encore des précisions sur les phénomènes en jeu, qui sont toujours l'objet de travaux de recherche comme ceux que nous avons entrepris. D'autre part, les indices cibles pour les états limites de durabilité n'ont pas été définis de façon suffisamment clairs par rapport aux états limites ultimes. Pour cela, l'évaluation de la fiabilité devrait porter de façon continue sur la durée de vie envisagée.

I.5 Conclusion

En situation normale la solution interstitielle du béton non carbonaté présente un pH voisin de 13. Dans un tel milieu l'acier est passivé. La carbonatation entraine une chute du pH à une valeur inférieure à 9, ce qui conduit à la dépassivation de l'acier et plus loin au démarrage de la corrosion.

Malgré l'accroissement de la concentration planétaire de dioxyde de carbone, la carbonatation naturelle du béton reste très lente. Dans l'étude expérimentale en temps limité que nous avons menée sur la corrosion par carbonatation, nous avons choisi de recourir à une carbonatation accélérée.

La durabilité à l'égard de la corrosion est donc tout d'abord liée à la carbonatation. Le processus de carbonatation du béton dépend de facteurs intrinsèques au matériau, telles que la nature du ciment et les paramètres de composition, et de facteurs extrinsèques, comme principalement les conditions d'exposition. La prise en compte de l'ensemble de ces facteurs interdépendants est complexe, et a fait l'objet de modélisations fines rappelées et brièvement comparées dans ce chapitre. Une modélisation simple sera cependant utilisée dans la suite de notre travail, permettant de tenir compte de certains des facteurs [Hyvert et al., 2010] en raison principalement de convenance numérique.

La dépassivation de l'acier peut se produire pour un pH variant entre 9 et 11, c'est-à-dire en avant du "front" de carbonatation révélé par la phénolphtaléine. Cet indicateur ne permet donc pas de savoir avec précision si une armature, dont l'enrobage est déclaré partiellement carbonaté, est dépassivée. La variabilité de la profondeur carbonatée dans le matériau peut en outre conduire une

même armature à des conditions variables de pH et ainsi favoriser les différences de potentiels électrochimiques à l'origine de l'activation de la corrosion.

Cette dernière n'est cependant effective qu'en présence d'oxygène dissous et d'eau. Les facteurs qui influencent la carbonatation, ont également un effet sur la corrosion. On peut noter que certains facteurs présentent un domaine optimal favorable à la corrosion. Ainsi le taux de saturation, lui-même dépendant de l'humidité relative et de la porosité du milieu, n'est favorable qu'entre 80% et 95%. La modification de la structure poreuse imposée par la carbonatation présente un effet double : l'augmentation de la compacité réduit l'accessibilité de l'oxygène, favorise la résistivité électrique, mais favorise également la saturation à humidité constante.

La corrosion due à la carbonatation se présente plus spontanément sous forme généralisée du fait de la formation de micro-piles, mais si le milieu est suffisamment conducteur, des macro-piles peuvent se former du fait des variabilités des conditions électrochimiques liées à l'hétérogénéité du milieu.

Les paramètres électrochimiques de la corrosion, tels que la résistance de polarisation et le potentiel libre de corrosion sont généralement des indicateurs de modification du système de corrosion, dont la mesure est relativement aisée. Ils apportent par contre une information assez limitée sur la vitesse de corrosion qui en déduite, car celle-ci repose sur deux hypothèses difficiles à vérifier : d'une part la valeur de la constante de Stern-Geary, en l'absence de la connaissance des coefficients de Tafel, et d'autre part la surface de l'acier effectivement polarisée.

Dans l'objectif de mieux appréhender la durabilité des ouvrages en béton et d'en améliorer la règlementation associée, notamment dans un format semi-probabiliste, voire probabiliste, il convient donc d'acquérir une connaissance plus précise des incertitudes qui affectent le démarrage de la corrosion par carbonatation. Pour cela, une large campagne expérimentale a été entreprise, qui est décrite dans le chapitre suivant.

II Campagne expérimentale

II.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, l'étude bibliographique a décrit le processus de corrosion dû à la carbonatation en deux étapes : d'abord, la baisse du pH de la solution interstitielle, ensuite, le démarrage de corrosion en présence d'oxygène et d'eau à la surface de l'acier. Il a été mis en évidence que de nombreux facteurs ont une influence sur le processus de corrosion. Pour certains d'entre eux, une correspondance a été suggérée dans divers documents avec une "probabilité de corrosion". Il est clair cependant que peu de quantifications statistiques ont été menées quant à ces paramètres (en particulier issues des mesures électrochimiques) permettant d'évaluer leur corrélation réelle avec le démarrage de la corrosion.

L'objectif du présent chapitre est de contribuer à la fois à une meilleure connaissance expérimentale de l'influence sur la corrosion de certains facteurs et d'autre part à une meilleure estimation des incertitudes qui y sont associées. Les données expérimentales acquises pourront par la suite alimenter la modélisation du processus de corrosion, ainsi que la démarche probabiliste permettant d'établir des seuils de décision et/ou de détection relatifs aux grandeurs électrochimiques.

En premier lieu sont précisés les matériaux de l'étude, la configuration des éprouvettes et les conditions d'essai : plusieurs compositions de béton, et pour chacune plusieurs environnements, ont été envisagés. La caractérisation des propriétés de transfert et de résistance des matériaux vient ensuite, permettant pour cette dernière de les qualifier par rapport aux conditions d'exposition précisées dans l'Eurocode 2.

Avant la mise en essai pour le suivi de la corrosion, les éprouvettes subissent une carbonatation accélérée permettant de carbonater la totalité de l'enrobage avec une probabilité choisie a priori. Les essais de corrosion sont menés avec un suivi des paramètres électrochimiques, dont une estimation des coefficients de Tafel à certaines échéances, pour lesquelles sont également mesurées la perte de masse des armatures, et la profondeur de carbonatation. Les corrélations établies entre ces différentes grandeurs permettent le cas échéant de conforter les explications et les observations.

II.2 Conditions de l'étude

II.2.1 Introduction

La corrosion de l'acier dans le béton due à la carbonatation est un processus complexe qui dépend fortement des facteurs liés au matériau et à l'environnement. Nous avons choisi de croiser ces facteurs en essayant de nous approcher au mieux de situations réelles rencontrées en pratique. Nous considérons ainsi dans les facteurs liés aux matériaux le ciment utilisé, les paramètres de composition du béton, mais également l'enrobage des armatures. Au titre des facteurs lié à l'environnement, nous comptons la profondeur de carbonatation ainsi que les conditions d'exposition (alternance humidification-séchage, conditions quasi-constantes et conditions extérieures naturelles).

Etant donné le temps consacré à l'étude, il n'était pas possible d'envisager uniquement des conditions de carbonatation atmosphérique. Aussi nous avons eu recours à la carbonatation accélérée. Trois ciments ont été envisagés (CEM I, CEMI II et CEM III) afin de pouvoir comparer l'incidence de la nature du ciment. Notons que l'idée d'une utilisation future vraisemblablement plus fréquente des ciments composés, dont la fabrication est plus économie en termes de rejet de dioxyde de carbone, nous a également motivé.

II.2.2 Matériaux

Les composants chimiques du ciment ont une influence forte sur le processus d'hydratation et de carbonatation. L'utilisation des ciments différents pour une même condition d'exposition permet d'estimer cette influence. Trois types de ciments CEM I, CEM II, CEM III ont été retenus pour les raisons suivantes:

- Le ciment CEM I est un ciment très courant, il est considéré comme le ciment de référence pour le béton armé.
- Les ciments CEM II et CEM III sont des ciments du futur car ils sont moins riches en clinker, dont la fabrication est très coûteuse en rejet de CO_2, que le CEM I, et sont donc plus respectueux de l'environnement.

Les ciments choisis sont les suivants :

- CEM I (52,5 R) - ciment Portland, usine de Martres-Tolosane,
- CEM II (B-LL 32,5 N) - ciment au clinker et filers calcaires, usine de Martres-Tolosane,
- CEM III (A 52,5 N) - ciment au clinker et laitiers, usine de Martres-Tolosane,

Les constituants et les composants chimiques des ciments utilisés sont présentés dans les annexes.

Tableau II-1: Composition des bétons étudiés (quantités pour 1 m^3)

Composant	Béton CEM I à base de ciment CEM I	Béton CEM II à base de ciment CEM II	Béton CEM III à base de ciment CEM III
Ciment (kg)	295	430	355
Gravillon 4/10 (kg)	792	912	765
Sable (kg)	989	760	957
Eau (kg)	200	210	199

Pour chaque type de ciment nous avons opté pour des compositions "minimales" respectant la norme européenne EN 206-1 pour une classe d'exposition XC1, hormis un léger excès pour la teneur en eau dans le cas du béton à base de CEM I. On ne cherche pas en effet à obtenir des bétons particulièrement résistants à la carbonatation mais correspondant toutefois à des conditions de fabrication réalistes et relativement courantes. Pour les besoins de l'étude, les caractéristiques attendues sont :

- une résistance moyenne en compression à 28 jours voisine de 33 MPa,

- des propriétés de transfert favorables pour permettre le démarrage de la corrosion naturelle dans un temps assez court, donc une porosité assez forte.

Afin de limiter l'incidence de la chimie des granulats sur la carbonatation et de pouvoir comparer plus facilement la nature des ciments, les granulats utilisés sont purement siliceux. Plusieurs dizaines de compositions ont été testées. Le Tableau II-1 présente les trois compositions retenues.

II.2.3 Géométrie des éprouvettes

II.2.3.1 Configuration de l'échantillon d'acier

Pour suivre le processus de corrosion de l'acier dans le béton, l'armature choisie est de type HA12 (type courant pour la construction en béton), avec ses dimensions (Figure II-1) :

- diamètre : 12 mm,
- longueur de la surface pouvant être corrodée : 20 mm
- longueur totale : 40 mm

Afin de maîtriser l'épaisseur d'enrobage, le positionnement de l'armature dans le béton, est assuré par des tubes en PVC fixés aux deux extrémités de l'armature et sur le moule. Pour cette raison, un léger usinage de l'armature est nécessaire. Les deux tubes sont bouchés par de la résine époxy afin d'obtenir l'étanchéité à l'air et à l'eau. Un fil électrique est fixé à un bout permettant la connexion au système de mesures électrochimiques (Figure II-2).

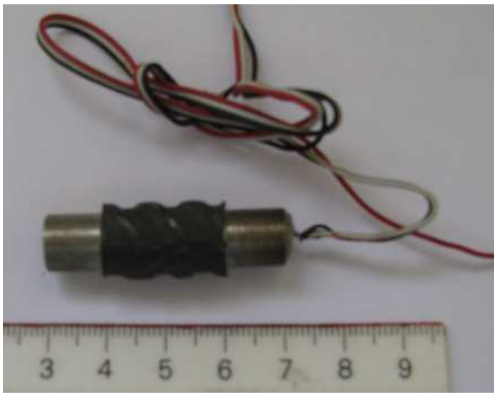


Figure II-1 Configuration et connexion électrique de l'acier



Figure II-2 Fixation des tubes en PVC sur l'armature

II.2.3.2 Configuration de l'échantillon de béton

L'épaisseur d'enrobage conditionne partiellement le niveau du pH de solution interstitielle, lié à la carbonatation, la disponibilité en oxygène et en eau à la surface de l'acier. Deux épaisseurs d'enrobage ont été retenues conformes à l'application de l'Eurocode 2 pour la classe XC1 et permettant d'établir des comparaisons quant à son incidence sur la corrosion.

La configuration de l'armature dans le béton permet de favoriser la carbonatation dans une direction et ainsi de reconstituer la situation d'une armature de dalle ou de poteau à proximité du

parement. En référence à la Figure II-3, la direction privilégiée est la direction z. La carbonatation se produit également selon la direction x, mais avec un enrobage nettement plus important. Les résultats montreront que l'incidence de la carbonatation dans cette direction est quasi-nulle. La présence de résine époxy sur les deux faces perpendiculaires à la direction y empêche la carbonatation dans cette direction.

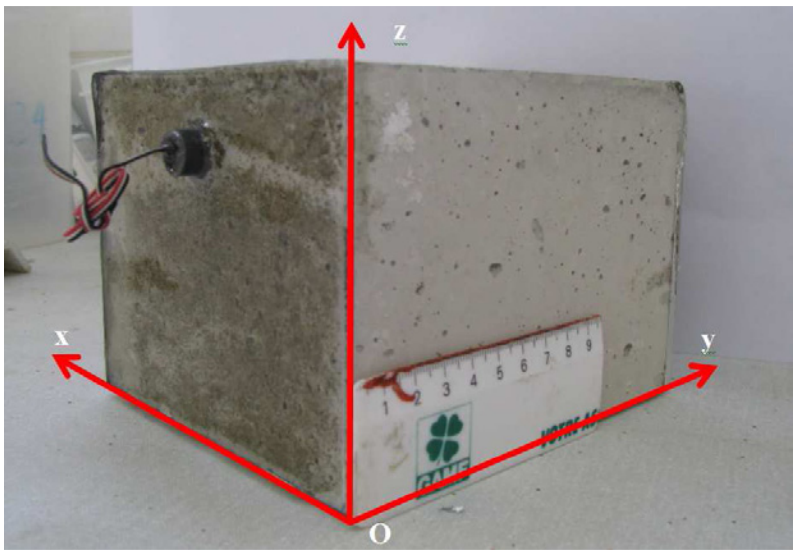


Figure II-3 Configuration de l'éprouvette

Les épaisseurs d'enrobage dans la direction z sont prises égales à 15 mm et à 30 mm, bien inférieures à l'épaisseur latérale fixée à 54 mm (voir Figure II-4 et Figure II-5).

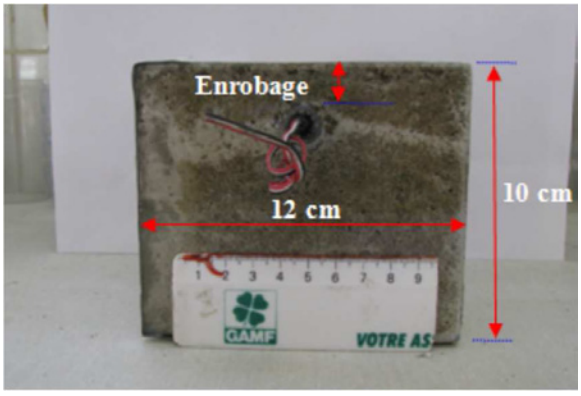


Figure II-4 Configuration de l'éprouvette en béton : about

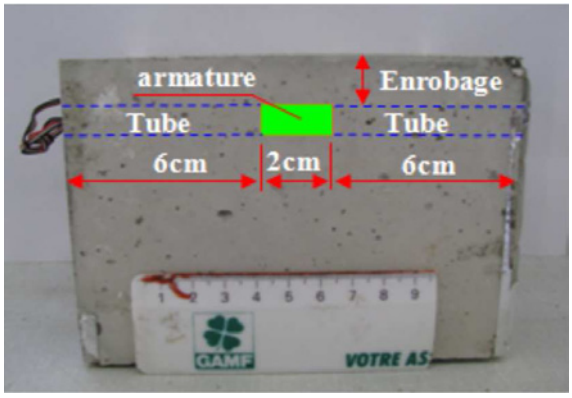


Figure II-5 Configuration de l'éprouvette en béton : côté

II.2.4 Etat initial de corrosion de l'armature dans le béton

Comme rappelé dans le Chapitre 1, la dépassivation des armatures dans le béton dépend du niveau de pH de la solution interstitielle. On peut considérer qu'elle peut se produire lorsque le pH au voisinage de l'armature est compris entre 9 et 11, situation dans laquelle la totalité de l'enrobage n'est pas nécessairement carbonatée.

Trois situations à l'égard de la dépassivation des armatures ont donc été envisagées, tenant compte des incertitudes sur la carbonatation :

- Cas 1 : l'armature est dépassivée, c'est-à-dire que la probabilité de carbonatation de l'enrobage est supérieure à 95%,
- Cas 2 : l'armature est ou n'est pas dépassivée, c'est-à-dire que la probabilité de carbonatation de l'enrobage est de l'ordre de 50%,
- Cas 3 : l'armature n'est pas dépassivée, dans ce cas l'éprouvette ne subit pas de carbonatation accélérée.

Les cas 1 et 3 sont obtenus avec un enrobage de 15 mm, le cas 2 avec un enrobage de 30 mm. Les durées de séjour permettant d'obtenir les probabilités souhaitées de carbonatation de l'enrobage ont été estimées pour chaque type de béton, à partir de deux ou trois échéances de mesure de la profondeur carbonatatée pendant le séjour.

II.2.5 Types d'exposition des éprouvettes

Pour un béton étudié, le processus de corrosion de l'armature dépend principalement de l'épaisseur d'enrobage, qui conditionne l'accessibilité de l'oxygène, et de l'humidité relative. Compte tenu de ces facteurs trois types d'exposition ont été retenus, s'écartant plus ou moins de la condition XC1, laquelle n'est pas pour nous un critère impératif mais plutôt une référence :

- Exposition à l'environnement naturel extérieur (EXPO) : c'est le type d'exposition qui se rapproche le plus de celle d'un parement de béton réel. Le parement exposé des éprouvettes est en position verticale, simulant ainsi celui d'un mur ou d'un poteau, pour les armatures principales, et d'une poutre pour les cadres. Les effets des variations de température et d'humidité relative sont donc sensibles sur le développement de la corrosion.
- Imbibition dans l'eau (IMBI) : dans cette condition, la face la plus éloignée de l'armature est immergée en permanence dans 1 cm d'eau. Le lieu de stockage est à température quasi-constante et subit des variations limitées d'humidité relative, qui sont régulièrement mesurées dans le temps. Le processus de corrosion de l'acier pour une telle exposition ne dépend pratiquement que du temps. C'est également pour cette condition d'exposition qu'une comparaison avec la modélisation est proposée au Chapitre 3.
- Humidification / séchage (H/S) : dans cette condition les éprouvettes subissent de façon alternée un séjour en salle humide HR=100% et un séchage en étuve. L'alternance entre l'humidification (taux de saturation élevé) et le séchage (accélération de la cinétique de corrosion et du transfert du gaz dans le béton) a une influence forte sur la vitesse de corrosion [Gulikers, 2005]. Les durées d'humification et de séchage seront précisées dans la partie II.4.3

II.2.6 Fabrication et conservation des éprouvettes

II.2.6.1 Fabrication

La quantité d'éprouvettes à fabriquer dépend des essais destructifs et non destructifs envisagés pendant le suivi du processus de corrosion, et pour estimer les propriétés des bétons étudiés.

Les grandeurs électrochimiques (potentiel libre de corrosion et résistance de polarisation) seront mesurées aux échéances suivantes : 14, 28, 42, 56, 70, 84, 98, 112, 126, 140, 154, 168, 182, 196, 210, 224, 238 et 252 jours. Les essais destructifs (mesure des coefficients de Tafel puis extraction de l'armature pour la mesure pondérale des produits de corrosion) seront effectués aux échéances suivantes : 84, 112, 140, 168, 196, 224 et 252 jours. Pour chaque essai destructif 2 éprouvettes sont testées. Un nombre total de 36 éprouvettes par type d'exposition et par type béton est donc nécessaire (Tableau II-2).

Tableau II-2. Fréquence des essais destructifs pour un type d'exposition et un béton.

Echéance (j)	84	112	140	168	196	224	252
E 15mm Carbonaté	15 → 13	13 → 11	11 → 9	9 → 7	7 → 5	5 → 3	3 → 0
E 15mm Non carbonaté	6 → 4		4 → 3		3 → 2		2 → 0
E 30mm Carbonaté	15 → 13	13 → 11	11 → 9	9 → 7	7 → 5	5 → 3	3 → 0

En complément de ces éprouvettes, les éprouvettes suivantes sont réalisées :

- 3 éprouvettes cylindriques D=120 mm, H= 50 mm pour définir la porosité à l'eau du béton en état non carbonaté puis carbonaté,
- 3 éprouvettes cylindriques D=120 mm, H=50 mm pour définir la perméabilité à l'oxygène du béton en état non carbonaté puis carbonaté,
- 20 éprouvettes cylindriques D=100 mm, H=50 mm pour suivre la profondeur de carbonatation (les témoins de carbonatation),
- 2 éprouvettes cubiques 160 mm × 160 mm × 160 mm pour définir la résistivité du béton en fonction du taux de saturation en état non carbonaté, puis carbonaté,
- 3 éprouvettes cylindriques D=120 mm, H=220 mm pour définir la résistance à la compression à 28 jours,
- 1 éprouvette cylindrique D=120 mm, H=140 mm pour définir le profil de masse lors du séchage à 80°C et à 40°C.

Les échantillons d'armature sont préalablement nettoyés par une solution chimique (conformément à la Norme française NF ISO 8407) pour être exempts de produits de corrosion puis pesés à 5×10^{-4}g près, avant d'être placés dans les moules.

La fabrication a été effectuée par type d'exposition, conduisant ainsi à 9 séries d'éprouvettes (Tableau II-3) : chaque éprouvette est repérée par son numéro de série et par son ordre de coulage.

Tableau II-3. Quantité et nomenclature des éprouvettes

Béton utilisé	Caractère	Quantité d'éprouvettes		
		EXPO	H/S	IMBI
Béton CEM I	Repérage	Série 1	Série 4	Série 7
	E15NC : enrobage 15 mm, non carbonaté	6	6	6
	E15C : enrobage15 mm, carbonaté	15	15	15
	E30C : enrobage 30 mm	15	15	15
	Total	36	36	36
Béton CEM II	Repérage	Série 2	Série 5	Série 8
	E 15NC	6	6	6
	E15C	15	15	15
	E30C	15	15	15
	Total	36	36	36
Béton CEM III	Repérage	Série 3	Série 6	Série 9
	E 15NC	6	6	6
	E15C	15	15	15
	E30C	15	15	15
	Total	36	36	36

L'affaissement au cône d'Abrams et l'air occlus du béton sont relevés pendant la fabrication (Tableau II-4).

Tableau II-4. Caractères physiques des bétons frais (valeur moyenne pour 3 éprouvettes)

Type du béton	Ciment utilisé	Affaissement (mm)	Air occlus (%)
Béton CEM I	CEM I	16	3.8
Béton CEM II	CEM II	65	3.6
Béton CEM III	CEM III	45	3.8



Figure II-6. Moule de fabrication.



Figure II-7. Cure humide (HR=100%) pendant 7 jours après la fabrication.

II.2.6.2 Conservation

Une cure humide à HR=100% est appliquée pendant 28 jours pour les éprouvettes destinée à la mesure de la résistance en compression, et pendant 7 jours pour les autres éprouvettes. Au 7ème jour on effectue les essais de porosité à l'eau ainsi que le suivi du profil de masse lors du séchage à 80°C. Le résultat des essais sont présentés dans la partie II.2.7

II.2.6.3 Préconditionnement pour la carbonatation

Avant le démarrage de l'essai de carbonatation accélérée, un préconditionnement des éprouvettes est nécessaire. En effet, comme cela a été vu dans le Chapitre 1, la pénétration du dioxyde de carbone dans le béton est très dépendante du taux de saturation. A l'issue de la cure humide, les éprouvettes ont une hygrométrie très élevée. Leur carbonatation immédiate en condition accélérée est donc déconseillée, puisque la pénétration du CO_2 serait fortement ralentie. Un prétraitement des échantillons, sous forme de séchage, est donc indispensable. En outre, le séchage ne doit pas altérer la microstructure et, d'autre part, une quantité d'eau suffisante doit restée présente dans les pores pour permettre la dissolution du CO_2. Pour cette raison, nous choisissons une température de séchage de 80°C en visant un taux de saturation final de 45%. Les profils de masse des bétons témoins donnent une suggestion convenable sur la durée du séchage (Figure II-14). Les temps de séchage pour les éprouvettes de béton CEM I, CEM II, et CEM III sont respectivement de 30 h, 23 h, et 76 h. Après séchage, les éprouvettes sont conservées en salle d'équilibre à 20°C et HR=65% pendant un mois, afin d'obtenir une homogénéisation de l'eau dans les éprouvettes. Enfin, on applique l'étanchéité en résine époxy sur les faces latérales du corps de l'éprouvette (Figure II-3).

II.2.7 Conclusion

Les ciments retenus pour l'étude sont un ciment CEM I, type de ciment couramment utilisé pour les ouvrages en béton armé, un ciment CEM II et un ciment CEM III, types de ciment qui seront probablement davantage utilisés car plus respectueux de l'environnement. Trois compositions de béton ont été proposées à base de ciments CEM 1, CEM II et CEM III, permettant d'obtenir un béton de résistance courante C25/30 , à peu de choses près conformes à la norme EN-206 pour une classe d'exposition XC1, et présentant une porosité relativement importante, facilitant par la suite le processus de corrosion des armatures. Des enrobages de 15 mm et 30 mm pour une armature HA12, avec une carbonatation complète ou partielle, donneront des précisions à la fois sur la possibilité de dépassivation des armatures et de démarrage de la corrosion, et sur l'incidence de l'enrobage comme barrière à l'accessibilité de l'oxygène. La configuration des éprouvettes permet de simuler un enrobage similaire à celui des armatures principales de dalle ou de poteau. Enfin, trois conditions d'exposition seront appliquées correspondant à une situation proche des situations réelles (parement vertical exposées à la pluie), à une alternance d'humidification / séchage, et à niveau quasi-constant d'humidité relative et de température.

II.3 Caractérisation des bétons

II.3.1 Introduction

Afin de mieux comprendre l'incidence de la nature des ciments sur les processus observés, certaines propriétés des bétons ont été mesurées. Elles peuvent être considérées comme facteurs explicatifs potentiels et/ou comme données d'entrée dans le modèle proposé au Chapitre 3. Cette partie présente donc les protocoles et les résultats des essais portant sur la résistance en compression, la porosité à l'eau, la perméabilité à l'oxygène et la résistivité électrique. Les essais sont entrepris pour chaque béton d'étude non carbonaté, puis carbonaté. Hormis l'essai de résistance, les autres essais de caractérisation seront réalisés sur les mêmes éprouvettes avant et après la carbonatation.

Pour obtenir les temps de séjour en chambre de carbonatation accélérée, nécessaires à l'obtention d'une probabilité cible de carbonatation de l'enrobage, une approche bayesienne simple a été envisagée à partir des mesures de profondeur de carbonatation sur les premiers jours d'exposition, associée à un modèle de carbonatation.

II.3.2 Résistance en compression

La résistance en compression du béton a été déterminée pour la première et la dernière série de fabrication de chaque type de béton, et pour chaque série testée, sur 3 éprouvettes cylindriques de hauteur 22 cm et de diamètre 11 cm, dont les extrémités sont rectifiées pour être planes et parallèles. La charge est appliquée par une presse hydraulique de 3000 kN contrôlée en force avec une vitesse de

chargement de 0,5 MPa/s selon la norme NF P18-411. Les résultats présentés dans le Tableau II-5 sont les valeurs moyennes obtenues sur les 6 éprouvettes des 2 séries.

Tableau II-5. Résistances à 28 jours

Type du béton	Béton CEM I	Béton CEM II	Béton CEM III
Rc_{28} (MPa), Non Carbonaté	40.2	36.3	38.1
Rc_{28} (MPa), Carbonaté	62.9	49.5	56.2
Variation	+ 56%	+ 36%	+ 47%

L'essai sur les éprouvettes en état non carbonaté est réalisé après 28 jours de cure humide à HR=100%. Ses résultats montrent que les compositions utilisées relèvent de la classe C25/30, conforme à la demande envisagée.

Les éprouvettes en état carbonaté ont bénéficié de 365 jours de cure humide à HR=100%, puis sont restées 60 jours en salle climatisée (HR=65%) et enfin, 365 jours en enceinte de carbonatation à HR=65%, avec une pression partielle de gaz carbonique P_{CO2}=50%. L'augmentation de la résistance du béton due à la carbonatation n'est pas négligeable. Cet écart s'explique non seulement par le resserrement du squelette granulaire et la participation de la calcite à la cohérence de la matrice, mais également par la durée de la cure humide, où la réaction de d'hydratation a été complète.

La différence d'augmentation de résistance des bétons, qui présentent initialement une résistance proche, résulte principalement de la proportion de calcite formée à la suite de la carbonatation, plus importante pour le béton CEM I. La porosité initiale pour ce béton est également plus faible, tandis que sa variation relative après la carbonatation est plus forte et donc corrélative à un resserrement plus prononcé.

II.3.3 Porosité à l'eau

Les mesures de porosité accessible à l'eau sont réalisées sur les trois bétons étudiés, en état non carbonaté puis carbonaté. Le protocole expérimental utilisé est celui préconisé par l'A.F.P.C – A.F.R.E.M [A.F.P.C – A.F.R.E.M, 1997]. Les éprouvettes cylindriques de diamètre 12 cm et d'épaisseur 5 cm, sont saturées sous vide dans un dessiccateur pendant 48 heures. La porosité d'une éprouvette est déterminée par l'expression :

$$\phi = \frac{M_{air} - M_{sec}}{M_{air} - M_{eau}} \qquad (2.\ 1)$$

où M_{air} est la masse de l'éprouvette dans l'air, M_{eau} sa masse dans l'eau et M_{sec} sa masse en état totalement sec (après un séchage à 105°C jusqu'à masse constante).

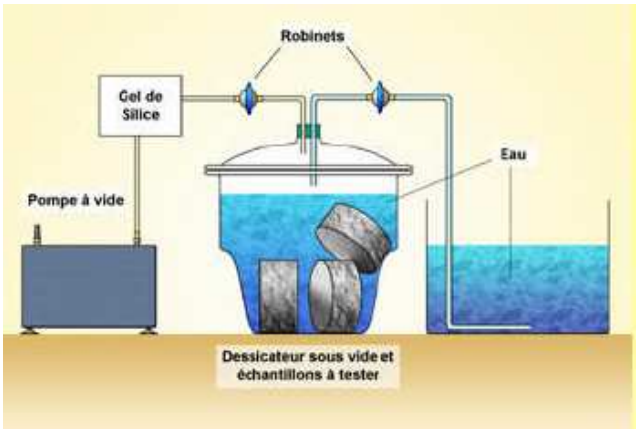


Figure II-8 . Schéma de l'essai de porosité à l'eau

En premier lieu, la porosité accessible à l'eau est mesurée sur les éprouvettes après 7 jours de cure humide. En deuxième lieu, elle est évaluée sur les mêmes éprouvettes, mais en état totalement carbonaté après 5mois en enceinte de carbonatation accélérée. Les résultats sont présentés dans le Tableau II-6 (valeur en moyenne sur trois éprouvettes).

Tableau II-6. La porosité accessible à l'eau

Type de béton	Béton CEM I	Béton CEM II	Béton CEM III
Etat non carbonaté (%)	14.5	16.3	16.0
Etat carbonaté (%)	8.8	10.4	10.8
Variation	- 39 %	- 36 %	- 32 %

Les résultats expérimentaux montrent que la porosité obtenue sur béton sain est assez forte, conformément à nos exigences. Après la carbonatation, la porosité diminue significativement du fait de l'augmentation du volume molaire des composés carbonatés, provenant surtout des hydrates du clinker, par rapport à celui des composés non carbonatés. La baisse de porosité est donc liée à la proportion de clinker dans les ciments.

II.3.4 Perméabilité à l'oxygène

Au même titre que la porosité à l'eau, la perméabilité à l'oxygène des bétons est un paramètre essentiel du transfert. Nous avons utilisé un perméamètre à l'oxygène de type Cembureau (Figure II-9). Le dispositif du LMDC comporte une cellule pouvant recevoir des éprouvettes cylindriques de hauteur 5 cm et de diamètre 12 cm. Le gaz utilisé est de l'oxygène pur. Cet appareil permet de réaliser une pression d'entrée comprise entre 1 Pa et 4 Pa.

L'essai consiste à soumettre l'éprouvette à une pression constante de gaz. La perméabilité apparente K_{app} (m^2) est déterminée à partir de la mesure du débit de gaz Q ($m^3.s^{-1}$) en régime permanent, avec l'hypothèse d'un flux laminaire, à une pression donnée, en utilisant la loi de Hagen-Poiseuille :

$$K_{app} = \frac{2Q.P_{atm}.L.\mu}{A(P^2 - P_{atm}^2)} \qquad (2.\ 2)$$

où L (cm) et A (cm^2) sont respectivement l'épaisseur et la section du corps d'épreuve, μ (Pa .s) est la viscosité dynamique du gaz filtrant. P_{atm} (Pa) est la pression atmosphérique de sortie du gaz et P est sa pression d'admission (pression d'entrée).

Les éprouvettes testées sont protégées latéralement et confinées par une chambre à air en caoutchouc mise sous pression (8 Pa), ce qui assure un écoulement unidirectionnel du gaz. On teste sur chaque béton trois éprouvettes non carbonatés, puis carbonatés.

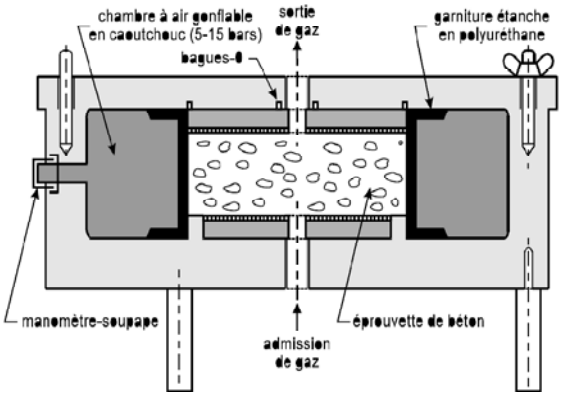


Figure II-9. Schéma de la cellule du perméamètre



Figure II-10. Perméamètre Cembureau du LMDC

La perméabilité intrinsèque est définie par l'équation de Klinkenberg quand la pression P tend vers l'infini :

$$K_{int} = \frac{K_{app}}{1 + \frac{\beta}{P}} \qquad (2.\ 3)$$

Sur la courbe linéaire de relation entre K_{app} et $1/P$, K_{int} est la valeur d'extrapolation quand la pression P tend vers l'infini, β étant la tangente de cette ligne. C'est pourquoi il est nécessaire de réaliser des mesures de K_{app} à 3 ou 4 pressions différentes [Baroghel-Bouny et al, 2000].

La perméabilité à l'oxygène décroît avec le taux de saturation du béton [Abbas et al., 1999]. Les valeurs présentées dans le Tableau II-7 correspondent à des bétons totalement secs.

Tableau II-7. Perméabilité de trois bétons étudiés

Type du béton	Béton CEM I	Béton CEM II	Béton CEM III
Perméabilité (m^2), état non carbonaté	0.2853×10^{-16}	0.3120×10^{-16}	1.5685×10^{-16}
Perméabilité (m^2), état carbonaté	0.5310×10^{-16}	0.3304×10^{-16}	1.6318×10^{-16}
Variation	+ 86.1%	+ 5.9 %	+ 4.0 %

On note que la perméabilité du béton CEM III est environ 5 fois plus élevée que celle des autres bétons, en état non carbonaté. La structure poreuse de ce béton est donc plus favorable à la perméation du gaz.

La carbonatation conduit à une croissance de la perméabilité, en particulier pour le béton de CEM I. La croissance de la perméabilité après la carbonatation peut être expliquée par la création d'un nouveau mode poral après la dissolution des cristaux de portlandite, lorsque le béton présente une porosité initiale suffisante [Chaussadent, 1999]. Ces cristaux sont en effet d'autant plus gros que la porosité (et donc le rapport E/C) est élevée. Leur dissolution s'accompagne alors de la création de nouveaux chemins préférentiels pour le passage du gaz [Thiéry et al., 2004]. Cet effet peut être compensé par la variation des volumes molaires lors de la carbonatation et la disparition des faibles modes poraux si le rapport E/C est plus bas. Il existe donc une valeur seuil pour le rapport E/C conduisant à l'augmentation de perméabilité et à la fois à la diminution de porosité. Cette valeur est dépassée dans le cas de nos compositions.

II.3.5 Résistivité électrique

Les méthodes de mesure de la résistivité électrique d'un milieu reposent toutes sur l'injection d'un courant électrique issu d'une source artificielle. La procédure consiste à mesurer la différence de potentiel au voisinage des lignes de courant créées par cette injection ponctuelle, ou le long d'une ligne. On mesure donc les gradients de potentiel, et leur variation due à des discontinuités électriques dans la zone étudiée.

L'appareillage à 4 pointes utilisé au LMDC fonctionne sur la méthode Wenner (Figure II-11). Un courant alternatif I (entre 50 et 1000 Hz de fréquence) est imposé sur le parement de béton à partir des deux pointes extrêmes. La différence de potentiel V est mesurée entre les deux pointes internes. Le rapport V/I est la résistance électrique de l'enrobage. La résistivité ρ est déduite de ce rapport par $\rho = 2\pi.a.V/I$ où a est la distance entre deux pointes voisines, a=5 cm pour l'appareillage du LMDC. L'épaisseur de l'éprouvette doit être au moins égale à la distance a, la mesure étant d'autant plus pertinente que l'épaisseur est importante. Une épaisseur de 8 cm a été choisie (les côtés étant de 16 cm).

La résistivité électrique du béton dépend de son humidité. Nous avons donc mesuré la résistivité pour une large plage de taux de saturation, couvrant les valeurs qui seront rencontrées dans les conditions d'exposition envisagées (IMBI, EXPO et H/S). Le taux de saturation est initialement de 100%, puis est abaissé avec une température de séchage de 35°C et sa valeur est estimée par différence pondérale. L'homogénéité du taux de saturation dans l'éprouvette n'est pas strictement contrôlée.

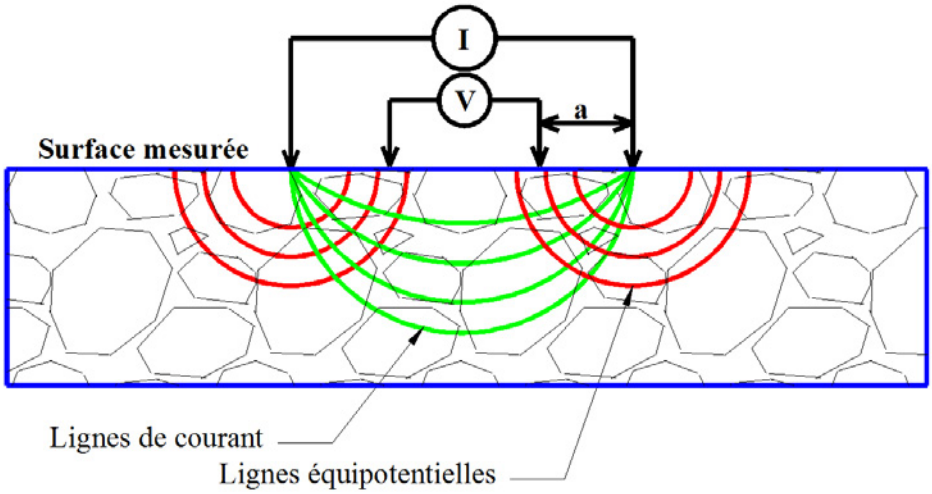


Figure II-11. Principe de la mesure de résistivité - Méthode Wenner

Sur chaque éprouvette du béton, 4 mesures sur les 4 diagonales des deux grandes faces sont effectuées pour chaque valeur du taux de saturation. Sur une même diagonale, la position des pointes restent identique à chaque mesure afin de réduire l'influence du caractère hétérogène du béton (Figure II-12). Deux éprouvettes de chaque béton sont testées, conduisant à moyenner les mesures sur 8 valeurs.



Figure II-12. Mesure de résistivité au quadripôle

Les relations résistivité - taux de saturation par type de béton sont présentées sur la Figure II-13. Le coefficient de variation des mesures se situe entre 10% et 20%, avec une légère tendance à augmenter inversement au taux de saturation.

La dépendance au taux de saturation et à l'effet de la carbonatation apparaît clairement sur les courbes. En état non carbonaté, la sensibilité au taux de saturation est significative lorsque ce dernier passe en-deçà de 80%, et simultanément l'influence de la nature des ciments se fait sentir. On note ainsi que la résistivité du béton CEM III est nettement supérieure à celles, très similaires, des deux autres bétons, et plus variable avec le taux de saturation. La porosité des bétons et la tortuosité du

réseau poreux jouent un rôle prépondérant sur la résistivité car ils conditionnent la continuité de l'électrolyte : celle-ci décroît avec la réduction du taux de saturation et l'augmentation de la tortuosité. Les porosités des 3 bétons sont proches les unes des autres en état non carbonaté, et c'est donc la tortuosité, a priori plus importante dans le cas du béton CEM III, qui explique la différence de résistivité : la continuité de l'électrolyte pour ce béton est plus sensible au taux de saturation. Cette différence entre un béton à base de ciment CEM I et un béton à base de ciment CEM III a déjà été analysée par Yildirim et al. [Yildirim et al., 2010], qui sont parvenus à la même conclusion.

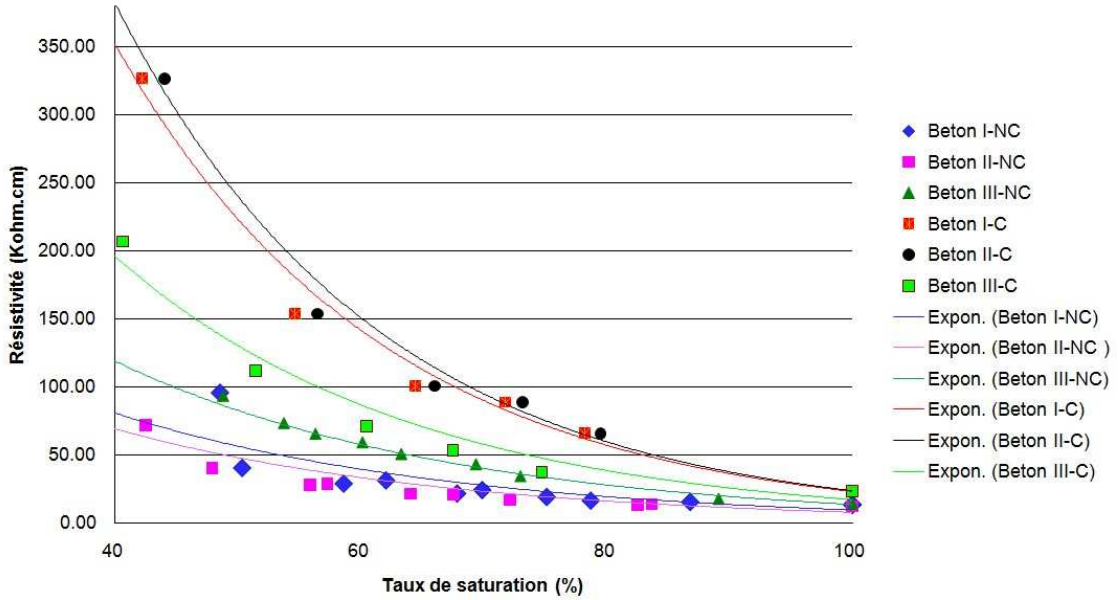


Figure II-13. Evolution de la résistivité avec le taux de saturation pour les 3 bétons en états non carbonaté (NC) et carbonaté (C)

Pour un taux de saturation supérieur à 95% on observe très peu de différence entre les résistivités en état carbonaté et celles en état non carbonaté. La différence est sensible si le taux de saturation devient inférieur à 90%. L'augmentation de résistivité avec la carbonatation est alors significative. Elle est beaucoup plus forte pour les bétons CEM I et CEM II que pour le béton CEM III. En état carbonaté la résistivité des bétons CEM I et CEM II est par ailleurs plus variable avec le taux de saturation que celle du béton CEM III. La situation est donc opposée à celle rencontrée en état non carbonaté. La modification du réseau poreux due à la carbonatation, plus importante pour les bétons CEM I et CEM II que pour le béton CEM III, explique cette situation. La réduction de porosité des bétons CEM I et CEM II est vraisemblablement liée à la fois à un resserrement du réseau poreux, qui accroît la résistivité, et à une augmentation de tortuosité, qui rend la résistivité plus sensible au taux de saturation.

II.3.6 Profil de saturation pendant le séchage

L'établissement des profils de perte d'eau permet de définir la durée de séchage à appliquer aux éprouvettes lors du préconditionnement avant mise en chambre de carbonatation accélérée.

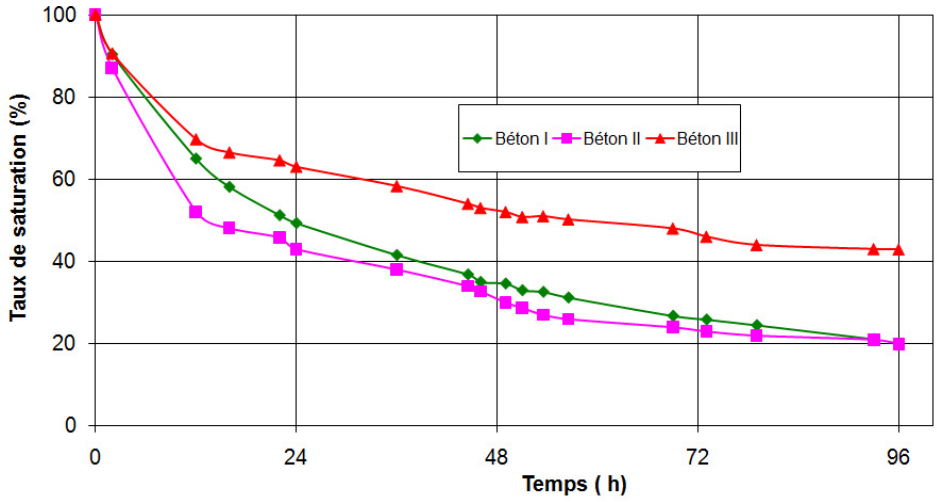


Figure II-14. Profils de saturation lors du séchage à 80°C

La Figure II-14 présente les profils obtenus. L'atteinte du taux de saturation visé de 45% nécessite un temps de séchage de 30 h, 23 h, et 76 h pour les bétons CEM I, CEM II et CEM III respectivement. A porosité similaire, la diminution du taux de saturation est donc nettement plus lente pour le béton CEM III que pour les bétons I et II. Cette différence résulte probablement de la finesse et de la tortuosité du réseau poreux, supposées plus marquées pour le béton CEM III, mais qui n'ont cependant pas été investies lors de notre travail.

II.3.7 Profil de masse pendant la prise d'eau

L'essai de prise d'eau est entrepris avec pour objectif le calage de la perméabilité intrinsèque à l'eau dans le cadre de la modélisation abordée au Chapitre 3. Après trois jours de séchage à 105°C, les éprouvettes sont disposées dans un bac contenant 1 cm d'eau. On utilise des éprouvettes de volume 14×12×10 cm^3 en état non carbonaté et 10×16×6,5 cm^3 en état carbonaté. Les profils obtenus en état non carbonaté sont linéaires avec la racine carrée du temps, de pente peu différente entre les bétons, et tendent asymptotiquement vers une valeur maximale pour un temps suffisamment long, voisin de 480 $s^{1/2}$, pour les bétons CEM I et CEM II (Figure II-15). Pour le béton CEM III, une inflexion semble se produire pour un temps beaucoup plus court, vers 160 $s^{1/2}$, mais le profil ne tend pour autant vers l'asymptote. Les caractérisations précédentes ont montré que pour ce béton, le transfert d'eau pouvait être plus lent. Cependant des données complémentaires sur le réseau poral (par exemple une porosimétrie au mercure) auraient été nécessaires pour mieux expliquer cette différence de profil.

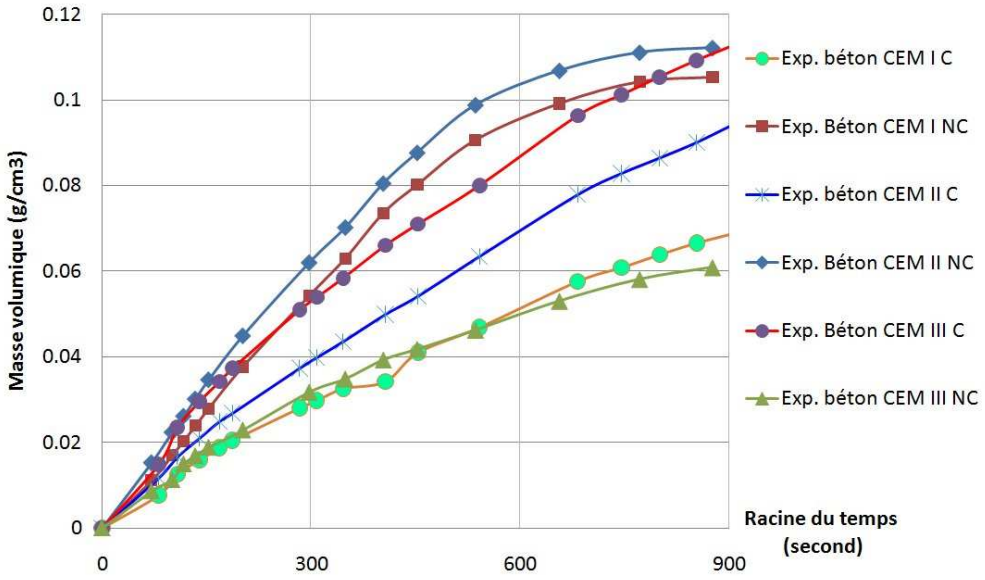


Figure II-15. Profils de masse d'eau pour les 3 bétons en états non carbonaté et carbonaté

En état carbonaté, le temps de prise n'est pas suffisamment important pour que les asymptotes apparaissent. Cela est dû, pour les bétons CEM I et CEM II, à la réduction considérable de la vitesse de prise d'eau consécutive à la modification de leur structure poreuse. Dans le cas du béton CEM III, on peut parler de réduction de la vitesse de prise d'eau si la comparaison avec le profil avant carbonatation porte sur un temps inférieur à 160 $s^{1/2}$, et plutôt d'augmentation de cette vitesse si l'on s'intéresse à des temps plus importants.

II.3.8 Profondeur de carbonatation accélérée

II.3.8.1 Principe général

La durée de la période d'amorçage de la corrosion [Tuutti, 1982] est contrôlée par la dégradation du béton. Cette dégradation, due à la carbonatation naturelle, est très lente [Béjaoui, 2002], [Parott, 1987]. C'est pourquoi, les divers auteurs ont mis au point des techniques pour accélérer cette phase et ainsi réaliser des essais de corrosion des armatures, dans un enrobage dégradé, sur une échelle de temps raisonnable pour un laboratoire. La technique consiste à conserver des éprouvettes de bétons d'étude dans une enceinte enrichie en dioxyde de carbone, à humidité relative et température contrôlées. Pour les échéances définies, les échantillons témoins (Figure II-16) sont retirés de l'enceinte. La profondeur de carbonatation est mesurée à partir du front de pH révélé par la phénophtaléine sur les fractures fraîches d'éprouvettes témoins fendues, conformément à la norme française XP P 18-458 – Essai de carbonatation accélérée.



Figure II-16. Eprouvette témoin dont les faces supérieure et inférieure sont enduites de résine époxy.

Les profondeurs de carbonatation mesurées à plusieurs échéances permettent d'actualiser les paramètres du modèle de carbonatation, et d'utiliser ce dernier pour définir le temps de séjour souhaité en enceinte.

II.3.8.2 Matériels

L'essai est réalisé dans l'enceinte de carbonatation (voir le schéma Figure II-17). Deux petits ventilateurs sont placés afin d'assurer le brassage et l'homogénéisation de l'atmosphère. L'alimentation en mélange gazeux est assurée par un analyseur de dioxyde de carbone fonctionnant en continu, précis à +/-1 %. La carbonatation étant réputée optimale pour une hygrométrie relative comprise entre 50% et 70%, une solution saline à base de nitrate d'ammonium (NH_4NO_3) est disposée au fond des enceintes. Elle assure le maintien de l'humidité relative à 65 +/- 0,5 %. Le maintien de ce taux constitue un point essentiel pour le déroulement de l'essai. Par ailleurs, l'essai est réalisé à la température de 20°C ± 2°C. Dans l'enceinte, ces paramètres sont contrôlés grâce à un thermo-hygromètre.

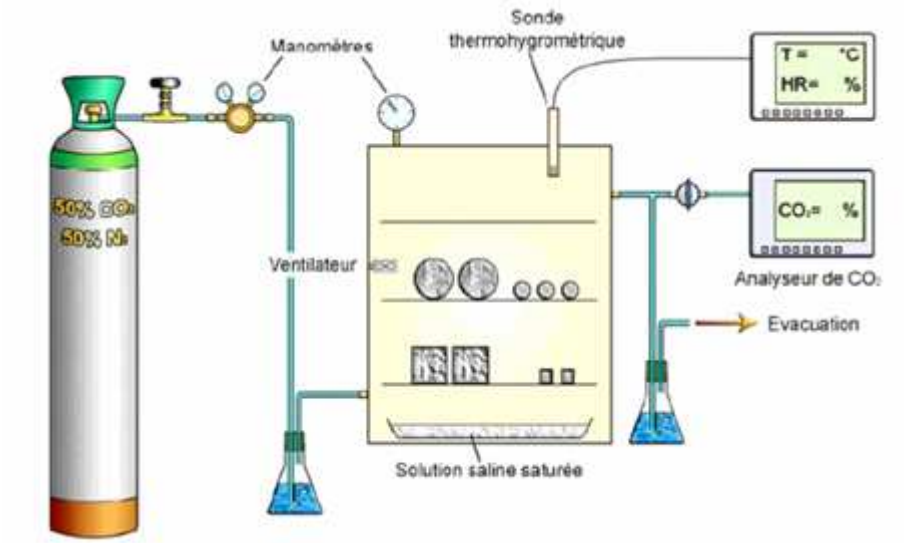


Figure II-17. Schéma du système de carbonatation [Cussigh, 2008]

Après avoir subi le préconditionnement, les éprouvettes sont placées en enceinte de carbonatation. La technique pour le suivi de la progression de la carbonatation sera détaillée dans la partie suivante.

II.3.8.3 Suivi de la progression de la carbonatation

II.3.8.3.1 Définition de la profondeur de carbonatation

La profondeur de carbonatation correspond à la distance entre la surface externe et le front de coloration. Pour chaque série d'éprouvette et pour chaque échéance de mesure, cinq éprouvettes témoins sont fendues. La mesure de l'épaisseur carbonatée est réalisée uniquement sur les deux parties fraîchement fendues. De chaque côté des parties fendues, on repère 5 points de mesure équidistants d'environ un centimètre (les éprouvettes ont 10 cm de diamètre). Pour rester dans l'hypothèse d'une pénétration unidirectionnelle seuls les 5 points centraux sont retenus afin de s'affranchir des effets de bords dus à l'entrée limitée du CO_2 le long de l'interface entre la résine et le béton. A chaque échéance pour un béton donné, on dispose donc de 50 mesures environ. Ces mesures nombreuses ont servi à l'actualisation de la durée de séjour dans l'enceinte.



Figure II-18. Profondeur de carbonatation initiale du béton CEM II

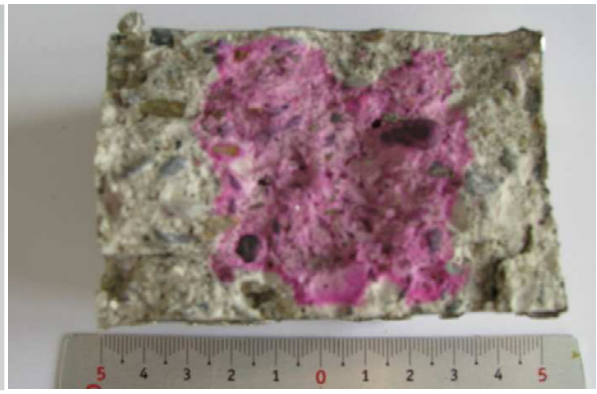


Figure II-19. Profondeur de carbonatation du béton CEM II après 9 jours de carbonatation accélérée.

II.3.8.3.2 Prédiction de la durée de carbonatation

Afin de mieux comprendre l'incidence de la carbonatation partielle de l'enrobage sur la dépassivation des armatures et le démarrage de la corrosion, comme expliqué ci-avant, nous avons choisi comme critère de carbonatation partielle la probabilité de carbonatation de l'enrobage. Ce critère présente l'intérêt d'intégrer de façon rationnelle les incertitudes sur le phénomène, traduites par la variabilité des mesures de profondeur de carbonatation. Trois situations vis-à-vis de la carbonatation ont donc été envisagées :

- probabilité de carbonatation de l'enrobage inférieure à 5% : cas des éprouvettes non soumises à la carbonatation accélérée avec un enrobage de 15 mm (appellation E15NC);

- probabilité de carbonatation de l'enrobage de l'ordre de 50% : cas des éprouvettes soumises à la carbonatation accélérée avec un enrobage de 30 mm (appellation E30C) ;
- probabilité de carbonatation de l'enrobage supérieure de 95% : cas des éprouvettes soumises à la carbonatation accélérée avec un enrobage de 15 mm (appellation E15C).

Pour déterminer le temps de séjour dans l'enceinte, nous avons eu recours aux résultats des mesures de profondeurs carbonatées à plusieurs échéances (5, 7 et 10 jours), associées à un modèle de carbonatation. Parmi les modèles présentés au chapitre précédent (§I.2.4), nous avons retenu le modèle de Hyvert [Hyvert et al., 2010], dont l'expression est :

$$x_{c,\mathrm{mod}}(t) = \sqrt{\frac{2\,D_{CO_2}[CO_2]t}{\varphi_p\left(C_1 + \frac{C_2}{n+1}\left(\frac{P_{lim}}{P_{atm}}\right)^n\right)\left(1+\alpha C_2\left(\frac{P_{lim}}{P_{atm}}\right)^n\right)}} \qquad (2.\ 4)$$

Bien que simplifié, ce modèle analytique s'appuie en effet sur la prise en compte précise de la nature des ciments et de la composition du béton, par l'intermédiaire des paramètres C_1, C_2 et φ_p représentant respectivement la quantité de portlandite carbonatable, de gel de C-S-H carbonatable et la fraction volumique de la pâte. Par ailleurs, il intègre également l'effet de la pression de dioxyde de carbone sur la réduction de la porosité, notamment due à la carbonatation plus prononcée des gels de C-H-S. Les coefficients n et α traduisent cet effet : ils ont été calibrés sur des essais à différentes pressions de CO_2 [Hyvert, 2009]. Les valeurs des paramètres précédents sont portées dans le Tableau II-8.

Tableau II-8. Données spécifiques pour le modèle de carbonatation.

Paramètre	Béton CEM I	Béton CEM II	Béton CEM III
α	1.76		
n	0.69		
φ_p	0.307	0.355	0.329
C_1	4.90	5.78	3.28
C_2	4.65	3.78	5.87

Le coefficient de diffusion du dioxyde de carbone D_{CO2} a quant à lui été déterminé à partir des valeurs moyennes de la profondeur de carbonatation, pour la première échéance de mesure à 5 jours, puis à partir de la droite de régression linéaire pour les échéances à 7 jours puis 10 jours. La Figure II-20 montre que la linéarité de la profondeur carbonatée avec la racine carrée du temps est bien corroborée par les mesures.

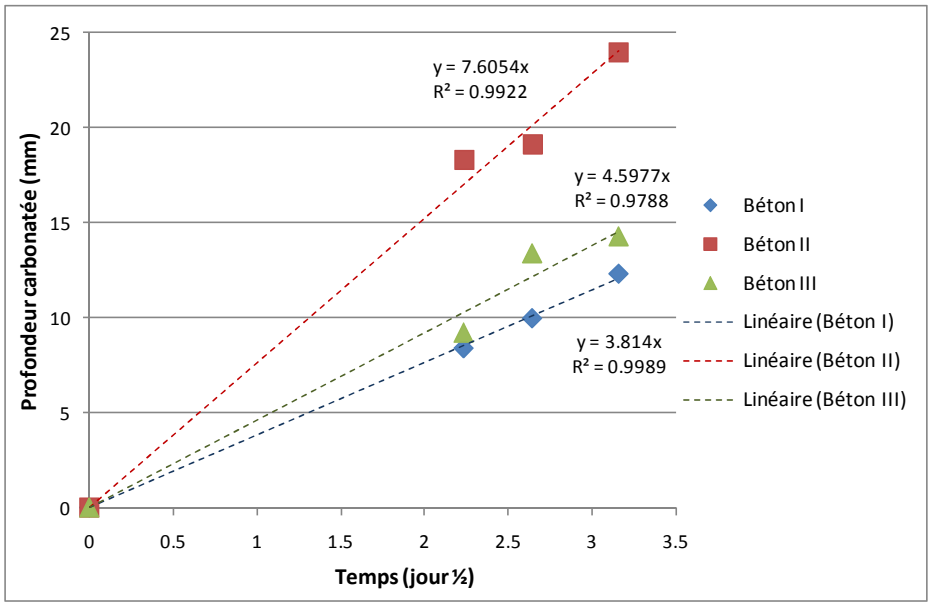


Figure II-20. Evolution de la profondeur carbonatée avec le temps

Les coefficients de diffusion après actualisation à 10 jours sont $4{,}98\times10^{-8}$ m^2/s, $20{,}97\times10^{-8}$ m^2/s et $7{,}79\times10^{-8}$ m^2/s pour les bétons CEM I, CEM II et CEM III respectivement. A quantité de matériau carbonatable très similaire il paraît logique d'observer une carbonatation d'autant plus rapide que la fraction volumique de pâte augmente dans le mélange. La structure poreuse des bétons a également une influence : comme l'ont montré les résultats de porosité et de perméabilité, le béton CEM I est plus compact que les bétons CEM II et CEM III.

Dans le modèle utilisé, les paramètres sont déterministes. La variabilité de la profondeur de carbonatation est reportée dans une seule variable aléatoire η_{err} contractant alors les incertitudes de modèle et la variabilité naturelle :

$$x_{c,exp}(t) = \eta_{err} . x_{c,mod}(t) \qquad (2.\ 5)$$

La variable η_{err} est actualisée aux échéances à 7 jours puis à 10 jours, en supposant qu'il s'agit d'une variable gaussienne. La moyenne μ et l'écart-type σ de η_{err} sont approchés par leurs estimateurs bayesiens :

$$\bar{\mu} = \mathrm{E}\left(\mu \middle| x_{c,exp}\right) = \frac{n_0\mu_0 + n'm'}{n_0 + n'}$$

$$\bar{\sigma}^2 = \mathrm{E}\left(\sigma^2 \middle| x_{c,exp}\right) = \frac{1}{n_0 + \nu'}\left(n_0{\mu_0}^2 + n'{m'}^2 - \frac{(n_0\mu_0 + n'm')^2}{n_0 + n'} + \nu'{s'}^2 + \nu_0\sigma_0^2 \right) \qquad (2.\ 6)$$

avec $\nu' = n' - 1$ et $\nu_0 = n_0 - 1$. s_0, m_0 et n_0 sont respectivement les estimateurs a priori de la moyenne et de l'écart-type, et le nombre de mesures considérées pour leur calcul, et s', m' et n' sont respectivement la moyenne et l'écart-type empiriques, et le nombre de mesures pour l'actualisation. Le Tableau II-9 indique les valeurs des estimateurs obtenues sur l'ensemble des actualisations.

La variabilité de l'erreur de modèle est relativement limitée, en particulier pour le béton CEM II, si l'on considère le caractère simplifié du modèle utilisé. Le temps de séjour déduit du modèle sera cependant affecté par cette variabilité.

Tableau II-9. Valeurs des paramètres de la distribution de η_{err}

		5 jours	7 jours	10 jours
Béton CEM I	$\bar{\mu}$	0.982	0.984	0.996
	$\bar{\sigma}$	0.332	0.290	0.244
	$m_{xc,exp}$ (mm)	8.4	9.9	12.3
	$s_{xc,exp}$ (mm)	2.8	2.6	1.6
Béton CEM II	$\bar{\mu}$	1.074	1.012	1.007
	$\bar{\sigma}$	0.134	0.145	0.153
	$m_{xc,exp}$ (mm)	18.3	19.1	24
	$s_{xc,exp}$ (mm)	2.3	2.6	4
Béton CEM III	$\bar{\mu}$	0.896	0.999	0.994
	$\bar{\sigma}$	0.226	0.265	0.242
	$m_{xc,exp}$ (mm)	9.2	13.4	14.3
	$s_{xc,exp}$ (mm)	2.3	3.2	2.8

Des tests de conformité du Khi-deux ont été pratiqués sur la distribution de l'erreur de modèle après 3 actualisations, pour les lois Normale, LogNormale et Bêta. Le Tableau II-10 donne les résultats des tests.

Tableau II-10. Probabilité de dépassement de la valeur du Khi-Deux - Acceptation de l'hypothèse

	Loi Normale	Loi LogNormale	Loi Bêta
Béton CEM I	< 10% (non)	< 10% (non)	< 10 % (non)
Béton CEM II	19.6% (oui)	55.8 % (oui)	< 10 % (non)
Béton CEM III	35.3 % (oui)	< 10% (non)	48.1 % (oui)

Les histogrammes sont produits sur les Figure II-21 à II.24. Hormis pour le béton CEM I, on constate que la loi normale est satisfaisante. Pour déterminer le temps de séjour, le protocole de prédiction suivant a été établi :

- Mesure des profondeurs de carbonatation à 5 jours, détermination de D_{CO2} et des valeurs a priori s_0, m_0 et n_0;
- Estimation des temps de séjour;
- Mesure des profondeurs de carbonatation à 7 jours, détermination de D_{CO2}, des valeurs s', m' et n', puis des estimateurs actualisés $\bar{\mu}, \bar{\sigma}$;
- Nouvelle estimation du temps de séjour;
- Nouvelle actualisation à 10 jours.

Le temps de séjour pour une probabilité cible P_{cible} est défini par :

$$Prob\left(\eta_{err} x_{c,\mathrm{mod}}(t) \geq c\right) = P_{cible} \qquad (2.\ 7)$$

En pratique, nous avons calculé les centiles des réalisations de t pour c donné sur 3000 simulations de η_{err} avec la distribution la plus appropriée parmi celles envisagées, selon la valeur du Khi-Deux. Les résultats de prédiction des échéances sont présentés dans le

. La valeur de t_{expo} n'est pas sensiblement différente si d'autres lois sont utilisées à la place de la loi la plus appropriée (moins de 10% d'écart).

La variabilité de t est nettement plus importante que celle de l'erreur de modèle, ce qui justifie notre démarche. Cette variabilité est également liée à la loi utilisée pour les simulations de η_{err} : on note qu'elle est plus forte pour la loi Normale

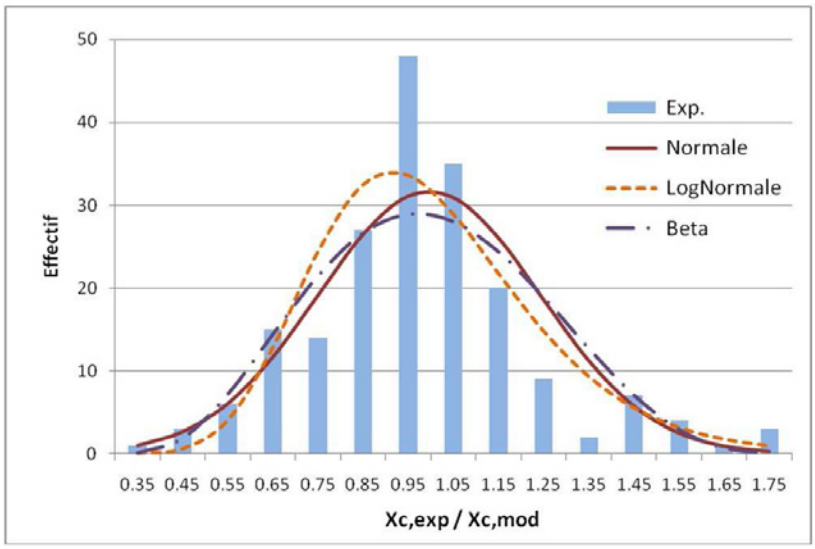


Figure II-21. Histogramme de η_{err} – Cas du béton CEM I

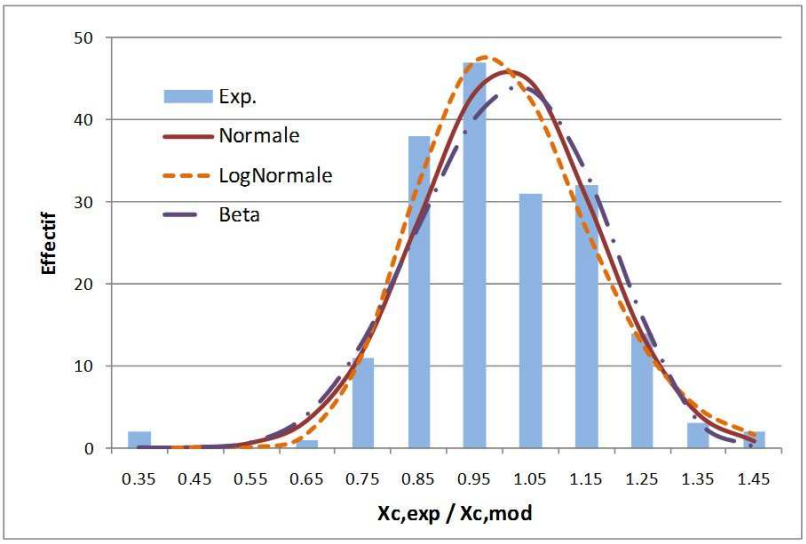


Figure II-22. Histogramme de η_{err} – Cas du béton CEM II

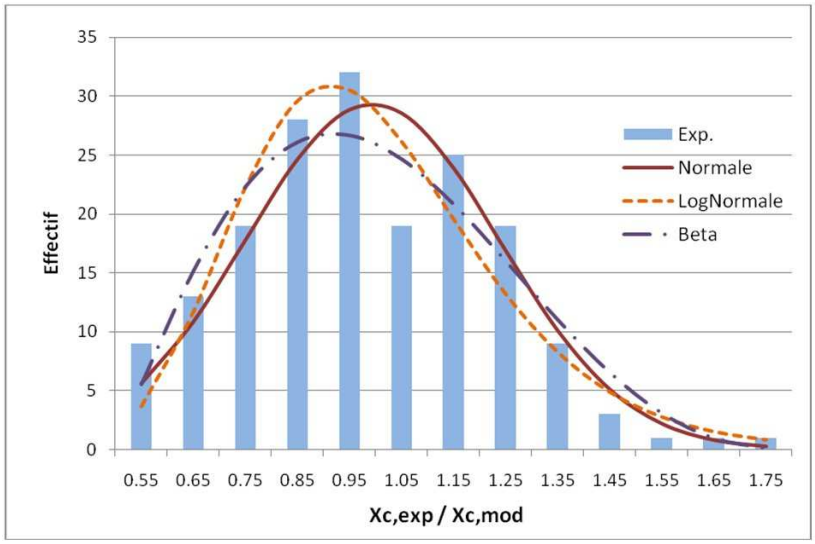


Figure II-23. Histogramme de η_{err} – Cas du béton CEM III

Tableau II-11. Temps de séjour

	Enrobage et probabilité cible	Loi retenue	Moyenne et écart-type de *t* (jours)	t_{expo} (jours)
Béton CEM I	15 mm (95%)	Normale	$\mu_t = 19$, $\sigma_t = 19$	41
	30 mm (50%)	Normale	$\mu_t = 78$, $\sigma_t = 61$	61
Béton CEM II	15 mm (95%)	LogNormale	$\mu_t = 4$, $\sigma_t = 1,3$	6,5
	30 mm (50%)	LogNormale	$\mu_t = 16$, $\sigma_t = 5$	16
Béton CEM III	15 mm (95%)	Bêta	$\mu_t = 13$, $\sigma_t = 7$	27
	30 mm (50%)	Bêta	$\mu_t = 51$, $\sigma_t = 27$	45

.

La démarche a été appliquée aux autres séries de fabrication. Elle a conduit pour le même béton à des temps de séjour présentant un écart de 5% à 10% avec ceux présentés ci-dessus. Le respect d'un protocole de fabrication et de mesure réduit mais ne supprime pas l'hétérogénéité naturelle du béton. Ce point a également été signalé par Miragliotta [Miragliotta, 2000] à propos du protocole de AFPC-AFREM.

II.3.9 Conclusion

Les essais de caractérisation ont montré que les bétons présentent une résistance courante avec une porosité relativement élevée. La carbonatation conduit à une augmentation très sensible de la résistance en compression et inversement pour la porosité, pour les 3 bétons d'étude. La perméabilité à l'oxygène est quant à elle nettement plus importante pour le béton CEM III que pour les autres. La carbonatation a produit une réduction de la porosité et simultanément une augmentation de leur

perméabilité, du fait d'un changement du mode poral dont l'effet est sensible pour les rapports E/C retenus dans la composition des bétons. D'un autre point de vue, en état saturé partiel, le transfert de l'eau dans le béton CEM III est difficile en état non carbonaté (deux fois plus lent que pour les autres bétons lors du séchage à 80°C). Après carbonatation, la tendance est inversée. Cette constatation s'explique par les propriétés de transfert mesurées des bétons, ainsi que par leur sévère modification du fait de la carbonatation, qui traduisent une différence de compacité, mais pas seulement. D'autres facteurs comme la tortuosité des bétons entrent en jeu.

C'est probablement cette dernière qui explique que la résistivité électrique du béton CEM III soit moins sensible aux effets de la carbonatation que celle des deux autres bétons. En ce qui concerne cette propriété, le resserrement du réseau poreux après carbonatation a en effet pour conséquence son augmentation et sa plus grande sensibilité au taux de saturation. La résistivité des trois bétons croît d'autant plus vite après carbonatation que le taux de saturation des pores baisse en deçà de 40%.

La différence de structure poreuse des bétons est encore sensible sur l'allure du "front" de carbonatation révélé par la phénophtaléine. Sur la Figure II-24, on note qu'il est plus net dans le cas du béton CEM I que dans celui du béton CEM III. Ainsi, pour les mesures faites à 10 jours, la variabilité de la profondeur carbonatée du béton CEM III (19%) est plus forte que celle du béton CEM I (13%). La vitesse de carbonatation semble également fortement marquée par la fraction volumique de pâte dans le mélange, ce qui a conduit à une vitesse de carbonatation significativement plus élevée pour le béton CEM II.



a - Béton CEM I, après 10 j b - Béton CEM II, après 10 j c - Béton CEM III, après 10 j

Figure II-24. Front de carbonatation des trois bétons CEM I, II et III, respectivement.

Il a paru nécessaire dans notre étude de considérer différents niveaux de carbonatation de l'enrobage pour mieux saisir l'incidence de cette dernière quant à l'amorçage de la corrosion. L'incertitude sur les propriétés des bétons, et la variabilité relativement importante de la profondeur carbonatée, nous ont conduit à choisir de définir le temps de séjour en enceinte pour les niveaux souhaités de façon probabiliste. Une actualisation bayesienne de l'erreur de modèle au cours de l'expérimentation a ainsi permis de déterminer les temps de séjour pour une probabilité cible de l'enrobage de 95% et de 50%.

Après la conduction du processus de carbonatation, les éprouvettes sont soumises aux conditions d'expositions envisagées.

II.4 Conditions d'exposition

II.4.1 Exposition en environnement naturel (EXPO)

Les bétons des éprouvettes exposées dans cette condition sont ceux des séries 1, 2 et 3 (première fabrication). Les échantillons subissent les influences naturelles extérieures : cycles journaliers et saisonniers en température et humidité de l'air, pluie sur les quatre surfaces de l'échantillon (Figure II-25).



Figure II-25. Exposition en milieu naturel

II.4.2 Imbibition (IMBI)

Les éprouvettes pour cette condition sont constituées des bétons des séries 7, 8 et 9 (troisième fabrication). Afin d'obtenir des conditions expérimentales en température et humidité relative mieux contrôlée (Tmoy=20°C et HRmoy=70%) nous avons disposé les éprouvettes dans un bac contenant 10 mm d'eau en permanence (Figure II-26 et Figure II-27), disposé dans la cave du laboratoire. La température et l'humidité relative ont été suivies régulièrement. Le niveau d'eau choisi a permis de maintenir un taux de saturation du béton au niveau des armatures favorable au démarrage de la corrosion (85% à 90%). Cette condition d'exposition correspond donc à la condition XC1 voire XC3 de l'Eurocode 2.



Figure II-26. Disposition des éprouvettes dans le bac d'imbibition.

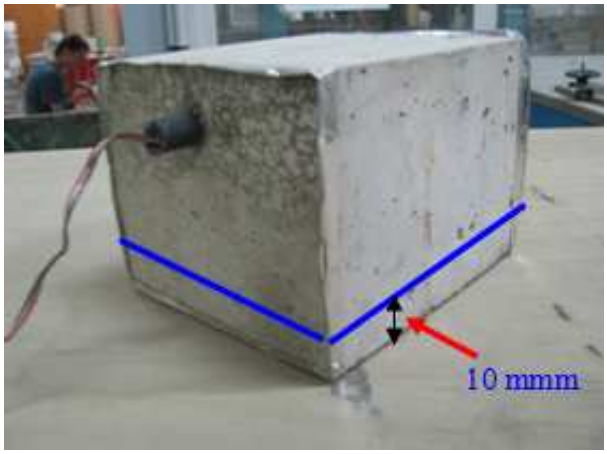


Figure II-27 . Zone immergée dans l'eau (10mm de hauteur sous la ligne bleu).

II.4.3 Humidification / Séchage (H/S)

Les éprouvettes pour cette condition sont constituées des bétons des séries 4, 5 et 6 (seconde fabrication). Les éprouvettes sont soumises à une humidification et à séchage alternés (Figure II-28), dans l'objectif d'accélérer le processus de corrosion de armatures. Cette condition d'exposition peut s'apparenter à la condition XC4 définie dans l'Eurocode 2.

La température, le taux de saturation, et la disponibilité de l'oxygène à la surface de l'armature sont donc modifiés. Les paramètres à définir pour ce type d'exposition sont :

- La température pendant le séchage;
- La durée du séchage;
- La durée de l'humidification.



a - Séchage dans l'étuve à 40°C b - Humidification dans la salle humide HR=100%

Figure II-28. Lieux de stockage des éprouvettes pendant les cycles d'humidification / séchage

D'après Zivica [Zivica, 2002] le taux de corrosion augmente quand la température passe de 20°C à 40°C. Toutefois l'augmentation de température de 40°C à 60°C conduit à une baisse du taux

de corrosion du fait de la diminution de la teneur en oxygène et du taux de saturation. Une température de 40°C sera donc fixée pendant le séchage.

La durée du séchage ne doit pas être excessive sans quoi le taux de saturation devient trop bas pour que la corrosion se produise. De même la durée d'humidification ne doit pas conduire à la saturation complète de l'enrobage. Nous avons donc fixé un cycle de 7 jours comprenant 5 jours de séchage et 2 jours d'humidification. Afin de réduire l'influence de l'état de saturation du béton sur les mesures électrochimiques, celles-ci seront réalisées systématiquement à la fin du demi-cycle d'humidification. Cette possibilité n'est pas offerte dans le cas des autres conditions d'exposition.

II.5 Suivi de la progression de la corrosion

II.5.1 Introduction

Le suivi de corrosion dans le temps permet d'apprécier l'évolution des paramètres de corrosion. Les opérations de suivi sont effectuées à échéances régulières comme indiqué en §II.2.6.1 sous deux formes : suivi destructif et suivi non destructif. L'influence relative des conditions d'exposition devrait donc être appréciée par comparaison des évolutions des paramètres électrochimiques en particulier, dans le cas du suivi non destructif.

Ces paramètres, comme la résistance de polarisation et le potentiel libre de corrosion, servent communément d'indicateurs de corrosion depuis la dépassivation jusqu'à la corrosion active. Nous avons relevé dans notre étude bibliographique que la correspondance entre les valeurs de ces paramètres et la situation réelle de corrosion, notamment décelée par des mesures gravimétriques de produits de corrosion, n'avait pas toujours été établie de façon très claire. C'est pourquoi nous avons associé au suivi non destructif un suivi destructif, consistant à extraire les armatures des éprouvettes pour procéder aux mesures gravimétriques.

II.5.2 Grandeurs mesurées

Les échéances de mesures non destructives et destructives sont précisées dans le Tableau II-2. Nous avons également procédé aux mesures non destructives avant la mise en exposition des éprouvettes.

Les paramètres électrochimiques mesurés lors du suivi non destructif comprennent : le potentiel de corrosion E_{corr}, la résistance de polarisation R_p, et la résistance électrique de la solution poreuse R_e. L'humidité relative et la température du local de mesure sont également relevées. Trois éprouvettes permettent le suivi pour une condition d'enrobage et un béton. Pour chaque type d'exposition, 27 éprouvettes sont donc mobilisées pour le suivi non destructif, avec une fréquence moyenne d'une série de mesures toutes les deux semaines.

Avant d'extraire les armatures dans le cas du suivi destructif, on procède à chaque échéance envisagée à la mesure des mêmes paramètres électrochimiques que pour le suivi non destructif et on y

adjoint la mesure des coefficients de Tafel. L'éprouvette est ensuite fendue sous une presse de 60T : on procède alors à la mesure de la profondeur carbonatée sur une partie, tandis que l'autre est utilisée pour l'estimation du taux de saturation. Notons que cette estimation est rendue délicate car la présence d'une fissuration non visible dans l'échantillon modifie la prise d'eau : la valeur de la porosité prise par hypothèse pour le calcul est alors erronée. Enfin, on extrait l'armature pour déterminer par pesée différentielle la quantité de produits de corrosion conformant la norme française NF ISO 8407.

II.5.3 Appareillage et protocole de mesure

II.5.3.1 Système d'acquisition des grandeurs électrochimiques

Le système utilisé au LMDC est un Gamry G300 (Gamry Instruments-http://www.gamry.com/). Ce système comprend un potentiostat/galvanostat pour les mesures et un ordinateur pour leur traitement. L'éprouvette est connectée au système par l'intermédiaire des branchements suivants (Figure II-29) : Une éponge humide est disposée à la surface de l'éprouvette pour améliorer la connectivité électrique des électrodes avec le béton. Le système comprend trois électrodes :

- l'électrode de travail (ET) constituée par l'éprouvette en acier à étudier,
- l'électrode de référence (ER) au Calomel Saturé (ECS),
- la contre-électrode de mesure (EC) conductrice et inerte (nous avons utilisé une contre-électrode en titane).

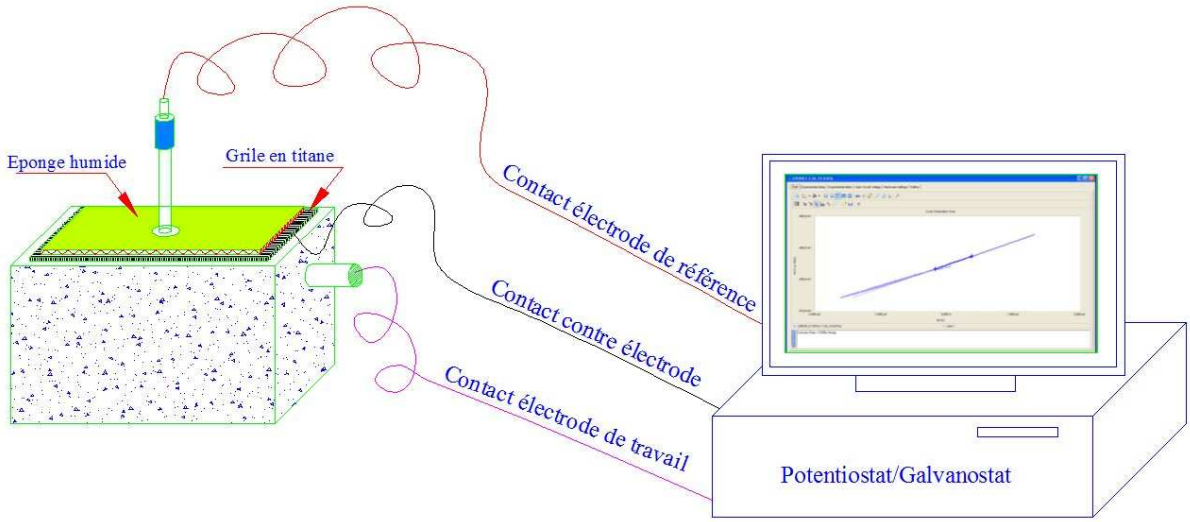


Figure II-29. Système de mesure Gamry

Le système peut contrôler le potentiel imposé à l'électrode de travail par rapport à l'électrode de référence, auquel est associée la mesure du courant d'échange déduit du courant circulant entre l'électrode de travail et la contre-électrode (fonctionnement en potentiostat) ou bien contrôler le courant d'échange imposé, auquel est associée la mesure du potentiel (fonctionnement en galvanostat). Dans notre cas, le système a été utilisé en tant que potentiostat. L'impédance de

l'appareil est telle qu'elle permet la mesure du potentiel avec un courant nul (mesure en circuit ouvert), que l'on peut considérer comme le potentiel libre de corrosion.

II.5.3.2 Résistance de polarisation

La résistance de polarisation est assimilée au rapport de la variation du potentiel à la variation du courant d'échange au voisinage du potentiel libre de corrosion (Equations (1. 42) et (1. 43)). Le béton d'enrobage situé entre l'électrode de travail et la contre-électrode de mesure se comporte comme une résistance électrique dans le circuit, dont l'effet s'additionne à la résistance de polarisation, supposée confondue avec la résistance de transfert de charge. Le système Gamry est capable de compenser l'effet de cette résistance supplémentaire et d'en donner la valeur. L'estimation du potentiel libre de corrosion E_{corr} et de la résistance du béton R_e est réalisée avant la mesure de la résistance de polarisation R_p. Pendant la mesure de R_p, un écart de potentiel de ±10 mV par rapport à E_{corr} est imposé avec une vitesse de chargement de 0,1mV/s. L'essai est dit cyclique : un écart négatif est d'abord appliqué, puis un écart positif produisant la branche ascendante sur laquelle est estimé $R_{p,app} = \left(\frac{\Delta E}{\Delta i}\right)_{i \to 0}$ (Figure II-30).

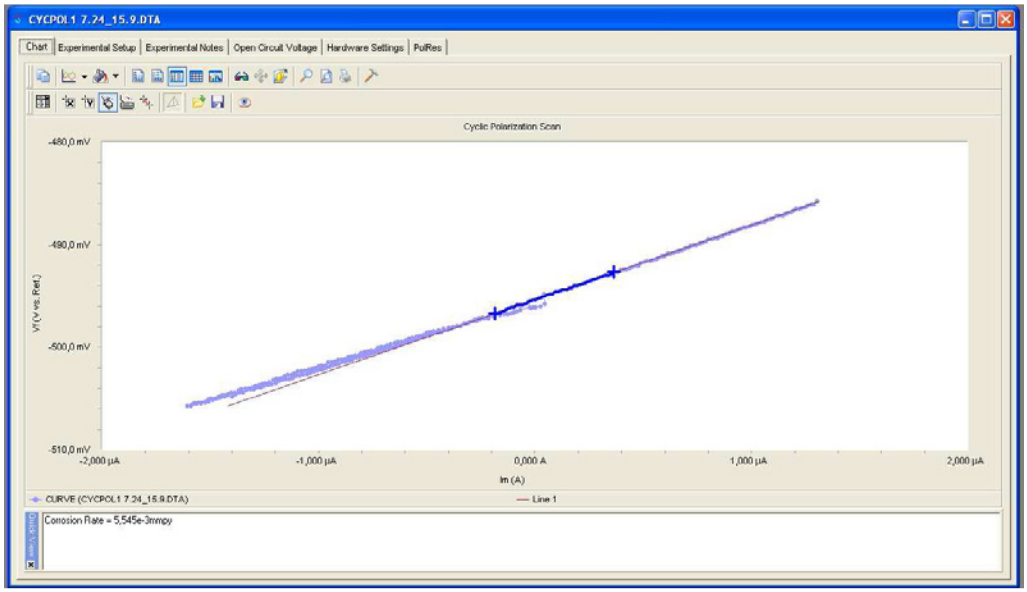


Figure II-30. Polarisation cyclique pour la mesure de R_p

II.5.3.3 Coefficients de Tafel

De même que la résistance de polarisation, les coefficients de Tafel sont déterminés de façon potentiostatique. Un écart de potentiel est appliqué par rapport à E_{corr}. De l'ordre de ±250 mV, cet écart permet d'atteindre la zone de linéarité entre la surtension et le logarithme du courant d'échange, correspondant à la droite de Tafel. L'essai n'est pas cyclique : une surtension de -250 mV est d'abord appliquée, à partir de laquelle une surtension de +250 mV est atteinte à raison de 0,1 mV/s.

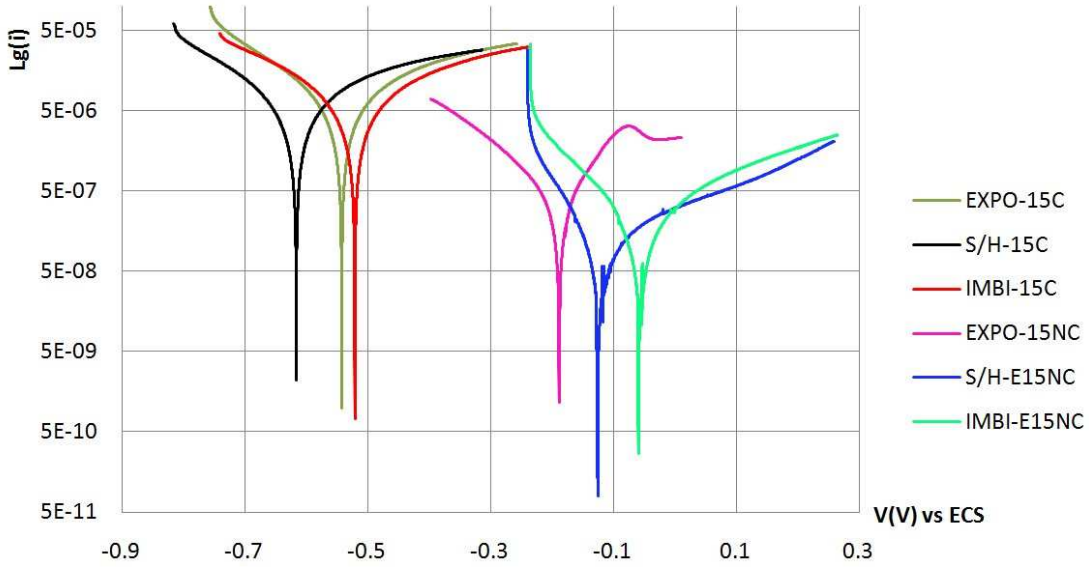


Figure II-31. Exemples de courbes de polarisation (béton CEM I)

Sur la Figure II-31 on note une différence nette entre le cas d'un acier passivé (armature dans un béton non carbonaté NC – courbes situées à droite) et le cas d'un acier dépassivé (armature dans un béton carbonaté C – courbes situées à gauche). Dans le cas d'un acier passivé le potentiel libre de corrosion est plus élévé d'environ 300 mV à 500 mV, tandis que le courant de corrosion est plus faible d'environ 1 à 2 ordres de grandeur. Les courbes de polaristion sont également moins perturbées dans le cas où l'acier est dépassivé.

Le logiciel intégré au système Gamry permet de déterminer les coefficients de Tafel après un simple choix de la portion de la courbe *E*-Log(*i*) à traiter. Les valeurs obtenues sont celles qui conduisent au meilleur ajustement par rapport à la courbe expérimentale. Cet ajustement peut échouer lorsque les courbes sont trop irrégulières et/ou lorsque le domaine de linéarité est très réduit. Dans certains cas, des valeurs très élevées du coefficient de Tafel anodique ont été mesurées. En théorie, elles correspondent à un blocage du transfert de charge anodique et devraient être accompagnées d'une valeur de potentiel libre de corrosion d'autant plus proche du potentiel libre cathodique que le coefficient de Tafel cathodique est faible.

Tableau II-12. Cas particuliers associés aux coefficients de Tafel

Exemple	Caractéristiques de l'éprouvette	β_a (mV/dec)	β_c (mV/dec)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)
1 (n°430)	H/S, E15C, CEM II	>100	0.70	14.47	-291
2 (n°631)	IMBI, E30, CEM I	>100	0.48	52.16	-149
3 (n°726)	IMBI, E30, CEM II	>100	0.36	37.83	-216
4 (n°710)	IMBI, E30, CEM II	>100	0.31	1.37	-662
5 (n°722)	IMBI, E30, CEM II	>100	0.11	1.11	-630

Quelques exemples figurent dans le Tableau II-12 qui montrent que l'explication ne réside pas vraiment dans ces considérations théoriques, basées sur l'hypothèse que le transfert de charge prévaut

dans le système de corrosion. Une tendance contraire apparaît puisque le potentiel est d'autant plus faible que le coefficient de Tafel cathodique est fort. Les exemples 3 et 4 montrent une relation logique entre la résistance de polarisation et le potentiel, mais pas avec les coefficients de Tafel. Dans la suite de notre étude, les valeurs singulières des coefficients de Tafel ne seront pas considérées.

II.5.3.4 Perte de masse théorique

Loi de Faraday permet d'exprimer la perte de masse de l'acier sous l'effet de l'application d'un courant de corrosion constant pendant un temps Δt (s):

$$\Delta m = \frac{M_{Fe}}{z_a F} i_{corr} \Delta t \qquad (2.\ 8)$$

Avec :

- z_a : nombre d'électrons échangés à l'anode (z_a=2),
- F : constant de Faraday (96500 C),
- Δm : perte de masse (g),
- M_{Fe} : masse molaire du fer (56 g/mol),
- i_{corr} : courant de corrosion (A), calculé par :

$$i_{corr} = \frac{\beta_a \beta_c}{ln(10)(\beta_a + \beta_c)} \frac{1}{R_p} \qquad (2.\ 9)$$

Dans ne cas d'un courant de corrosion variable dans le temps, la masse de produits de corrosion après un temps T_{expo} est donnée par :

$$m_{corr} = \frac{M_{Fe}}{z_a F} \int_{T_{expo}} i_{corr}(t) dt \qquad (2.\ 100)$$

II.5.3.5 Perte de masse expérimentale

La perte de masse expérimentale est déterminée à partir des armatures extraites lors des essais destructifs, aussitôt après le fendage des éprouvettes. Selon la norme française NF ISO 8407, trois méthodes de nettoyage la surface de l'acier sont envisageables :

- la méthode chimique,
- la méthode électrolyte,
- des traitements mécaniques plus vigoureux.

Dans notre cas, il a été procédé à un nettoyage mixte. Les éprouvettes sont d'abord frotter légèrement avec une brosse en crin dur sous l'eau courante afin d'éliminer les produits de corrosion non adhérents. On immerge ensuite l'éprouvette dans une solution chimique (mélange d'acide chlorhydrique HCl, de trioxyde d'antimoine Sb_2O_3, et de chlorure d'étain $SnCl_2$) pendant 5 minutes, puis on la nettoie légèrement avec un papier souple afin de la sécher et d'éliminer la rouille à sa surface. Enfin, l'éprouvette est pesée avec une précision de $0{,}5\times10^{-3}$ g.

-

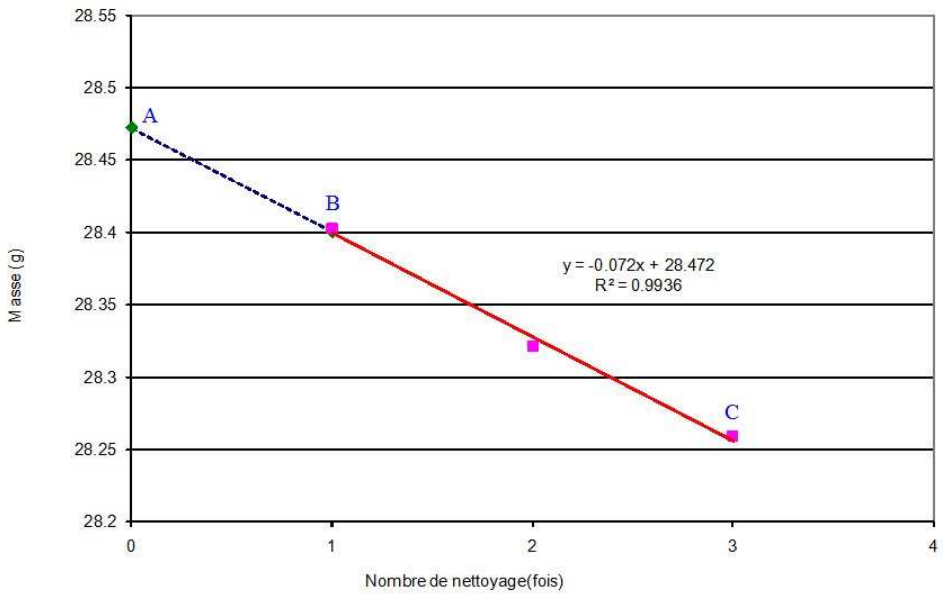


Figure II-32. Perte de masse en fonction du nombre de nettoyages

L'opération doit être répétée jusqu'à l'élimination complète des traces de rouille. L'inconvénient est cependant l'élimination incontournable d'acier sain par la solution agressive. Pour compenser cette perte supplémentaire on établit la courbe BC donnant la masse en fonction du nombre de nettoyages (Figure II-32). Cette courbe s'approche d'une droite qui permet de connaître la perte de masse à considérer, correspondant par convention au point A d'intersection de la droite avec l'axe des masses.

II.5.4 Résultat expérimentaux

II.5.4.1 Potentiel libre de corrosion et résistance de polarisation

Dans le cas du béton CEM I et des conditions d'enrobage E15NC et E15C, la Figure II-33 et la Figure II-34 montrent respectivement la variation du potentiel libre et la variation de la résistance de polarisation pour toutes les conditions d'exposition, jusqu'à une durée de 300 jours d'exposition. Il s'agit des valeurs moyennes obtenues sur les 3 éprouvettes de suivi. En ce qui concerne le potentiel de corrosion on note, comme précédement sur la Figure II-31, qu'il est plus élevé lorsque l'acier est passivé, sans que la différence soit cependant clairement maintenue dans le temps. Il apparait également que la condition d'exposition H/S conduit au potentiel le plus bas. Ces constats étaient attendus. Si une lègère tendance à la diminution du potentiel semble se démarquer pour cette dernière condition d'exposition, cette tendance est inexistante pour les autres conditions d'exposition.

En ce qui concerne la résistance de polarisation, on remarque une variabilité plus forte dans le temps que pour le potentiel de corrosion. La résistance de polarisation paraît également plus élevée lorsque l'acier est passivé, mais il existe un domaine de recouvrement assez large avec le cas de l'acier

dépassivé. La plus forte sévérité de la condition H/S est marquée par une résistance de polarisation plus faible que dans les autres cas d'exposition.

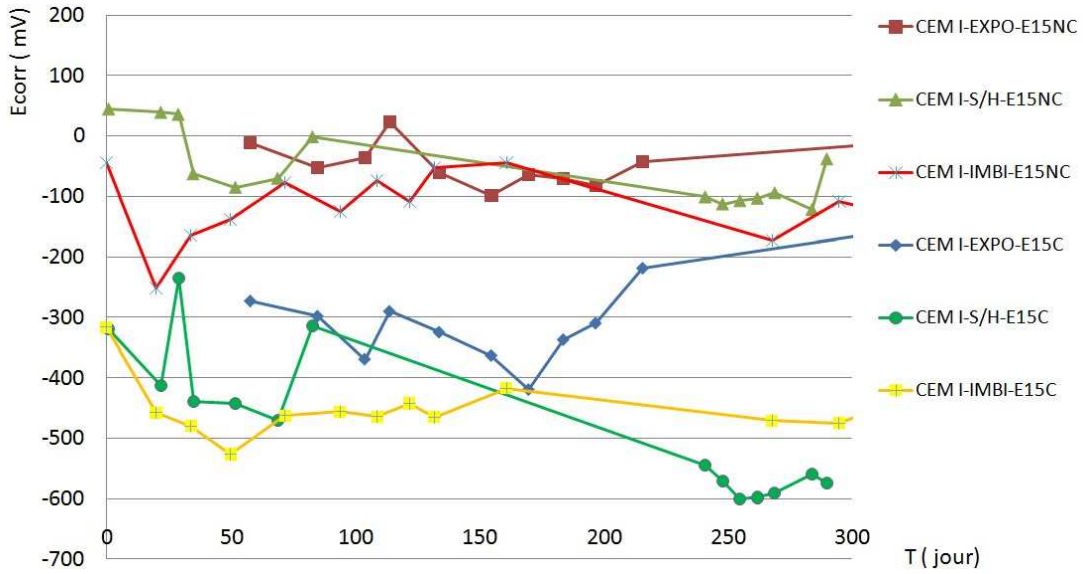


Figure II-33. Variation du potentiel de corrosion dans le temps (béton CEM I)

Si l'on regarde l'ensemble des résultats avec les autres bétons (voir les Tableaux 8 à 16 des annexes), on constate que la plage de variation de la résistance de polarisation et du potentiel de corrosion est très étendue. Ainsi, dans le cas où l'acier est dépassivé (condition d'enrobage E15C) le potentiel libre de corrosion et la résistance de polarisation varient respectivement de -600 mV à -6 mV, et de 1 kΩ à 120 kΩ. Dans le cas où l'acier est passivé (condition d'enrobage E15NC), ces plages deviennent [-262 mV, +122 mV] pour E_{corr} et [4 kΩ, 168 kΩ] pour R_p. On note ainsi pour les deux paramètres qu'une large plage de valeurs existe pour laquelle l'acier peut être dépassivé ou non dépassivé, ce qui rend délicate l'utilisation sans précaution de ces paramètres comme indicateur de l'état de corrosion de l'acier.

Le taux de saturation de l'enrobage du béton a une incidence significative sur la mesure des paramètres électrochimiques. Le potentiel libre de corrosion augmente lorsque le taux de saturation diminue, le contraire se produisant pour la résistance de polarisation. Dans le cas de la condition EXPO, une variation saisonnière a pu être enregistrée : entre mars et septembre 2010, période relativement sèche, le potentiel et la résistance de polarisation fluctuaient respectivement entre -200 mV et +100 mV, et entre 2 kΩ et 193 kΩ, alors qu'en période plus humide, lors de l'hiver 2009/2010, ces plages de variation étaient [-550 mV, -200 mV] pour E_{corr} et [2 kΩ, 139 kΩ] pour R_p. Nous avons pu confirmer cette observation en réalisant des mesures pour la condition H/S à la fin d'un demi-cycle de séchage puis à la fin d'un demi-cycle d'humidification (avec un état de corrosion très voisin). Les plages de variation pour E_{corr} et R_p sont respectivement [-453 mV, 46 mV] et [3 kΩ et 76 kΩ] dans le premier cas, puis [-600 mV, -8 mV] et [1 kΩ, 58 kΩ] dans le second.

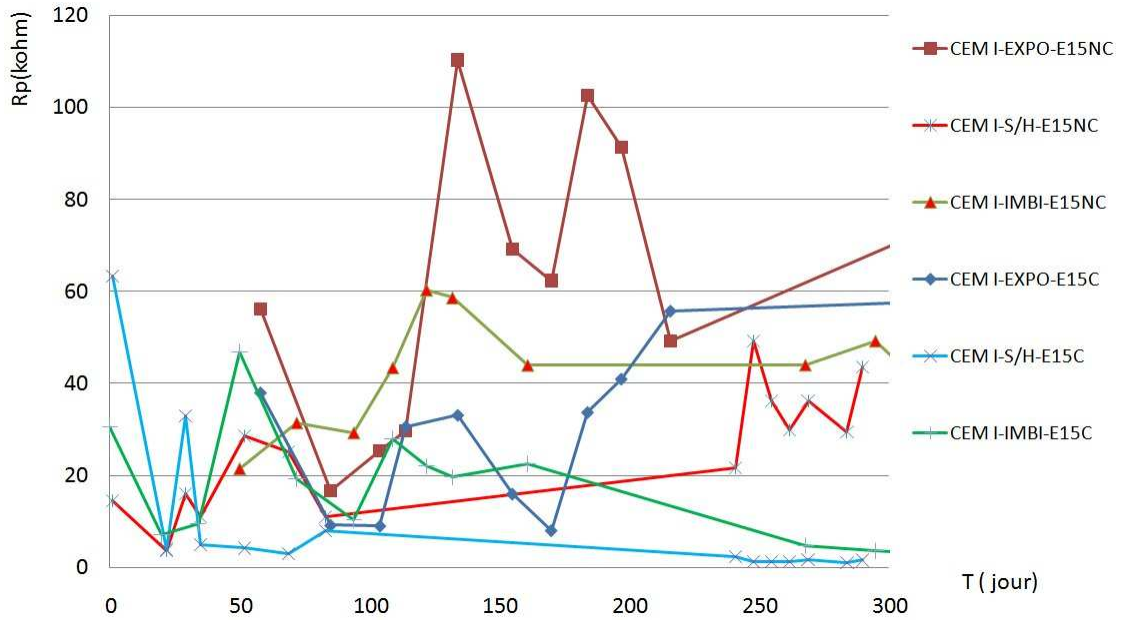


Figure II-34. Variation de la résistance de polarisation dans le temps (béton CEM I)

La variation du potentiel libre de corrosion avec le taux de saturation peut être partiellement expliquée dans les expressions théoriques des potentiels d'équilibre anodique et cathodique (Equation (1. 29) et (1. 30)). La diminution du taux de saturation peut en effet s'accompagner d'une augmentation des concentrations d'oxygène dissous et d'ions ferreux dans la solution interstitielle, conduisant à l'augmentation de chacun des potentiels d'équilibre et donc du potentiel libre de corrosion. Mais le couplage entre le potentiel libre de corrosion et les potentiels d'équilibre dépend également des courants d'échanges de chacune des demi-réactions d'oxydo-réduction, lesquels ne sont pas connus dans notre cas.

Dans le cas d'un enrobage relativement faible, la variation des conditions en humidité relative extérieure peut se répercuter assez rapidement au voisinage de l'armature, avoir un effet sur la mesure du potentiel et compromettre ainsi un diagnostic sur l'état de corrosion, tel que proposé par l'ASTM (Tableau I-6). Dans le cas de la condition EXPO (condition extérieure naturelle), pour le béton CEM I avec la condition d'enrobage E15C, on note ainsi un potentiel libre de -413 mV à l'échéance T=170 jours et un potentiel de -33 mV à l'échéance T=309 jours. Les deux mesures conduisent donc à des diagnostics opposés alors qu'il s'agit de la même éprouvette, avec vraisemblablement un accroissement de la corrosion entre les deux échéances. Pour établir un diagnostic il y a donc lieu de procéder aux mesures dans des conditions environnementales similaires et avec régularité dans le temps. Nous n'avons pas pu être systématiquement en situation le faire, si ce n'est pour la condition H/S avec des mesures après la période d'humidification.

Pour compléter cette étude, nous avons procédé pour la dernière échéance de mesure dans le cas de la condition EXPO, à la saturation des éprouvettes, et comparer les valeurs de E_{corr} et R_p avec celles obtenues pour la dernière échéance dans le cas de la condition H/S. Les valeurs sont reportées dans le Tableau II-13. On peut constater que ces valeurs sont relativement proches, alors que l'état de

corrosion est quant à lui vraiment différent, comme nous le verrons plus loin. Il apparaît donc que le taux de saturation au moment de la mesure atténue sensiblement les écarts réels entre plusieurs états de corrosion révélés par des indicateurs tels que le potentiel libre de corrosion et la résistance de polarisation

Tableau II-13. Valeurs moyennes pour la dernière échéance de mesure

		Béton CEM I		Béton CEM II		Béton CEM III	
		E15C	E15NC	E15C	E15NC	E15C	E15NC
EXPO	E_{corr} (mV)	-539	-107	-471	-107	-502	-172
	R_p (kΩ)	2	45	5	36	2	19
H/S	E_{corr} (mV)	-574	-38	-537	-94	-447	-138
	R_p (kΩ)	2	44	3	44	1.6	10

Les réactions d'oxydo-réduction intervenant au cours de la corrosion ne se produisent qu'en phase liquide. Il paraît donc normal que la résistance de polarisation soit sensible au taux de saturation, bien qu'elle soit principalement dépendante de l'état de dépassivation de l'acier, donc indirectement du pH de la solution interstitielle. Elle est ainsi particulièrement élevée dans le cas de la condition d'enrobage E15NC: une résistance de 178 kΩ est observée pour la condition EXPO avec le béton CEM III. Inversement, dans le cas de la condition d'enrobage E15C, la résistance de polarisation s'abaisse jusqu'à une valeur de 0,68 kΩ pour la condition EXPO et le béton CEM III. La dépendance de la résistance de polarisation, et de sa mesure, au taux de saturation dépend également du système de corrosion qui se développe. Elle est assez faible dans le cas d'un système par micro-pile, où la très grande proximité des sites anodique et cathodique impose la quasi-absence de courant ionique dans le béton, et la prédominance du seul transfert de charge, qui peut se produire dès que le taux de saturation atteint une valeur minimale. Elle peut par contre être plus franche dans le cas d'un système par macro-pile, où les sites anodique et cathodique sont distants : le courant ionique devient plus influent et par voie de conséquence la résistivité du béton, et donc le taux de saturation, ont une incidence plus marquée. Après extraction des armatures, nous avons pu observer les deux systèmes de corrosion (Figure II-35) : corrosion par piqûres typique du système par macro-pile (Figure II-35b), corrosion uniforme typique du système par micro-pile (Figure II-35c), ainsi que l'absence de corrosion (Figure II-35a). Dans le cas d'un état de dépassivation a priori identique (béton CEM I, enrobage E15C et condition EXPO) on a ainsi pu mesurer des valeurs de R_p variant de 1,9 kΩ à 120,2 kΩ, associées à des systèmes de corrosion et des taux de saturation différents.

La résistance de polarisation et le potentiel libre de corrosion présente une corrélation significative de l'ordre de 0,6. Cela confirme que ces paramètres soient sensibles aux mêmes facteurs, dans des proportions différentes toutefois.



a - Corrosion passive (éprouvette N°63, Béton CEM I-E15NC-EXPO)



b - Corrosion par piqûres (éprouvette N°631, Béton CEM I-E30-IMBI)



c - Corrosion uniforme (éprouvette N°514, Béton CEM III-E15C-H/S)

Figure II-35. Trois états de corrosion rencontrés pour l'ensemble des éprouvettes

II.5.4.2 Courant de corrosion

Le courant de corrosion n'est pas mesurable directement. Les valeurs "expérimentales" du courant de corrosion sont déduites de la résistance de polarisation R_p, corrigée de la chute ohmique, et de la constante de Stern-Geary B, par la relation (1. 40) :

$$i_{corr} = \frac{B}{R_p} \text{ en A, ou bien } \quad j_{corr} = \frac{B}{A_p R_p} \text{ en A/m}^2$$

Cette estimation donne la valeur instantanée du courant d'échange et n'est applicable en théorie que dans le cas d'une corrosion uniforme par micro-pile. C'est généralement la valeur de j_{corr} qui est recherchée, ce qui nécessite d'estimer la surface polarisée A_p : si l'armature à polariser présente une dimension plus faible que la contre-électrode de mesure, ou bien si l'on utilise un anneau de confinement associé à la contre-électrode, l'estimation de A_p est approximativement cohérente [Andrade et al., 2004]. On considère généralement deux valeurs empiriques pour la constante B : B=26 mV si l'acier est dépassivé, B=52 mV si l'acier est passivé [Andrade et Gonzalez, 1978]. Si les coefficients de Tafel sont connus, on peut déterminer B par

$$B = \frac{\beta_a \beta_c}{ln(10)(\beta_a + \beta_c)} \qquad (2.\ 11)$$

Les résultats présentés par la suite ont été obtenus soit par utilisation de la relation (2.11) (Figures II-36 à II-38) grâce aux valeurs expérimentales de β_a et β_c, déterminées à la fin de la période d'exposition, soit en considérant que B=26 mV (Figures II-39 à II-41), les résultats ne concernant que la condition d'enrobage E15C pour laquelle l'hypothèse d'une dépassivation de l'acier paraît réaliste. Dans tous les cas, les valeurs expérimentales de R_p sont considérées. La surface polarisée n'est pas prise en compte, ce qui revient à considérer qu'elle est identique dans tous les cas de figure.

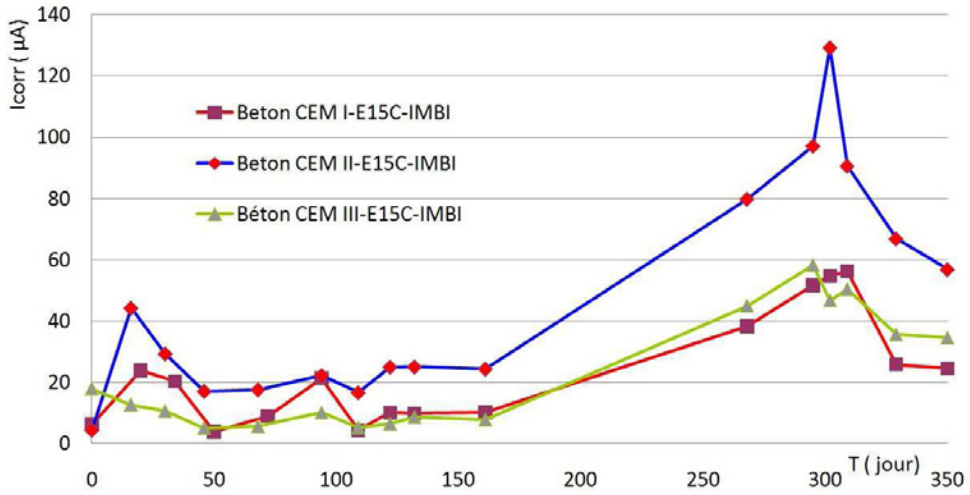


Figure II-36. Evolution du courant de corrosion avec B calculé – condition d'exposition IMBI

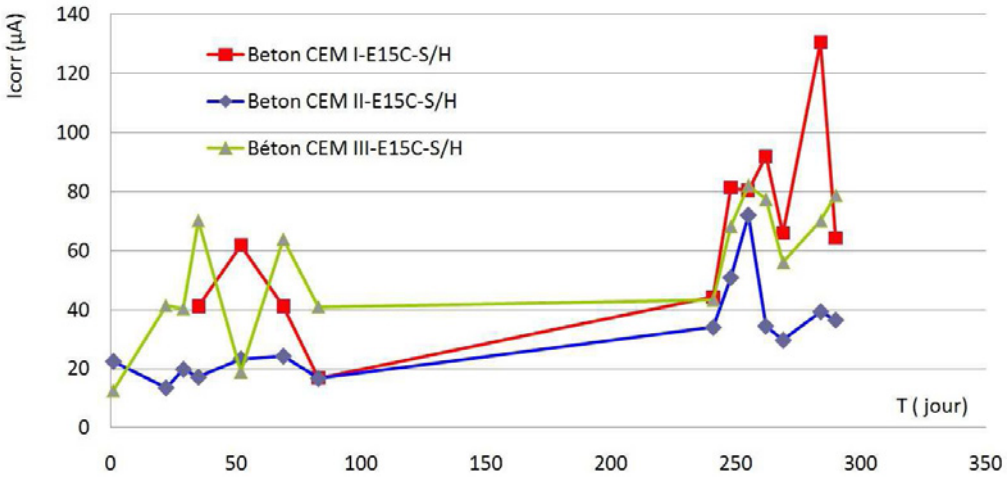


Figure II-37. Evolution du courant de corrosion avec B calculé – condition d'exposition H/S

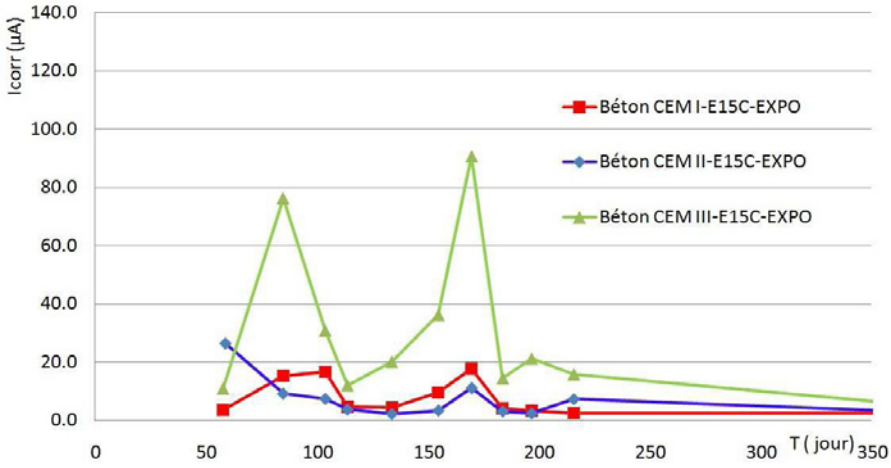


Figure II-38. Evolution du courant de corrosion avec B calculé – condition d'exposition EXPO

Les facteurs qui influencent la valeur et la mesure de la résistance de polarisation ont aussi une influence sur le courant de corrosion, en particulier le taux de saturation. La variabilité du courant de corrosion devrait être relativement importante. C'est bien ce que montrent les Figures II-36 à II-38

alors que la variabilité ainsi que les valeurs du courant de corrosion sont nettement plus réduites sur les Figures II-39 à II-41.

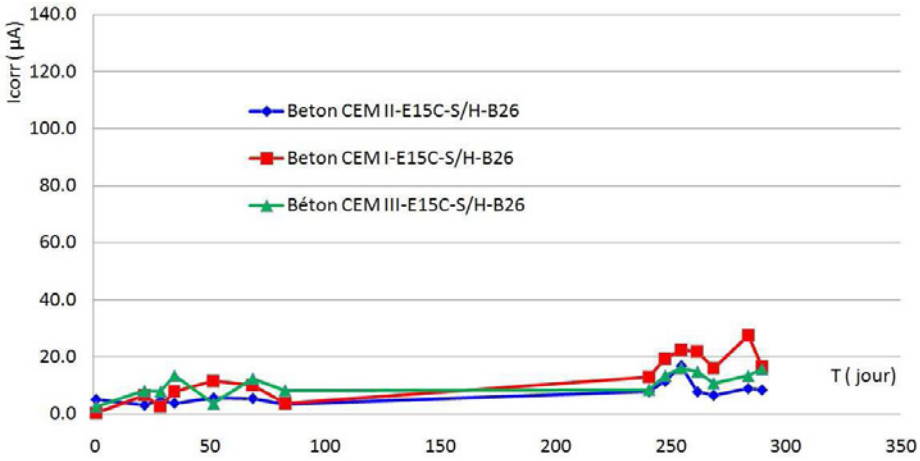


Figure II-39. Evolution du courant de corrosion avec B=26 mV – condition d'exposition H/S

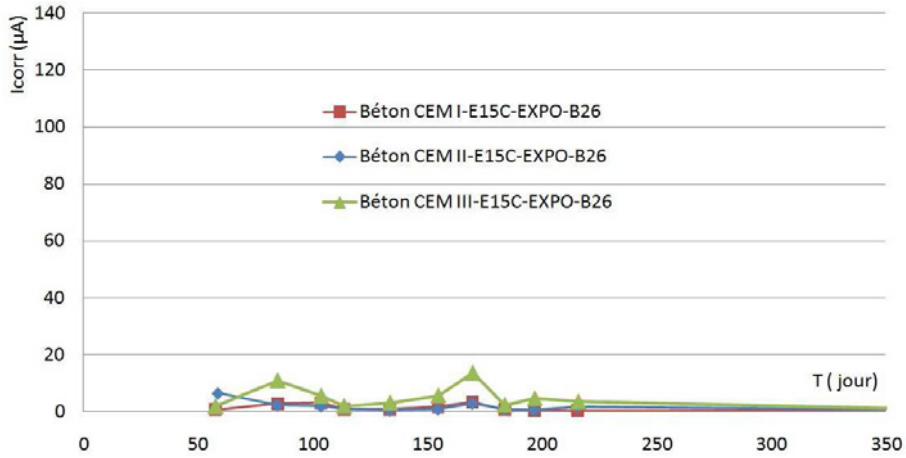


Figure II-40. Evolution du courant de corrosion avec B=26 mV – condition d'exposition EXPO

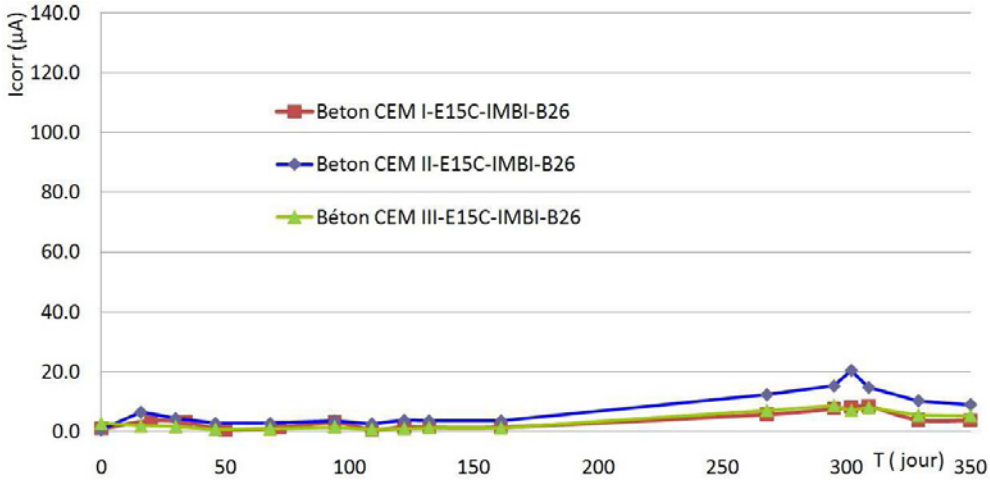


Figure II-41. Evolution du courant de corrosion avec B=26 mV – condition d'exposition IMBI

Il apparaît clairement sur les Figures II-36 à II-38 que la condition d'exposition EXPO est globalement moins favorable au développement de la corrosion. Si l'on exclut les pics relatifs au

CEM III, le courant de corrosion reste inférieur à 37 µA (4,9 µA/cm^2 avec l'hypothèse que toute la surface de l'armature au contact du béton est polarisée) pour cette condition d'exposition, alors qu'il dépasse 120 µA (15,9 µA/cm^2) pour les deux autres conditions d'exposition. Pour ces deux conditions, on remarque également une tendance à l'accroissement du courant de corrosion dans le temps. La durée de l'expérimentation est trop courte pour pouvoir commenter plus précisément cette tendance par rapport aux résultats des études antérieures rencontrées dans la bibliographie. L'influence de la nature des ciments est visible, mais elle n'est pas systématique. Le béton CEM III apparaît plus propice au développement de la corrosion dans le cas de la condition IMBI, et à moindre titre dans le cas de la condition EXPO, alors que le béton CEM I est plus favorable dans le cas de la condition H/S. Une discussion plus argumentée est proposée ci-après.

Pour les trois conditions d'exposition, la valeur du courant de corrosion indique une corrosion active, selon les valeurs proposées par le RILEM TC-154 (Tableau I-7).

II.5.4.3 Coefficients de Tafel

Les coefficients de Tafel ont été déterminés sur les éprouvettes destinées ensuite à être rompues afin d'en extraire les armatures. Ils dépendent des coefficients de transfert de charge des réactions anodique et cathodique selon la relation (1. 35) :

$$\beta_a = \frac{ln(10)RT}{\alpha_a z_a F}$$

$$\beta_c = \frac{ln(10)RT}{(1-\alpha_c) z_c F}$$

Les études antérieures concernant les coefficients de Tafel n'ont pas mis en évidence de dépendance de ceux-ci à l'égard de conditions environnementales particulières et/ou de la nature des matériaux cimentaires. Citons toutefois l'étude de Pour-Ghaz et al. [Pour-Ghaz et al., 2009] qui a montré une variation de moins de 7% sur les coefficients lorsque la température passe de 10°C à 50°C. Dans notre cas cette influence est négligeable.

On peut donc confirmer la quasi-indépendance du coefficient de Tafel anodique avec les paramètres de corrosion. Il n'est pas de même pour le coefficient de Tafel cathodique qui présente une corrélation plus marquée avec R_p et davantage avec E_{corr}, même si celle-ci est modeste. La corrélation des coefficients de Tafel entre eux est plus importante pour le béton CEM III. Les conditions d'exposition, ainsi que la nature des bétons ne semblent cependant pas jouer un rôle significatif sur les coefficients de Tafel, en tout cas dans les limites de notre étude.

Contrairement aux observations faites par Jaggi et al. [Jaggi et al., 2000], dans le cas d'un acier plongé dans une solution alcaline, aucune évolution notable avec le temps ne se distingue (Figure II-42).

Tableau II-14. Coefficients de Tafel et corrélations linéaires

			EXPO		H/S		IMBI	
			β_a	β_c	β_a	β_c	β_a	β_c
E15NC	Béton CEM I	moyenne		0.241	0.511	0.170	0.409	0.112
	Béton CEM II	moyenne	0.424	0.229	0.355	0.097	0.276	0.139
	Béton CEM III	moyenne	1.431	0.285	0.613	0.094	0.727	0.106
E15C	Béton CEM I	moyenne	0.946	0.374	0.730	0.480	0.837	0.407
		coef. de var.	92.1%	44.5%	66.1%	67.7%	62.6%	46.3%
		Corrélations	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.589	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.899	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.805
			$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$
			0.039	-0.281	0.048	-0.145	-0.381	-0.507
			$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$
			-0.233	-0.397	0.293	0.010	-0.725	-0.626
	Béton CEM II	moyenne	1.077	0.287	0.940	0.639	0.800	0.369
		coef. de var.	115.4%	61.7%	56.6%	69.3%	59.7%	48.7%
		Corrélations	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	-0.011	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.696	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.832
			$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$
			0.183	-0.427	-0.355	-0.145	-0.367	-0.315
			$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$
			-0.120	-0.555	0.221	-0.008	-0.486	-0.428
	Béton CEM III	moyenne	0.683	0.419	1.060	0.650	0.952	0.674
		coef. de var.	67.9%	65.7%	88.2%	91.5%	37.5%	34.3%
		Corrélations	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.855	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.985	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.860
			$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$
			-0.256	-0.107	0.003	0.076	0.588	0.192
			$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$
			-0.066	0.002	0.009	0.080	0.176	-0.084
E30C	Béton CEM I	moyenne	1.172	0.273	0.618	0.238	0.601	0.251
		coef. de var.	86.5%	85.5%	45.3%	50.6%	76.0%	57.8%
		Corrélations	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.246	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.337	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.836
			$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$
			-0.577	-0.517	-0.176	-0.335	-0.383	-0.412
			$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$
			-0.123	-0.697	-0.261	-0.693	-0.528	-0.594
	Béton CEM II	moyenne	1.218	0.191	0.789	0.580	0.509	0.212
		coef. de var.	124.2%	109.2%	98.3%	250.1%	98.2%	65.7%
		Corrélations	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.358	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.895	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.754
			$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$
			0.129	-0.137	-0.373	-0.195	-0.618	-0.207
			$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$
			-0.167	-0.360	-0.217	-0.232	-0.632	-0.226
	Béton CEM III	moyenne	0.905	0.231	0.812	0.241	0.682	0.224
		coef. de var.	58.9%	73.8%	51.5%	58.1%	32.7%	38.0%
		Corrélations	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.797	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.761	$Cor(\beta_a,\beta_c)$	0.510
			$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$	$Cor(\beta_a,R_p)$	$Cor(\beta_c,R_p)$
			-0.557	-0.491	-0.439	-0.292	0.330	-0.340
			$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$	$Cor(\beta_a,E_{corr})$	$Cor(\beta_c,E_{corr})$
			-0.696	-0.787	-0.661	-0.752	-0.081	-0.603

Tableau II-15. Coefficients de corrélation pour les coefficients de Tafel

	β_c	R_p	E_{corr}	x_c	v_{corr}
CEM I					
β_a	0.491	-0.111	-0.072	0.094	0.037
β_c		-0.344	-0.484	0.248	0.165
CEM II					
β_a	0.370	0.105	-0.027	0.021	0.162
β_c		-0.171	-0.160	0.110	0.238
CEM III					
β_a	0.816	-0.098	-0.240	-0.120	0.087
β_c		-0.251	-0.458	0.083	0.203

Grâce au classement des éprouvettes de condition d'enrobage E30C, qui sera présenté dans la discussion sur l'effet de la carbonatation, nous avons pu établir les moyennes et écarts-type des coefficients de Tafel correspondant aux deux états de corrosion (Tableau II-16). Les moyennes ne contredisent pas les études antérieures mais la dispersion est significative.

Tableau II-16. Valeurs récapitulatives des coefficients de Tafel

	β_a (V/dec)		β_c (V/dec)	
	Etat passif	Etat actif	Etat passif	Etat actif
min	0.075	0.066	0.008	0.043
max	3.617	5.807	0.537	5.817
Moyenne	0 .6011	0.8492	0.1554	0.3762
coef. de var.	101%	83%	66%	118%

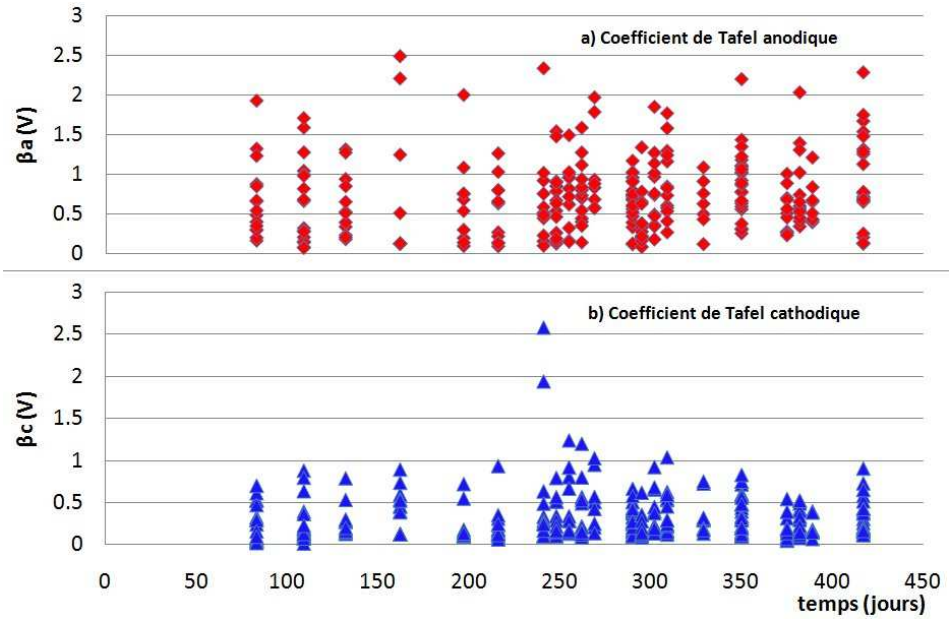


Figure II-42. Dispersion des points expérimentaux de β_a et β_c dans le temps

II.5.4.4 Taux de saturation du béton d'enrobage

Pour la condition d'exposition IMBI, et pour chaque béton, 2 éprouvettes rompues pour en extraire les armatures ont servi à la mesure du taux de saturation moyen de l'enrobage. La condition d'exposition IMBI étant la plus stable, dans le cas d'une saturation partielle, elle devrait permettre d'obtenir une valeur représentative du taux de saturation. D'autre part, les valeurs obtenues pourront être comparées à celles obtenues par la modélisation.

Le taux de saturation est calculé par la relation :

$$S_r = 1 - \frac{(M_{sat} - M_{expo})}{(M_{sat} - M_{sec})} \qquad (2.\ 11)$$

Avec

- M_{sat} : masse en état totalement saturé,
- M_{expo} : masse au moment de l'extraction pour la condition d'exposition,
- M_{sec} : masse en état totalement sec.

Les résultats de l'essai sont présentés dans le Tableau II-17.

Tableau II-17. Taux de saturation en enrobage de l'éprouvette.

	Enrobage 15 mm, carbonaté	Enrobage 30 mm, carbonaté
Béton CEM I	0.63	0.66
Béton CEM II	0.66	0.71
Béton CEM III	0.58	0.67

Les taux de saturation semblent faibles si l'on considère l'activité de corrosion associée à la condition d'exposition IMBI (Figure II-36). Il s'agit des taux de saturation moyens sur l'épaisseur d'enrobage et non des taux de saturation du béton au contact immédiat de l'acier dont on verra plus loin qu'ils sont plus élevés. On remarque que la différence de taux de saturation entre les 3 bétons, même si elle est relativement faible, corrobore les valeurs du courant de corrosion (Figure II-36) : ce dernier est globalement plus élevé pour le béton le plus humide, plus bas pour le béton le plus sec.

II.5.4.5 Perte de masse des armatures

La perte de masse théorique découle de la loi de Faraday selon l'équation (2. 100), tandis que la perte de masse expérimentale a été obtenue par différence de pesée. Des produits de corrosion se développent dans le cas de la corrosion passive. Nous n'avons pas procédé à leur analyse, mais seulement à une observation visuelle : ils présentent une couleur grise sombre (Figure II-). A l'examen des résultats, la perte de masse en corrosion passive ne s'avère pas négligeable par rapport à la perte en corrosion active. Dans notre cas, ce constat relève de la faible durée de l'expérimentation : une durée de plusieurs années aurait conduit à une différence notable.



Figure II-43. Couleur gris sombre pour la corrosion passive



Figure II-43. Couleur rouille pour la corrosion active

L'évolution dans le temps de la perte de masse est illustrée sur la Figure II-44 a) dans le cas de la corrosion passive et sur la Figure II-44 b) dans le cas de la corrosion active. L'augmentation dans le temps est bien visible, mais les nuages de points sont très dispersés.

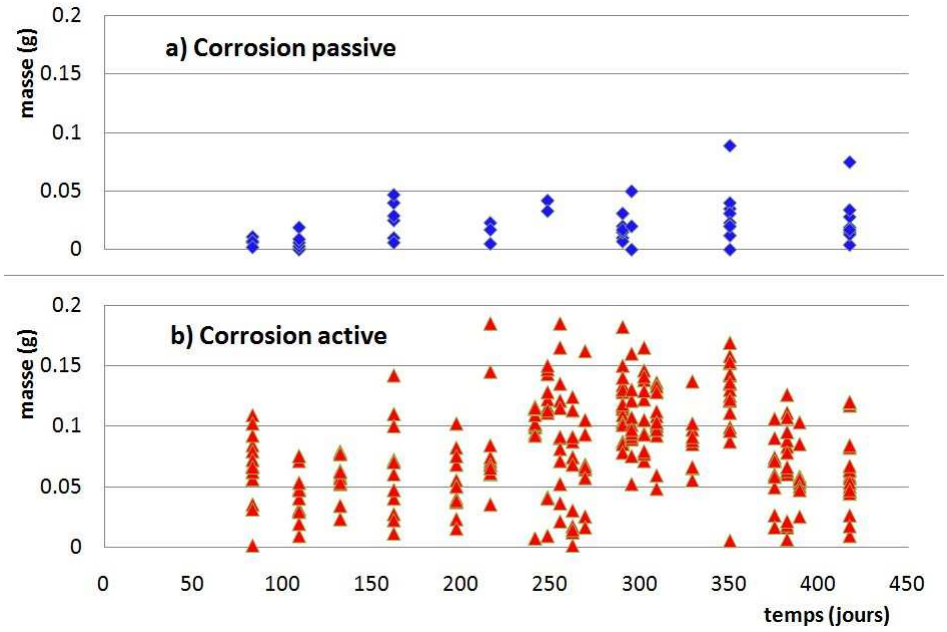


Figure II-44. Evolution de la perte de masse dans le temps

Dans le cas de la perte de masse théorique, nous nous sommes appuyés sur les courants de corrosion "expérimentaux" définis à partir des mesures électrochimiques, dans le temps sur les éprouvettes de suivi, et de façon ponctuelles pour les autres éprouvettes. Les corrélations calculées entre la perte théorique et la perte expérimentale montrent un écart considérable entre les deux estimations de perte (Tableau II-18).

Tableau II-18. Corrélations linéaires entre perte expérimentale et perte théorique

		EXPO	H/S	IMBI
E15C	Béton CEM I	-0.164	0.079	0.253
	Béton CEM II	0.498	0.891	0.559
	Béton CEM III	0.738	0.121	0.653
E30C	Béton CEM I	-0.193	0.313	0.855
	Béton CEM II	0.132	0.452	0.686
	Béton CEM III	0.493	0.480	-0.164

Nous pouvons attribuer cette différence d'une part aux incertitudes expérimentales attachées aux nombreux paramètres qui ont été mesurés, inévitables malgré les précautions prises et les protocoles suivis, et d'autre part à la durée de l'expérimentation conduisant à de très faibles quantités de corrosion, mais également à l'insuffisance du "modèle" de calcul théorique. Celui-ci s'appuie en effet sur une évaluation du courant de corrosion supposé constant dans le temps, et relevant d'une corrosion uniforme par micro-pile. Toutefois, les tendances montrées lors de l'étude de l'évolution du courant de corrosion "expérimental" ne sont pas contredites par l'analyse qui va suivre.

Pour des questions d'organisation expérimentale, les échéances de rupture des éprouvettes pour la mesure de la perte de masse n'ont pas été identiques pour chaque condition d'exposition et d'enrobage. Dès lors, nous avons choisi d'établir la comparaison des différents cas et d'étudier l'incidence de la résistance de polarisation et du potentiel libre de corrosion, en nous basant sur la vitesse de corrosion exprimée en g/jour (rapport de la perte à la durée de l'échéance). Les résultats sont portés dans le Tableau II-19.

Dans le cas de notre étude les vitesses de corrosion passive ne sont pas négligeables par rapport aux vitesses en corrosion active. Ces dernières sont d'autant moins élevées par rapport aux premières que la condition extérieure est peu propice à la corrosion. Le rapport moyen entre la vitesse obtenue avec la condition d'enrobage E15C et celle obtenue avec la condition d'enrobage E15NC est ainsi voisin de 3,5 pour la condition d'exposition EXPO, 5,5 pour la condition IMBI et 8,5 pour la condition H/S. L'influence de la condition d'exposition est nette lorsque la dépassivation est acquise. On note ainsi pour la condition d'enrobage E15C, et pour tous les bétons, que la vitesse de corrosion en condition H/S est plus élevée, dans un rapport voisin de 1,8 avec la condition EXPO et voisin de 1,5 avec la condition IMBI. Cette hiérarchie de sévérité des conditions d'exposition était attendue. Elle est plus marquée pour le béton CEM III, CEM I puis CEM II.

Dans une situation incertaine vis-à-vis de la dépassivation de l'acier (condition d'enrobage E30C), la hiérarchie des conditions d'exposition est légèrement modifiée. La condition EXPO reste la moins sévère, avec un écart plus marqué avec la condition H/S. A l'inverse la sévérité de la condition IMBI s'approche de celle de la condition H/S, jusqu'à devenir plus élevée pour le béton CEM II.

L'influence de la condition d'enrobage, associée au niveau de dépassivation, est aussi conforme à ce qui était attendu : la vitesse de corrosion pour la condition E15C est supérieure à celle obtenue pour la condition E30C, dans un rapport pouvant aller jusqu'à 2.

Les tendances montrées ci-avant concernent la moyenne de la vitesse de corrosion. Le coefficient de variation est quant à lui considérable : sa valeur minimale est supérieure à 25% (béton CEM II) et sa valeur maximale est proche de 82% (béton CEM III). Cette forte variabilité résulte des incertitudes expérimentales, mais également et surtout du caractère aléatoire des propriétés des matériaux et des conditions d'exposition. Globalement, on note ainsi que le coefficient de variation de la vitesse de corrosion est environ deux fois plus élevé pour la condition EXPO que pour la condition

IMBI. De même, sa valeur est voisine de 47% pour la condition d'enrobage E15C, et 56% pour la condition d'enrobage E30C. Enfin, il est plus faible pour le béton CEM II, dont les propriétés semblent ainsi les moins dispersées.

Tableau II-19. vitesse de corrosion (g/jour) et corrélations linéaires

			EXPO	H/S	IMBI
E15NC	Béton CEM I	Moyenne	7.3×10^{-5}	5.9×10^{-5}	6.5×10^{-5}
	Béton CEM II	Moyenne	6.7×10^{-5}	9.7×10^{-5}	8.0×10^{-5}
	Béton CEM III	Moyenne	1.4×10^{-4}	6.3×10^{-5}	8.0×10^{-5}
E15C	Béton CEM I	Moyenne	3.0×10^{-4}	5.8×10^{-4}	4.4×10^{-4}
		Coef. de var.	58.5%	43.2%	45.9%
		$Cor(v_{corr},R_p)$	0.469	0.430	-0.104
		$Cor(v_{corr},E_{corr})$	0.264	0.876	-0.254
	Béton CEM II	Moyenne	2.8×10^{-4}	4.9×10^{-4}	4.6×10^{-4}
		Coef. de var.	50.6%	54.2%	27.8%
		$Cor(v_{corr},R_p)$	0.064	0.170	-0.248
		$Cor(v_{corr},E_{corr})$	-0.185	0.561	-0.178
	Béton CEM III	Moyenne	3.7×10^{-4}	6.5×10^{-4}	3.3×10^{-4}
		Coef. de var.	58.2%	53.1%	34.5%
		$Cor(v_{corr},R_p)$	-0.257	0.177	-0.018
		$Cor(v_{corr},E_{corr})$	-0.160	-0.177	0.205
E30C	Béton CEM I	Moyenne	1.5×10^{-4}	3.3×10^{-4}	3.2×10^{-4}
		Coef. de var.	68.6%	59.9%	37.5%
		$Cor(v_{corr},R_p)$	0.173	-0.367	-0.143
		$Cor(v_{corr},E_{corr})$	-0.223	0.120	-0.686
	Béton CEM II	Moyenne	1.7×10^{-4}	2.4×10^{-4}	3.6×10^{-4}
		Coef. de var.	62.5%	63.9%	25.8%
		$Cor(v_{corr},R_p)$	0.392	-0.842	-0.012
		$Cor(v_{corr},E_{corr})$	-0.152	-0.853	0.023
	Béton CEM III	Moyenne	1.9×10^{-4}	3.9×10^{-4}	3.2×10^{-4}
		Coef. de var.	74.8%	81.4%	32.6%
		$Cor(v_{corr},R_p)$	-0.265	0.268	0.283
		$Cor(v_{corr},E_{corr})$	-0.716	0.191	0.385

La connaissance des coefficients de corrélation entre la vitesse de corrosion et les grandeurs électrochimiques, comme la résistance de polarisation et le potentiel libre de corrosion n'apporte pas d'informations complémentaires vraiment significatives quant à l'influence des conditions d'exposition, comme dans le cas des coefficients de Tafel.

Le regroupement des données par béton pour toutes les conditions d'exposition conduit aux résultats présentés dans le Tableau II-20. Avec ce regroupement, on constate qu'une dépendance plus claire, et logique, apparaît : la vitesse de corrosion est négativement corrélée avec la résistance de

polarisation et le potentiel libre de corrosion, tandis qu'elle l'est positivement avec la profondeur carbonatée.

Tableau II-20. Coefficients de corrélation avec la vitesse de corrosion

	CEM I	CEM II	CEM III
R_p	-0.201	-0.298	-0.196
E_{corr}	-0.327	-0.433	-0.340
x_c	0.435	0.463	0.188

La corrélation avec la profondeur carbonatée est plus marquée pour les bétons CEM I et CEM II, mais il est difficile de savoir si elle tient à la condition de dépassivation seule ou si elle est également associée à une condition plus favorable à l'amorçage de la corrosion. La corrélation est plus faible avec le potentiel libre et avec la résistance de polarisation. Il n'est pas surprenant que des grandeurs évaluées à un instant donné du processus ne soient pas fortement corrélées à un paramètre qui dépend de l'histoire de ce processus. Ce sont pourtant ces mêmes grandeurs qui sont le plus souvent utilisées pour diagnostiquer l'état de corrosion des structures en béton. Nous présenterons dans le Chapitre 4 le moyen de recourir à ces grandeurs, moyennant un choix des seuils de décision et/ou de détection reposant sur une approche probabiliste.

II.5.5 Discussion

II.5.5.1 Rôle de la profondeur de carbonatation

A taux de saturation relativement proche, l'effet de l'état de passivation est très prononcé sur les valeurs du potentiel libre de corrosion alors qu'il l'est un peu moins sur les valeurs de la résistance de polarisation (Figures II-33 et II-34).

Pour les conditions H/S et IMBI, et pour tous les bétons, on note ainsi que le potentiel pour la condition d'enrobage E15NC est supérieur à celui de la condition d'enrobage E15C avec un écart absolu d'au moins 200 mV. Cet écart tombe à moins de 100 mV pour la condition EXPO et le béton CEM II, alors qu'il reste voisin de 200 mV pour les autres bétons. En ce qui concerne la résistance de polarisation, celle-ci est généralement plus importante pour la condition d'enrobage E15NC, mais la différence n'est pas systématique pour toute la durée des essais : on observe fréquemment un croisement des courbes.

Les résultats pour la condition d'enrobage E30C sont la plupart du temps intermédiaires entre ceux des deux autres conditions d'enrobage (Figure II-46 à II-48). Pour les conditions H/S et IMBI, et pour tous bétons, la valeur du potentiel libre de corrosion (ainsi que celle de la résistance de polarisation, même si cela n'est pas aussi marqué) pour la condition d'enrobage E30C est plus proche de celle de la condition d'enrobage E15C que de celle de la condition d'enrobage E15NC : cela suggère que la dépassivation est effective pour la condition d'enrobage E30C, alors que la probabilité de carbonatation "de dimensionnement" de l'enrobage est voisine de 50%. Pour le béton CEM II, dans le cas de la condition d'exposition IMBI et à moindre titre dans le cas de la condition d'exposition

H/S, on observe nettement le passage de l'état passivé à l'état dépassivé pour la condition d'enrobage E30C (Figure II-467 et Figure II-47). Nous avons précédemment remarqué la plus grande vitesse de carbonatation du béton CEM II : on peut donc attribuer ce changement d'état de passivation à un avancement rapide de la carbonatation au cours de l'essai.

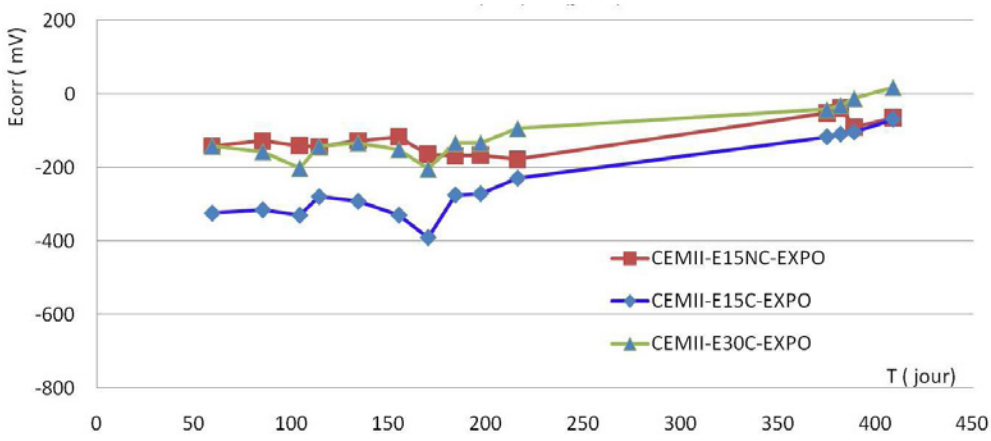


Figure II-45. Evolutino du potentiel de corrosion libre, condition EXPO.

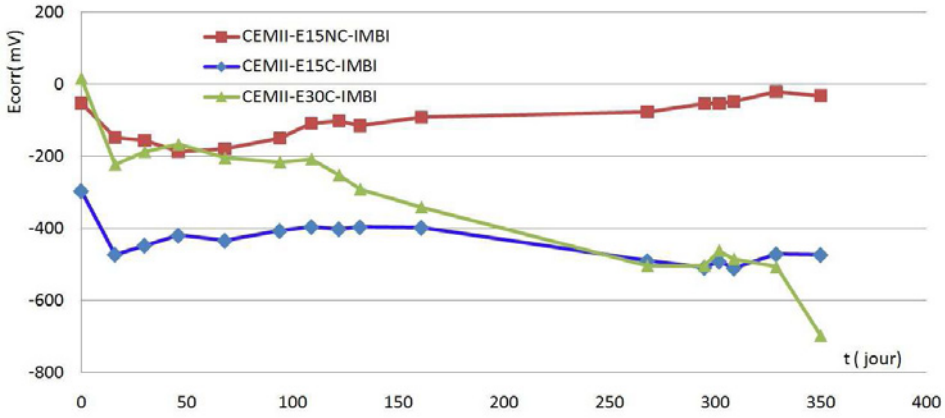


Figure II-46. Evolutino du potentiel de corrosion libre, condition IMBI.

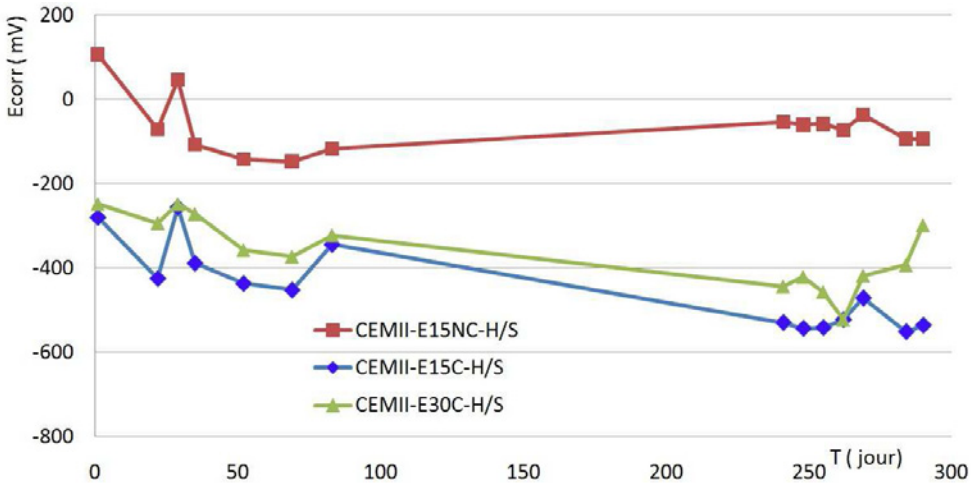


Figure II-47. Evolutino du potentiel de corrosion libre, condition H/S.

Le potentiel de corrosion trouve avec l'effet de la carbonatation une source de variabilité aussi influente que le taux de saturation.

Le fendage des éprouvettes à certaines échéances a permis l'extraction des armatures et la mesure de la profondeur carbonatée. Nous avons donc pu observer la présence de trace de rouille sur ces dernières, significative de la dépassivation des armatures et du démarrage effectif de la corrosion, et associer ce démarrage à la profondeur carbonatée mesurée. Par la suite, nous proposons d'identifier l'épaisseur de béton le long de la laquelle se produit le changement de pH conduisant à la dépassivation des armatures. Cette analyse a été menée sur l'ensemble des éprouvettes en condition d'enrobage E30C, pour chaque type de béton. Les Figures II-49, II-50 et II-51 montrent qu'une épaisseur est effectivement décelée, correspondant à la différence entre la plus forte profondeur carbonatée pour des armatures non dépassivées et la plus faible profondeur carbonatée pour des armatures dépassivées. La dépendance à la condition d'exposition est assez peu marquée.

Dans certains cas, il apparaît clairement des traces de rouille dans les zones saines révélées par la phénolphtaléine (Figure II-50). Cette analyse confirme une nouvelle fois que la carbonatation totale de l'enrobage, lorsque la profondeur carbonatée est révélée par la phénolphtaléine, n'est une condition impérative pour la dépassivation des armatures, ni pour le démarrage de la corrosion, qui peuvent donc se produire pour pH supérieur à 9. L'épaisseur observée, que nous notons $\Delta x_{c,pH}$, correspond à la zone pour laquelle le pH passe d'une valeur de 9 à la valeur de dépassivation effective de l'acier, compris entre 9 et 11. L'épaisseur peut être plus ou moins importante en fonction de la valeur du pH correspondant à la dépassivation, et de l'étalement du front de carbonatation. Elle est nettement plus importante dans le cas du béton CEM III. Par essais d'ATD/ATG, il avait été montré pour un mortier normalisé à base de CEM III, que davantage de portlandite était consommée en avant du front de carbonatation que pour des mortiers à base de CEM I ou de CEM II (Hyvert, 2009), ce qui irait dans le sens d'un étalement plus important du front dans le cas du béton CEM III. Un autre élément d'explication serait la structure poreuse particulière de ce béton, autorisant une migration plus importante des ions calcium vers les sites réactifs.

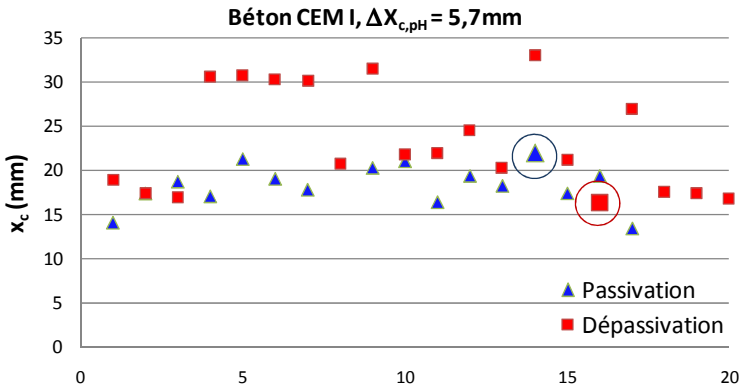


Figure II-49. Profondeur carbonatée et état de l'acier - béton CEM I

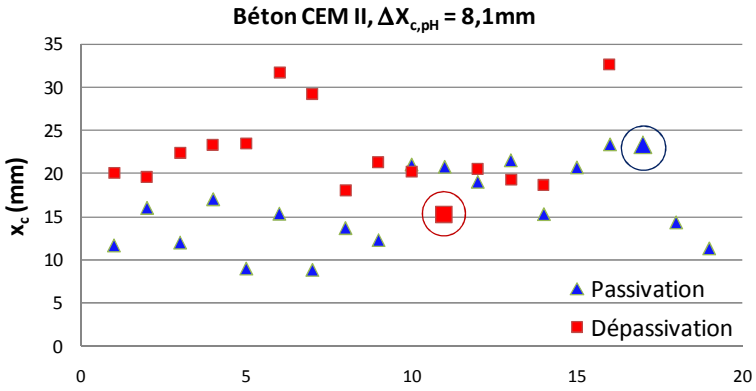


Figure II-48. Profondeur carbonatée et état de l'acier - béton CEM II

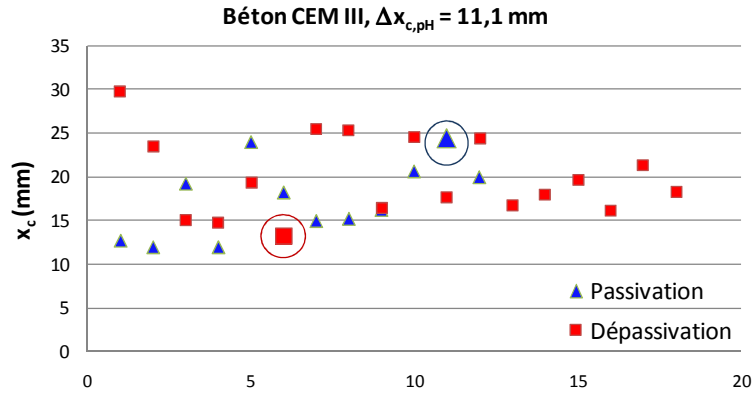


Figure II-49. Profondeur carbonatée et état de l'acier - béton CEM III

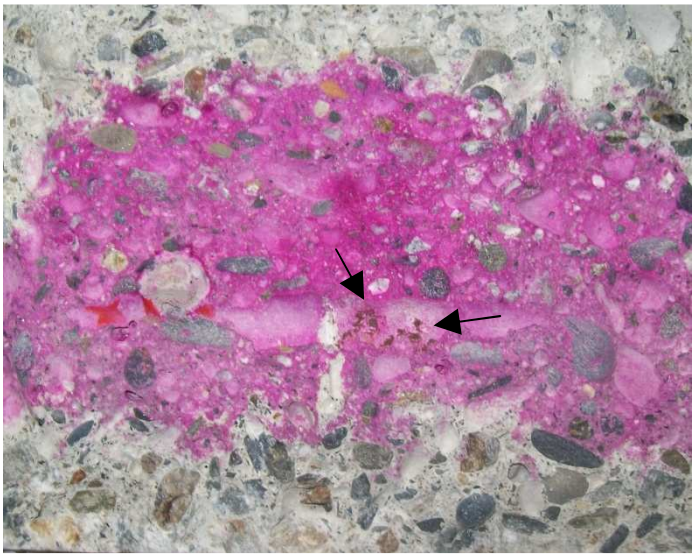


Figure II-502. Trace de rouille dans la zone où pH > 9

Dans la perspective d'un dimensionnement probabiliste (ou semi probabiliste) de l'enrobage c vis-à-vis de la durabilité, nous suggérons d'intégrer l'épaisseur $\Delta x_{c,pH}$ constatée, dans une expression de la forme :

$$\text{Prob}\left(\eta_{err} x_{c,\text{mod}} + \Delta x_{c,pH} \geq c\right) \leq P_{f,t} \qquad (2.\ 12)$$

où $x_{c,mod}$ découle du modèle prédictif de détermination de la profondeur carbonatée révélée par la phénolphtaléine, et $P_{f,t}$ est la probabilité cible pour le dimensionnement.

La carbonatation a un effet clairement établi, même s'il est incertain, sur la dépassivation des armatures et l'amorçage de la corrosion, que notre étude a souligné. En revanche, son effet sur l'activation de la corrosion n'a pas pu être mis en évidence dans le cadre de notre étude.

II.5.5.2 Rôles du type de béton et du type d'exposition

Comme l'ont montré des travaux antérieurs [Huet, 2005] la nature des produits de corrosion dépend de la composition chimique de la solution interstitielle, et donc de la nature des ciments. Dans le cas de notre étude, ces aspects n'ont pas été abordés. La nature des ciments n'a été considérée que dans le comportement des bétons vis-à-vis de la carbonatation, ainsi que des autres phénomènes dépendant de leur structure poreuse comme le transfert d'eau. L'étude de l'influence de la nature des ciments quant à la corrosion et à l'évolution des grandeurs électrochimiques a donc été limitée à leur effet sur l'évolution du taux de saturation.

Pour une condition donnée, on peut observer qu'un type de béton semble parfois plus propice à la corrosion qu'un autre (valeur de E_{corr} et de R_p plus faibles), mais le contraire peut se produire pour une autre condition (par exemple le béton CEM III pour la condition EXPO et pour la condition IMBI, Figure II-51 et Figure II-52).

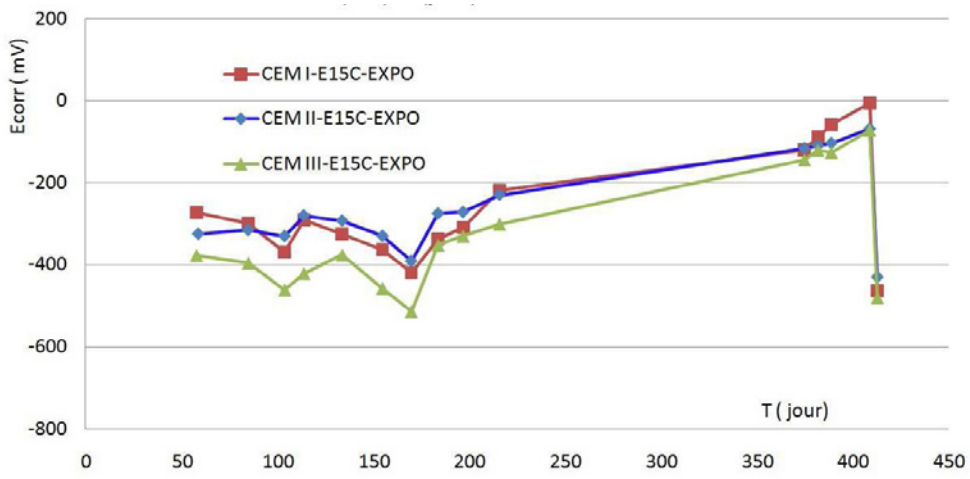


Figure II-51. Evolution du potentiel de corrosion – condition EXPO

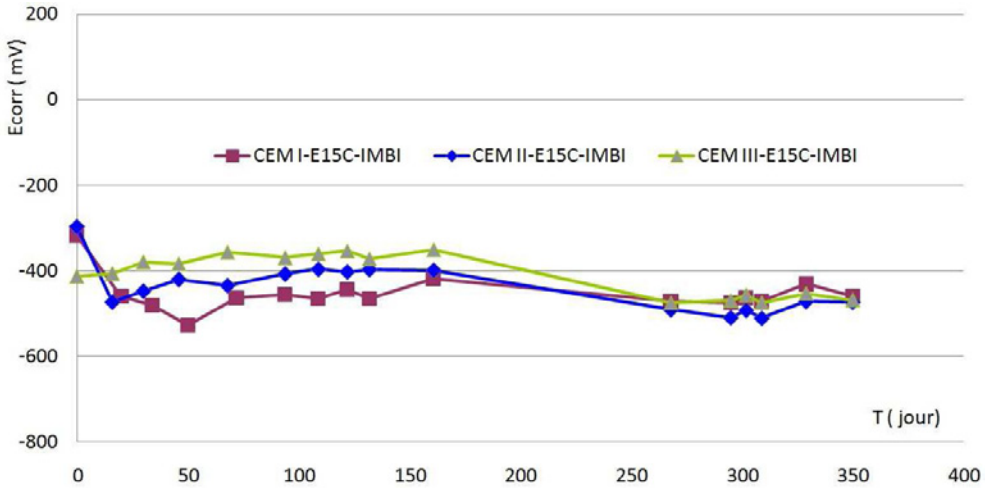


Figure II-52. Evolution du potentiel de corrosion – condition IMBI

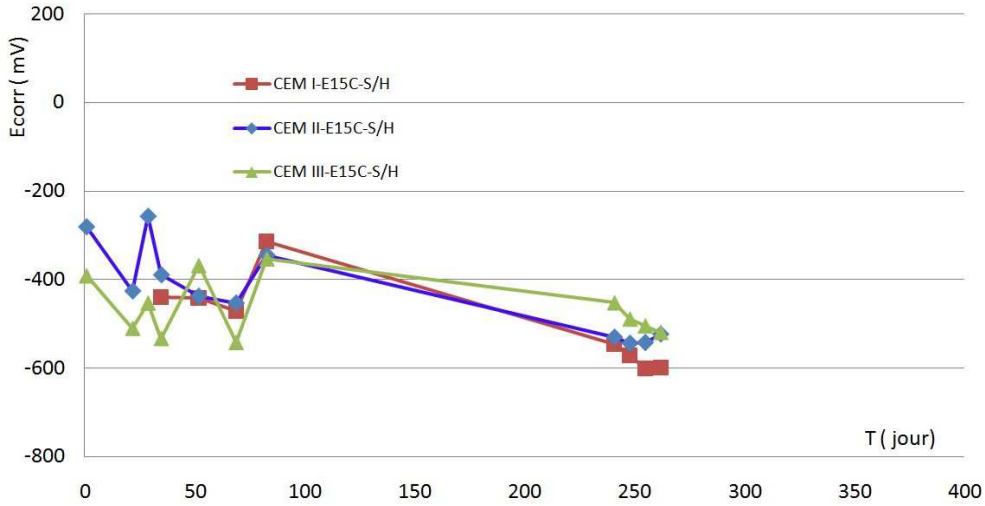


Figure II-53. Evolution du potentiel de corrosion – condition H/S

Si l'on s'appuie que la détermination du courant d'échange à partir des coefficients de Tafel, on peut cependant voir se dessiner une prédominance de certains bétons (Figure II-57 à II-58). Ainsi, dans le cas de la condition IMBI, le béton CEM II présente le courant d'échange le plus élevé (Figure II-36), corroboré par les résultats de perte de masse. Il est probable pour ce béton que la nature des hydrates soit assez favorable à l'amorçage de la corrosion, car la condition d'exposition est assez stable dans le temps et réduit donc l'influence de la structure poreuse des bétons qui parviennent à des taux de saturation relativement proches.

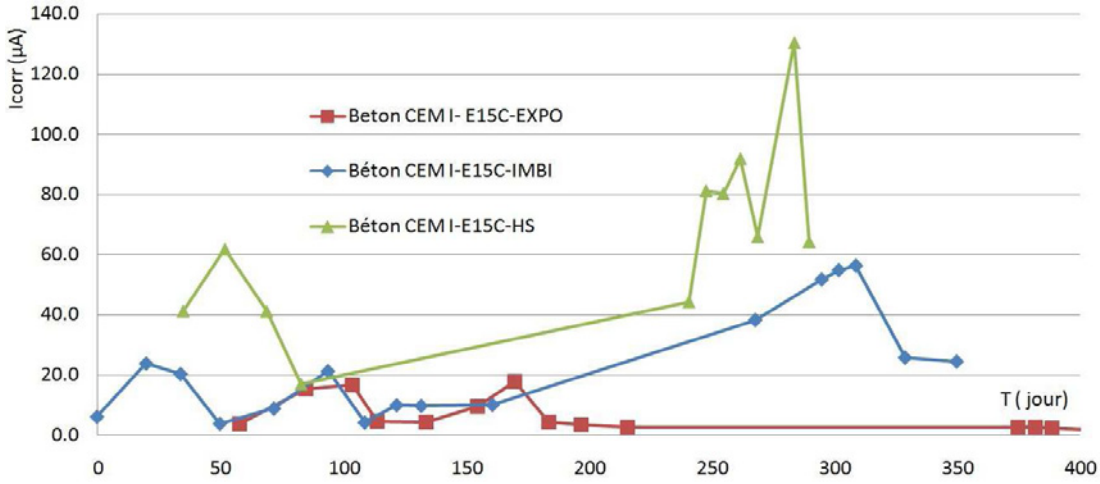


Figure II-54. Evolution du courant de corrosion - béton CEM I

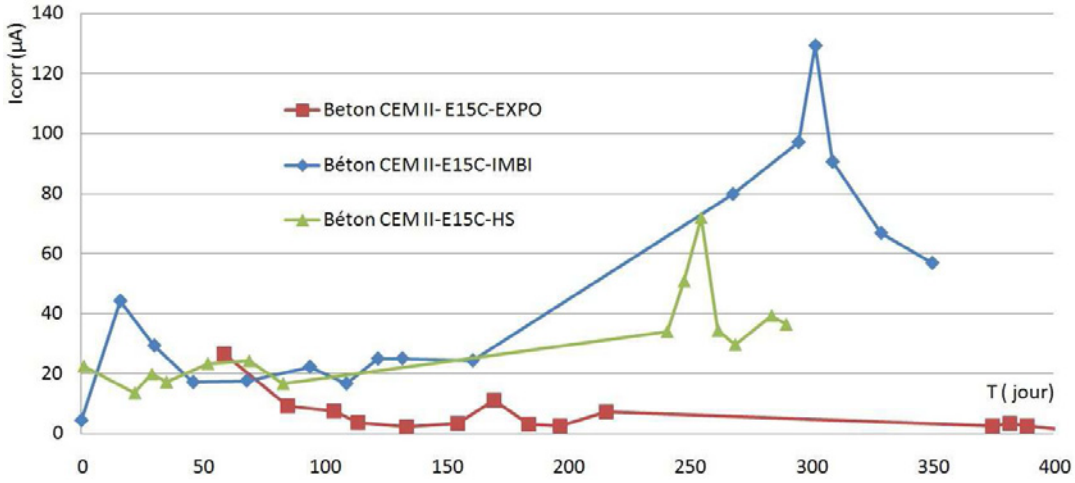


Figure II-55. Evolution du courant de corrosion - béton CEM II

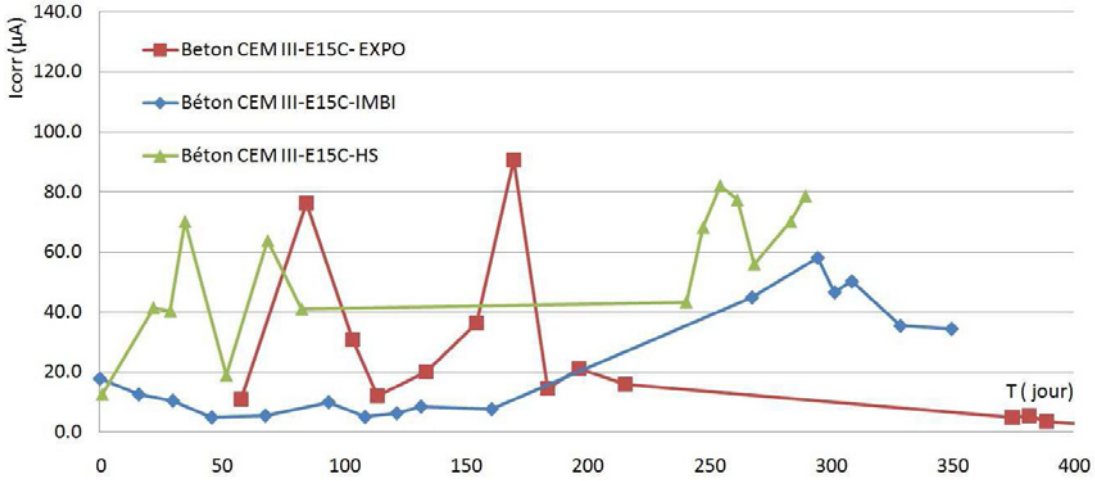


Figure II-56. Evolution du courant de corrosion - béton CEM III

L'incidence des conditions d'exposition est cependant plus tranchée que celle des bétons. Comme on pouvait s'y attendre, la condition H/S s'avère être généralement la plus sévère, aussi bien pour le courant de corrosion que pour la vitesse de corrosion. L'alternance d'humification, sans saturation complète de l'enrobage, puis de séchage, sans assèchement total de l'enrobage, permet de

maintenir au voisinage de l'acier une concentration importante d'oxygène dissous et une activité électrolytique satisfaisante, pour les valeurs courantes des propriétés des bétons. A l'opposé, les périodes relativement longues pour lesquelles le taux de saturation est faible (en été) ont conduit à une activation plus faible de la corrosion pour la condition EXPO. Pour cette dernière, l'aptitude des bétons à retenir l'eau va donc être favorable à la corrosion, ce qui est le cas du béton CEM III pour lequel la perte d'eau est plus lente que celle des deux autres bétons. On trouve ainsi que ce béton présente un courant d'échange et une vitesse de corrosion plus élevés que ceux des autres bétons.

II.6 Conclusion

La campagne expérimentale que nous avons conduite avait pour objectif principal de comprendre en quoi la carbonatation partielle de l'enrobage pour une structure en béton armé permet la dépassivation et l'amorçage de la corrosion. L'acquisition de données en vue de la modélisation et de l'approche probabiliste pour la définition de seuils des grandeurs électrochimiques, était également un objectif de la campagne expérimentale. Cette dernière comprenait les paramètres suivants :

- 3 bétons ordinaires à base de CEM I, CEM II et CEM III, à peu de chose près conformes à la norme EN206 pour la condition d'exposition XC1;
- 3 conditions d'enrobage : enrobage de 15 mm non carbonaté (E15NC), enrobage de 15 mm carbonaté avec une probabilité de plus de 95% (E15C), enrobage de 30 mm carbonaté avec une probabilité voisine de 50% (E30C);
- 3 conditions d'exposition : environnement naturel extérieur (EXPO), cycles d'humidification- séchage (H/S), imbibition dans un centimètre d'eau du parement opposé à l'enrobage (IMBI).

Nous avons procédé à la caractérisation des bétons (propriétés de transfert et résistance mécanique) et au suivi des éprouvettes soumises aux conditions envisagées après leur passage en enceinte de carbonatation, pour laquelle le temps de séjour a été estimé pour les probabilités visées par une approche bayesienne simplifiée.

Les bétons ont été confectionnés pour présenter des propriétés de transfert favorable à la corrosion. Leur porosité est relativement forte ainsi que leur perméabilité à l'oxygène. Toutes deux sont modifiées de façon contradictoire par la carbonatation (réduction de la porosité et légère augmentation de la perméabilité). Les résistivités électriques des bétons sont assez proches, mais la variation due à la carbonatation touche peu le béton CEM III par rapport aux deux autres.

La résistance de polarisation et plus encore le potentiel libre de corrosion sont des grandeurs sensibles aux conditions environnementales et en particulier au taux de saturation du béton, qui diminuent lorsque le taux de saturation augmente. Sans référence préalable, ces paramètres peuvent masquer l'état réel d'amorçage de la corrosion et conduire à un diagnostic erroné, mais paraissent satisfaisantes pour ce qui est de la détection de la dépassivation. Les références actuelles donnant des

probabilités de corrosion active en fonction de ces paramètres doivent donc être considérées avec précaution. Dans le cadre d'un suivi d'ouvrage réel, il paraît donc nécessaire de s'assurer de la faible modification du taux de saturation d'une échéance de mesure à l'autre.

La sensibilité de la résistance de polarisation au taux de saturation est vraisemblablement liée également au type de corrosion : corrosion par micro-pile, ou corrosion par macro-pile. Les deux systèmes ont été visuellement observés sur les éprouvettes.

Par observation visuelle, nous avons pu constater que l'amorçage de la corrosion se produit alors que la profondeur de carbonatation détectée par la phénolphtaléine n'atteint pas l'armature. L'écart entre la profondeur seuil, correspondant à l'amorçage de la corrosion, dépend des bétons, et de l'étalement plus ou moins important du "front" réel de carbonatation, lié à la nature des hydrates et à la structure poreuse de la pâte. Il s'agit de l'épaisseur de béton sur laquelle le pH passe d'une valeur de 9 à une valeur comprise entre 9 et 11, qui permet la dépassivation. Cette épaisseur a présenté dans le cas de notre étude une valeur maximale de 5,7 mm, 8,1 mm et 11,1 mm respectivement pour les bétons CEM I, CEM II et CEM III. Il conviendrait de formuler l'état limite de durabilité vis-à-vis de l'amorçage de la corrosion en y intégrant l'écart constaté.

La perte de masse d'acier par corrosion a été déterminée par différence gravimétrique. A l'échelle des éprouvettes d'acier et du temps de l'expérimentation, la quantité formée de produits de corrosion passive n'est pas négligeable par rapport à celle relative à la corrosion active. La variation de vitesse de corrosion en fonction des conditions d'exposition est logique. L'alternance rapide de périodes humide puis sèche (condition H/S) est la situation la plus propice à la corrosion, car elle permet de maintenir un taux de saturation suffisamment élevé sans diminuer la disponibilité en oxygène au voisinage de l'armature. La moins propice est l'exposition en conditions extérieures naturelle (EXPO). Il n'a pas été possible de corréler de façon satisfaisante la vitesse de corrosion expérimentale et le courant de corrosion "expérimental", calculé sur la base des coefficients de Tafel mesurés à différentes échéances, bien que les tendances entre les évolutions des deux paramètres ne se contredisent pas. Nous pouvons attribuer cette différence d'une part au caractère variable dans le temps de la surface polarisée de l'acier et des coefficients de Tafel, et d'autre part aux hypothèses simplificatrices de détermination du courant de corrosion. Cette constatation remet également en cause l'hypothèse d'invariabilité dans le temps de la constante de Stern-Geary, dont les valeurs conventionnelles utilisées depuis une trentaine d'années n'ont pas été vraiment discutées.

Nous n'avions pas envisagé une analyse chimique des produits de corrosion, et le lien avec la nature des hydrates pour les différents bétons n'a pas été mis en évidence. Cependant, lorsque la condition d'exposition est stable dans le temps (condition IMBI), on peut penser que la prédominance d'un béton dans la vitesse de corrosion est due à la nature des hydrates. Dans le cadre de notre expérimentation, c'est donc le béton CEM II qui paraît le plus propice à l'amorçage de la corrosion. Pour les conditions d'exposition variables dans le temps (EXPO et H/S), la structure poreuse des bétons a une plus grande importance. Ainsi, le béton CEM III qui associe, par rapport aux autres

bétons, une perméabilité intrinsèque à l'oxygène plus élevée, une vitesse de prise d'eau plus rapide en état carbonaté, une vitesse de départ d'eau plus lente et un étalement plus important du "front" de carbonatation, est plus propice à la corrosion.

La mesure des coefficients de Tafel a été réalisée sur toutes les éprouvettes. Les valeurs moyennes obtenues ne contredisent les valeurs proposées dans la littérature. Le nombre important d'éprouvettes a également permis de montrer que ces coefficients présentent d'une part une forte variabilité et d'autre part une corrélation assez réduite avec la résistance de polarisation et le potentiel libre de corrosion. En revanche ces coefficients présentent entre eux une corrélation positive et importante, en particulier pour le béton CEM III (de l'ordre de 80%).

III Modélisation simplifiée

III.1 Introduction

Une fois l'acier dépassivé, la corrosion de l'acier dans le béton dépend principalement de l'humidité et de la présence d'oxygène. Ce dernier se présente en phase gazeuse et en phase liquide sous forme dissoute. Les réactions d'oxydo-réduction ne se produisant qu'en phase liquide, c'est seulement l'oxygène dissous, et en contact avec l'armature, qui alimente le processus de corrosion. Parallèlement, le transport de l'oxygène se produit surtout en phase gazeuse. On constate ainsi que la modélisation du processus de corrosion doit s'appuyer tout d'abord sur une modélisation de l'état hydrique du béton et du transport de l'oxygène.

Dans un second temps, les équations de l'électrochimie présentées au Chapitre 1 vont permettre d'établir les conditions aux limites en oxygène dissous au contact de l'armature, avec l'hypothèse que le processus de corrosion est gouverné par l'activation cathodique.

Dans ce chapitre, nous allons présenter les différents développements nécessaires à la modélisation du processus de corrosion, sous couvert d'hypothèses simplificatrices, en particulier pour l'activation de la corrosion. Les données expérimentales acquises pourront d'une part alimenter la modélisation, et d'autre part en vérifier la cohérence.

La condition d'exposition considérée pour la simulation numérique est la condition IMBI pour laquelle les conditions aux limites en température et en humidité relative sont relativement bien connues. Pour des questions de délai, nous n'avons pu simuler que la condition d'enrobage E15C pour le béton CEM I. Cela réduit bien sûr la portée des résultats et de la discussion. La constitution du modèle a cependant été réalisée pour l'ensemble des bétons, et les paramètres du modèle sont facilement modifiables pour les autres conditions d'enrobage.

III.2 Transport d’eau

Dans le cadre de notre modélisation, nous nous sommes limité aux phénomènes suivants se produisant dans les éprouvettes en condition d'exposition IMBI :

- transport d'eau sous forme liquide par perméation et sous forme vapeur par diffusion,
- transport d'oxygène en phase gazeuse et en phase liquide par diffusion, avec consommation liée à la corrosion,
- transport de dioxyde de carbone en phase gazeuse par diffusion, avec consommation liée à la carbonatation.

Pour ce dernier phénomène, nous avons eu recours au modèle analytique déjà employé au cours du Chapitre 2. On peut penser en effet que l'utilisation d'une modélisation plus fine n'aurait pas apporté de gain significatif quant à la précision sur la vitesse de carbonatation, étant donné que le coefficient de diffusion du dioxyde de carbone utilisé dans le modèle analytique a été calé sur de nombreuses mesures de profondeurs de carbonatation.

III.2.1 Equations constitutives

L'équation de conservation de la masse d'eau s'écrit :

$$\frac{\partial m_j}{\partial t} + div\overrightarrow{J_j} = Q_j \qquad (3.\ 1)$$

où m_j est la masse du constituant j (j= l, v) par unité de volume (kg/m^3), J_j est le flux massique (kg/s.m^2) et Q_j est un terme de source (kg/s.m^3). Pour chacun des constituants on a :

$$\begin{aligned} m_l &= \rho_l \phi S_r \\ m_v &= \rho_v \phi (1 - S_r) \end{aligned} \qquad (3.\ 2)$$

Avec :

- ρ_l : masse volumique de l'eau (kg/m^3),
- ϕ : Porosité du matériau
- S_r : Taux de saturation

En supposant que la vapeur d'eau est un gaz parfait, nous avons :

$$m_v = \frac{p_v M_v}{RT}\phi(1 - S_r) \qquad (3.\ 3)$$

où M_v est la masse molaire de la vapeur (kg/mol) et p_v est la pression partielle de vapeur (Pa).

Le transport de l'eau liquide par perméation est gouverné par la loi de Darcy en condition non saturée, qui conduit à l'expression du flux :

$$\vec{J}_l = -\rho_l \frac{K_l}{\eta_l} k_{rl}(S_r)\overrightarrow{grad}\, p_l \qquad (3.\ 4)$$

où K_l est la perméabilité intrinsèque (m^2), k_{rl} est la perméabilité relative caractéristique du milieu poreux traversé et fonction du taux de saturation, et η_l est la viscosité dynamique (Pa.s).

En toute rigueur, il conviendrait de considérer un terme de source Q_l lié au relargage de l'eau liquide de constitution des hydrates au cours de leur carbonatation, et à son évaporation. Nous pouvons cependant penser d'une part qu'il existe, dans le cas de la carbonatation naturelle et compte tenu des conditions extérieures (HR de l'ordre de 70% et T voisin de 20°C), une forme de compensation des deux termes, qui agissent en sens opposé, et d'autre part que la modification induite reste négligeable devant l'apport d'eau liquide du fait de l'imbibition. De même, les réactions chimiques se produisant lors de la corrosion modifient localement la masse d'eau liquide par le jeu des précipitations / dissolution des produits de corrosion. Il n'était pas dans nos objectifs de thèse d'investir les aspects chimiques de la corrosion, dont nous avons ainsi ignoré les effets sur la conservation de la masse d'eau. Notons au passage que leur prise en compte n'aurait pas ajouté un terme de source, mais une condition aux limites supplémentaire sur la surface de béton au contact de l'armature.

La phase liquide subit au sein du béton une évaporation qui constitue une source de phase vapeur et tend à augmenter la pression gazeuse. Le transport par perméation de la vapeur devrait donc

être également considéré. Cependant, deux approches simplifiées ont été proposées dans la littérature. La première approche repose sur une atténuation de la diffusion de la vapeur par l'uniformisation de sa concentration du fait d'un brassage entre l'air sec entrant dans la structure poreuse et la vapeur qui en sort. Dans ce cas, le seul transport de l'eau liquide par perméation est pris en compte et le transport de la phase vapeur est négligeable devant celui de l'eau liquide [Mainguy, 1999]. Cette approche n'est cependant applicable qu'aux bétons à très faible porosité [Sellier et al., 2010]. La seconde approche intègre dans le transport d'humidité à la fois le transport par perméation de l'eau liquide et le transport par diffusion de la vapeur, exprimée dans une seule équation de diffusion [Coussy, 1995]. Elle repose sur deux hypothèses. En premier lieu le transport de vapeur d'eau est gouverné par un processus de diffusion pure (le débit de gaz reste négligeable devant le flux diffusif de la phase de vapeur). Ensuite, la pression des gaz (l'air sec et la vapeur d'eau) est égale à la pression atmosphérique à l'échelle du temps de transport. Le domaine de validité de ces hypothèses couvre les bétons de notre étude, compte tenu de leur porosité et du domaine d'humidité relative considéré, d'après [Thiéry et al., 2007].

Le flux diffusif de vapeur s'exprime par :

$$\vec{J}_v = -\frac{M_v\, p_g}{RT}\overrightarrow{grad}\, c_v \tag{3. 5}$$

où c_v est la concentration relative de vapeur, et p_g est la pression de gaz (Pa). Cette dernière est liée à la pression capillaire et à la pression de la phase liquide pat l'intermédiaire de la loi de Kelvin :

$$p_c = p_g - p_l = -\frac{\rho_l\, RT}{M_v} ln\left(h\left(S_r\right)\right) \tag{3. 6}$$

où $h(S_r)$ est l'humidité relative en fonction du taux de saturation, définie par l'isotherme hydrique. Dans l'hypothèse communément admise où la pression gazeuse est faible devant les deux autres pressions, on admet que $p_c = -p_l$

Dans le cas des deux approches résumées précédemment, l'équation de transport d'humidité peut se ramener à :

$$\phi\frac{\partial S_r}{\partial t} + div\left(D_h \overrightarrow{grad}\, S_r\right) = 0 \tag{3. 7}$$

où D_h est la diffusivité hydrique du béton.

Dans le cas de la première approche simplifiée, D_h est limitée à :

$$D_h = D_{h,l} = \frac{K_l\, k_{rl}\left(S_r\right)}{\eta_l}\frac{dp_c}{dS_r} \tag{3. 8}$$

L'équation (3.7) devient :

$$\phi\frac{\partial S_r}{\partial t} + div\left[\frac{\rho_l\, RT}{M_v}\,\frac{1}{h\left(S_r\right)}\,\frac{d\,h\left(S_r\right)}{dS_r}\,\frac{K_l\, k_{rl}\left(S_r\right)}{\eta_l}\overrightarrow{grad}\, S_r\right] = 0 \tag{3. 9}$$

Dans le cas de la seconde approche, l'ajout de la diffusion gazeuse conduit à :

$$D_h = D_{h,l} + D_{h,v} = \left(\frac{K_l \, k_{rl}(S_r)}{\eta_l} + p_v D_v \left(\frac{M_v}{\rho_l \, RT} \right)^2 \right) \frac{dp_c}{dS_r} \tag{3. 10}$$

En remarquant que $P_v = h(S_r) P_{v,sat}$, l'équation (3. 7) devient :

$$\phi \frac{\partial S_r}{\partial t} + div \left[\left(\frac{\rho_l \, RT}{M_v} \frac{1}{h(S_r)} \frac{K_l \, k_{rl}(S_r)}{\eta_l} + \frac{M_v}{\rho_l \, RT} D_v \, P_{v,sat} \right) \frac{d\, h(S_r)}{dS_r} \overrightarrow{grad}\, S_r \right] = 0 \tag{3. 11}$$

où $P_{v,sat}$ (Pa) est la pression de vapeur saturante, dont l'expression est donnée par :

$$P_{v,sat} = 101325 exp\left(13{,}7 - \frac{5120}{T} \right) \tag{3. 12}$$

avec l'hypothèse que $p_g = p_{atm}$.

Le coefficient de diffusion de la vapeur est le produit du coefficient de diffusion $D_{v,0}$ dans l'air et de la fonction de tortuosité du béton $\tau_g(\phi, S_r)$, proposée par Milington [Milington,1959] et modifiée par Thiéry [Thiéry, 2005] :

$$D_v = D_{v,0} \, \tau_g(\phi, S_r) \tag{3. 13}$$

avec :

$$\tau_g(\phi, S_r) = \phi^{2,74} (1 - S_r)^{4,2} \quad \text{et} \quad D_{v,0} = 2{,}17 \times 10^{-5} \left(\frac{T}{273} \right)^{1{,}88} \tag{3. 14}$$

L'un ou l'autre des processus associés dans l'équation (3. 10) peut prédominer en fonction du taux de saturation du béton. Récemment, un modèle plus complet de transport d'humidité a été proposé par Ranaivomanana [Ranaivomanana, 2010]. Ce modèle s'appuie sur les mêmes hypothèses que celles de la seconde formulation (transport de l'eau liquide par perméation, prédominance du flux diffusif de vapeur devant le flux perméatif et pression gazeuse constante) et prend en compte le transport des différences phases : l'eau liquide, l'eau vapeur et l'air sec. La formulation est commodément concentrée dans une seule équation de diffusion:

$$\phi \frac{\partial S_r}{\partial t} + div \left[\frac{\left(\frac{\rho_l^2 \, RT}{M_v} \frac{1}{h(S_r)} \frac{K_l \, k_{rl}(S_r)}{\eta_l} + \frac{M_v}{RT} D_v \, P_{v,sat} \right) \frac{d\, h(S_r)}{dS_r}}{\rho_l + p_{v,sat} \frac{M_v}{RT} \left((1 - S_r) \frac{d\, h(S_r)}{dS_r} - h(S_r) \right)} \overrightarrow{grad}\, S_r \right] = 0 \tag{3. 15}$$

III.2.2 Données pour le calcul

III.2.2.1 Isothermes hydriques

Les isothermes de sorption et de désorption de la vapeur d'eau définissent les relations $h(S_r)$ correspondantes à l'équilibre. En l'absence de données expérimentales sur les isothermes (qui demandent des durées d'essai très longues) il est possible de recourir à certaines relations empiriques permettant d'approcher la forme des isothermes [Brunauer et al., 1969]. Les coefficients intervenant

dans ces relations dépendent des paramètres de composition du béton et ont été estimés la plupart du temps sur des bétons à base de CEM I sans considération de la carbonatation [Xi et al., 1994].

Dans une recherche récente, Ranaivomanana a développé un modèle physique de réseau poreux afin de simuler les isothermes de sorption et de désorption d'eau et de prédire n'importe quel cycle d'hystérésis [Ranaivomanana, 2010]. La modélisation est basée sur une distribution de taille des pores comportant trois modes associés respectivement aux pores des C-S-H, aux pores capillaires moyens et aux larges pores capillaires supposés constitués de microfissures. Une juxtaposition de polynômes de degré 2 est mise en jeu pour représenter la distribution de taille des pores, dont les coefficients sont fonction de la porosité associée respectivement à chacun des modes, elle-même dépendant notamment des quantités d'hydrates formées. A partir d'hypothèses réalistes concernant les conditions de connectivité des pores, leur forme géométrique idéalisée caractérisant leur capillarité, le modèle est capable de tenir compte de la modification de la structure poreuse consécutive à la carbonatation. Outre sa capacité à simuler les cycles de séchage-humidification, ce modèle permet également d'évaluer de manière tout à fait satisfaisante la surface spécifique ainsi que les perméabilités relatives au gaz et au liquide. Un avantage considérable du modèle est le faible nombre de données d'entrée : la porosité à l'eau, la perméabilité intrinsèque et les quantités d'hydrates formées suffisent. Un exemple d'isotherme est donné sur la Figure III-1. Sur la Figure III-2 est illustrée la variation de la perméabilité relative krl(Sr) avec le taux de saturation.

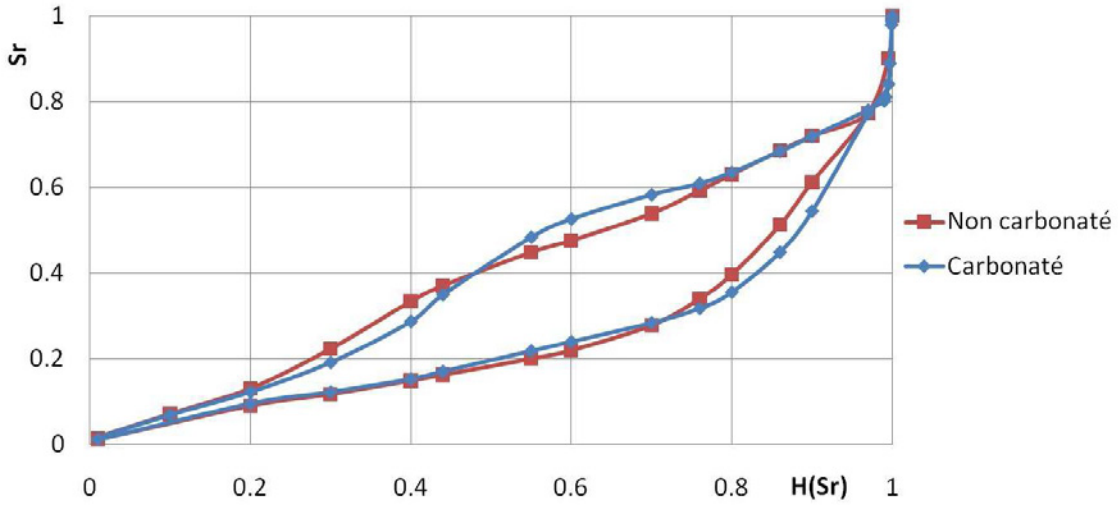


Figure III-1 : Isothermes du béton CEM I, avant et après la carbonatation

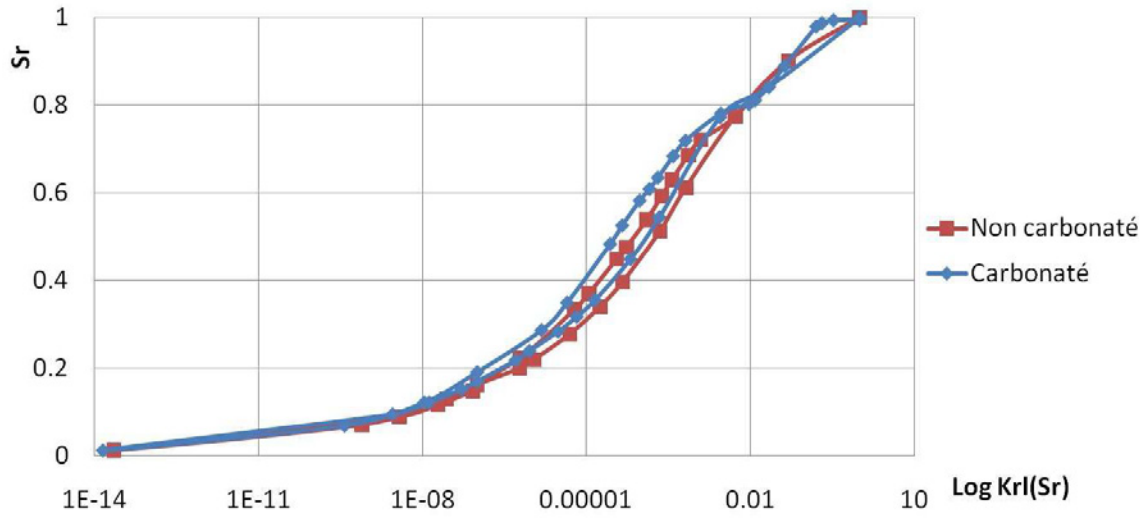


Figure III-2 : Variation de la perméabilité relative $k_{rl}(Sr)$ avec le taux de saturation du béton CEM I, avant et après la carbonatation

III.2.2.2 Perméabilité intrinsèque à l'eau

Dans les conditions d'application de la loi de Darcy, la perméabilité intrinsèque est indépendante de la nature du fluide (supposé incompressible). C'est effectivement ce qui est constaté sur les matériaux insensibles à la nature du fluide. Par contre, les mesures expérimentales de perméabilité sur des bétons présentent des résultats de perméabilité intrinsèque qui divergent fortement lorsque l'essai est effectué avec du gaz ou avec du liquide [Dalpont, 2004 ; Baroghel-Bouny, 2006]. La perméabilité intrinsèque au gaz est ainsi environ 100 fois plus élevée que la perméabilité intrinsèque à l'eau. En réalité, la microstructure poreuse du matériau béton peut être modifiée, notamment lors d'une mesure de perméabilité à l'eau, ce qui explique la différence entre les résultats [Dal Pont, 2004]. En ce sens, le terme de "perméabilité intrinsèque à l'eau" ne devrait pas être utilisé, mais nous nous plions à l'usage courant.

Pour déterminer la perméabilité intrinsèque à l'eau, nous avons utilisé la méthode indirecte proposée par Coussy et al. [Coussy et al., 2001] qui consiste à caler la perméabilité intrinsèque à l'eau à partir d'un essai de prise d'eau ou de séchage, et des résultats numériques du modèle de transport. Dans notre cas, nous nous sommes appuyés sur un essai de prise d'eau. La valeur initiale de la perméabilité intrinsèque à l'eau est prise égale au centième de la perméabilité intrinsèque à l'oxygène. Les conditions aux limites appliquées et la géométrie des éprouvettes numériques sont celles des essais présentés au Chapitre 2. La masse de l'eau dans l'éprouvette au temps t est calculée par:

$$M_l(t) = \phi \rho_l \int_V S_r dV \qquad (3.\ 16)$$

ou V est le volume de l'éprouvette testée.

Les valeurs de la perméabilité intrinsèque à l'eau des bétons sont consignées dans le Tableau III. 1.

Tableau III. 1 . Perméabilité intrinsèque à l'eau (m^2) des bétons

	Etat non carbonaté	Etat carbonaté
Béton CEM I	3.224×10^{-18}	0.628×10^{-18}
Béton CEM II	3.081×10^{-18}	1.997×10^{-18}
Béton CEM III	0.185×10^{-18}	2.254×10^{-18}

Ces valeurs sont en bon accord avec celles rencontrées dans la littérature [Dal Pont 2004, Baroguel-Bouny 2006]. L'effet de la carbonatation sur la perméabilité intrinsèque à l'eau n'est pas identique à celui qu'elle a sur la perméabilité intrinsèque à l'oxygène. Tandis que cette dernière augmente sous l'effet de la carbonatation pour les 3 bétons, la perméabilité intrinsèque à l'eau diminue pour les bétons CEM I et CEM II, et augmente pour le béton CEM III, avec des différences plus marquées de façon générale. Les calculs ont été réalisés ici avec la formulation limitée à la perméation de l'eau liquide. Une comparaison avec les autres formulations des équations constitutives est proposée ci-après. Les courbes de prise d'eau sont données sur la Figure III-3. Les courbes obtenues par simulation sont légèrement décalées au départ puis se rapprochent des courbes expérimentales de façon satisfaisante.

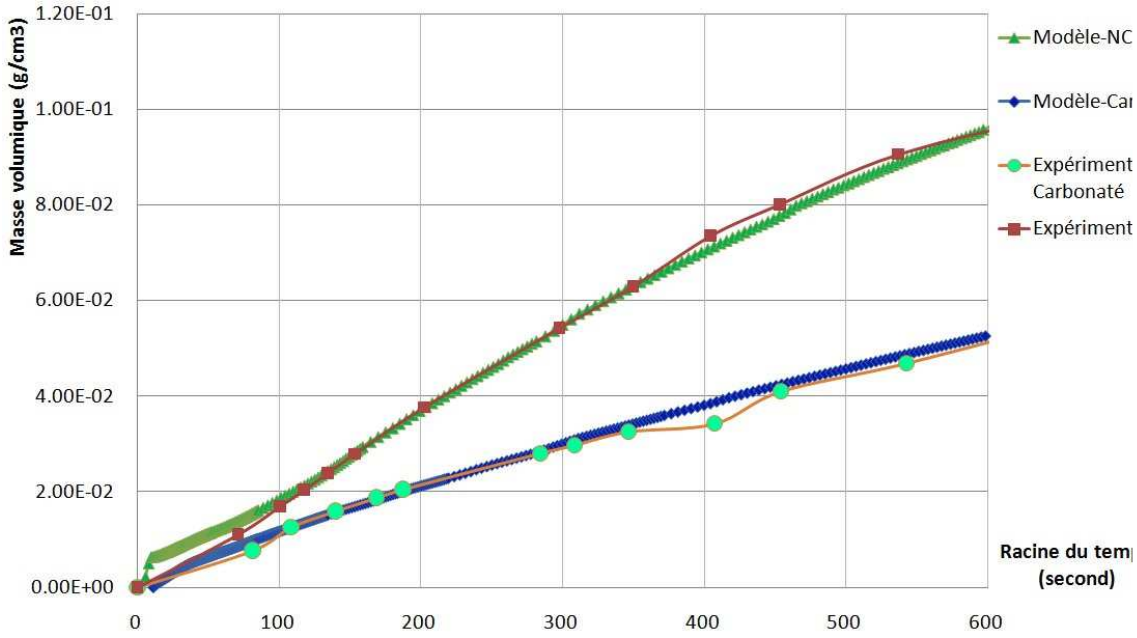


Figure III-3. Courbes de prise d'eau pour le béton CEM I

III.2.3 Conditions initiales et conditions aux limites

Dans le cadre de la simulation numérique de l'essai en condition d'exposition IMBI, nous avons considéré comme instant initial le moment où l'éprouvette est placée dans le bac, c'est-à-dire

après le séjour en enceinte de carbonatation. La profondeur de carbonatation atteinte est prise égale à la profondeur moyenne à la fin du temps de séjour, soit 25 mm pour la condition d'enrobage E15C.

Pour l'humidité relative de l'enceinte de carbonatation (HR=65%) le taux de saturation est 51% en zone non carbonatée et 55% en zone carbonatée. Ces taux de saturation sont ceux atteints à l'équilibre après désorption depuis l'état saturé. Une des faces de l'éprouvette est en contact avec l'eau, tandis que la face opposée est en contact avec l'ambiance, dont l'humidité relative moyenne est de 70%, impliquant un taux de saturation de 58% en zone carbonatée. Au départ de l'essai, il y a donc une re-saturation partielle de l'éprouvette qui devrait être prise en compte par une boucle d'hystérésis dans l'isotherme hydrique. Nous n'avons pas tenu compte de cette hystérésis, dont l'effet dans le temps est très limité par rapport à la durée de l'essai, pour la plus grande partie du volume de l'éprouvette. Quelques jours après le démarrage de l'essai, le taux de saturation de l'éprouvette, notamment au niveau de l'armature, se stabilise en effet à une valeur supérieure à 80%, dans une portion de l'isotherme où le phénomène d'hystérésis est quasiment inexistant. Le béton situé au voisinage de la surface subit quant à lui des variations de taux de saturation continuelles qui auraient nécessité en toute rigueur de calculer les branches d'hystérésis en sorption et en désorption, mais ces variations restent faibles.

Le taux de saturation du béton en contact avec l'ambiance est déterminé d'après l'isotherme hydrique avec les valeurs enregistrées de l'humidité relative (Figure III-4). La température est supposée constante et égale à 20°C.

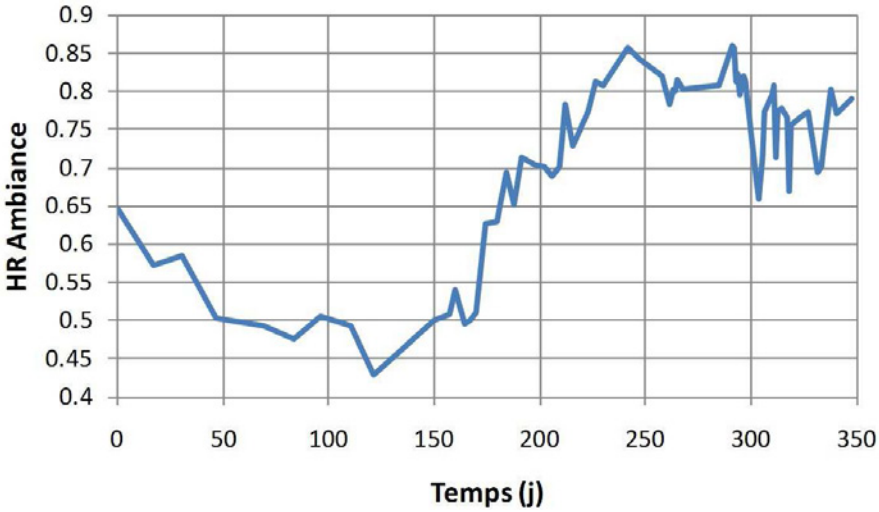


Figure III-4 . Evolution de l'humidité relative de l'ambiance

III.3 Transport de l'oxygène et courant de corrosion

La réaction cathodique de réduction de l'oxygène se produit en phase liquide à la surface de contact entre l'acier sain et le béton. L'activation de la corrosion est donc conditionnée par la concentration en oxygène dissous. Le transport d'oxygène dans le béton résulte de la diffusion en phase liquide et en phase gazeuse, ainsi que de l'advection par le mouvement de la phase liquide.

III.3.1 Equations constitutives

Dans la phase d'amorçage de la corrosion, on peut considérer que le film d'oxydes formés à la surface de l'acier est suffisamment fin pour ne pas constituer une barrière au transport de l'oxygène vers l'acier sain. On suppose donc que les propriétés de transport de l'oxygène ne sont pas affectées par le développement des produits de corrosion. La pression de gaz est également considérée comme négligeable, de même que son gradient. L'équation de conservation de la masse d'oxygène s'écrit :

$$\frac{\partial m_{o,j}}{\partial t} + div\vec{J}_{o,j} = 0 \qquad (3.\ 17)$$

où j représente la phase considérée ($j=l$ ou g). La masse d'oxygène s'exprime pour les différentes phases par :

$$\begin{aligned} m_{o,l} &= c_{o,l}\,\phi\,S_r \\ m_{o,g} &= c_{o,g}\,\phi\left(1-S_r\right) \end{aligned} \qquad (3.\ 18)$$

où $c_{O2,j}$ sont les concentrations massiques d'oxygène par volume de chaque phase (kg/m^3). Les flux sont donnés par :

$$\vec{J}_{o,g} = -D_{o,g}\,\overrightarrow{grad}\,c_{o,g} \qquad (3.\ 19)$$

et :

$$\vec{J}_{o,l} = \vec{J}_{o,l,d} + \vec{J}_{o,l,a} \qquad (3.\ 20)$$

où l'on distingue le flux diffusif $\vec{J}_{o,l,d}$ et le flux advectif $\vec{J}_{o,l,a}$, dont les expressions respectives sont :

$$\vec{J}_{o,l,d} = -D_{o,l}\,\overrightarrow{grad}\,c_{o,l} \qquad (3.\ 21)$$

$$\vec{J}_{o,l,a} = c_{o,l}\,\vec{v}_l \qquad (3.\ 22)$$

où $\vec{v}_l$ est la vitesse de l'eau, exprimée en fonction de la pression capillaire

$$\vec{v}_l = -\frac{K_l\,k_{rl}\left(S_r\right)}{\eta_l}\overrightarrow{grad}\,p_c \qquad (3.\ 23)$$

La concentration molaire d'oxygène en phase liquide est en équilibre thermodynamique avec la pression d'oxygène gazeux selon la loi de Henry :

$$c_{o,l} = \frac{n_t}{H} M_o\,p_o \qquad (3.\ 24)$$

où M_o est la masse molaire de l'oxygène, p_o sa pression, H est la constante de Henri (H=4047 MPa à 20°C) et n_t est le nombre de moles par volume unitaire d'eau (n_t=55600). En considérant l'oxygène comme un gaz parfait, on peut écrire :

$$c_{o,g} = \frac{H}{n_t\,RT} c_{o,l} \qquad (3.\ 25)$$

En combinant les équations, on obtient l'expression de la conservation de la masse d'oxygène en phase liquide :

$$\left(\phi S_r + \phi(1-S_r)\frac{H}{n_t RT}\right)\frac{\partial c_{o,l}}{\partial t} + div\left[\left(D_{o,l} + \frac{H}{n_t RT}D_{o,g}\right)\overrightarrow{grad}\, c_{o,l} + c_{o,l}\frac{K_l\, k_{rl}(S_r)}{\eta_l}\overrightarrow{grad}\, p_c\right] = 0 \qquad (3.\ 26)$$

Le coefficient de diffusion de l'oxygène en phase gazeuse revêt la même expression que celle du coefficient de diffusion de la vapeur (équation (3.13)) dans laquelle $D_{v,0}$ est remplacée par $D_{o,g,0}$. La formulation est similaire dans le cas du coefficient de diffusion en phase liquide :

$$D_{o,l} = D_{o,l,0}\,\tau_l(\phi, S_r) \qquad (3.\ 27)$$

avec $\tau_l(\phi, S_r) = \dfrac{2{,}96\times10^{-4}\, exp(9{,}95\phi)}{1+625(1-S_r)^4}$ [Tognazzi , 1998]

La diffusion de l'oxygène peut constituer un facteur limitant le courant de corrosion lorsque le taux de saturation excède une valeur voisine de 90% [Dangla et al., 2009], [Huet et al., 2006]. Dans le cas de notre expérimentation, nous avons pu montrer que le taux de saturation restait inférieur à 85%, ce qui nous permet de nous affranchir de tout effet limitatif de la corrosion du fait de l'accès de l'oxygène.

Pour cette modélisation simplifiée, nous nous sommes placé dans l'hypothèse où la corrosion résulte d'un système de micro-piles. Les sites anodiques et cathodique sont confondus et uniformément distribués sur l'acier, supposé dépassivé, au contact de la solution interstitielle. La cinétique de corrosion est régie par le seul transfert de charges. Dans ces conditions, on peut écrire l'expression du courant d'échange cathodique se produisant localement sur un point "*i*" de l'armature

$$j_{c,i} = -j_{c,0}\, exp\left(-\eta_c \frac{ln10}{\beta_c}\right)\frac{c_{o,l,i}\,\phi_i\, S_{ri}}{c_{o,l,0}\,\phi_0\, S_{r0}} \qquad (3.\ 28)$$

où $c_{o,l,0}$, ϕ_0 et S_{r0} sont respectivement la concentration en oxygène dissous, la porosité et le taux de saturation du béton au contact de l'ambiance, et $j_{c,0}$ est le courant d'échange de la réaction de réduction de l'oxygène.

Lorsque le système de corrosion est à l'équilibre la surtension d'activation cathodique est déterminée par : $\eta_c = E_{corr} - E_{c,0}$

La vérification des hypothèses de Tafel permet d'exprimer les courants d'échanges des réactions d'oxydo-réduction en fonction des potentiels d'équilibre et du courant de corrosion :

$$j_{corr} = exp\left(\frac{ln10}{\beta_a+\beta_c}\left(E_{c,0} - E_{a,0}\right)\right) exp\left(\frac{\beta_a\, ln\, j_{a,0} + \beta_c\, ln\, j_{c,0}}{\beta_a+\beta_c}\right) \qquad (3.\ 29)$$

Le potentiel d'équilibre cathodique est déterminé compte tenu de la concentration en oxygène dissous :

$$E_{c,0} = E_{c,ref} + \frac{RT\, ln10}{z_c\, F}\left(log\frac{c_{o,l}}{1000 M_o} + 4(14 - pH)\right) \qquad (3.\ 30)$$

Le potentiel d'équilibre anodique peut être exprimé à partir du produit de solubilité du fer [Gulikers 2005] :

$$E_{a,0} = E_{a,ref} + \frac{RT\,ln10}{z_a\,F}\left(log\left(\left[Fe^{2+}\right]\left[OH^-\right]\right) + 2(14 - pH)\right) \tag{3. 31}$$

avec $[Fe^{2+}][OH^-]=4{,}87\times10^{-17}$. Les potentiels de référence $E_{a,ref}$ et $E_{c,ref}$ pour une électrode de référence au calomel saturé valent respectivement -668 mV et +160 mV.

Le transfert de charges se produisant au point "*i*", auquel est associée une surface d'échange polarisée $A_{p,i}$, est lié au flux d'oxygène dissous localement et s'exprime par

$$i_{c,i} = A_{p,i}\,\phi_i\,S_{ri}\,\frac{z_c\,F}{M_o}\,D_{o,l,i}\,\vec{n}_i\,\overrightarrow{grad}\,c_{o,l,i} \tag{3. 32}$$

où $\vec{n}_i$ est la normale sortante à la la surface d'échange.

La masse de produit de corrosion est déterminée par la relation (2. 10)

III.3.2 Données pour le calcul

La campagne expérimentale a fourni les données de calcul caractérisant le transfert de charges : coefficients de Tafel, potentiel libre de corrosion et courant de corrosion. Ces paramètres ont notamment pu être déduits des essais de mesure des coefficients de Tafel. Ils figurent dans le Tableau III. 2 pour la condition d'enrobage E15C et le béton CEM I.

Les valeurs moyennes ont été utilisées dans la simulation. En ce qui concerne les coefficients de diffusion de l'oxygène dans l'air et dans l'eau, nous avons eu recours aux valeurs couramment rencontrées dans la littérature, soit $D_{o,l}=2{,}5\times10^{-9}$ m^2/s et $D_{o,g}=1{,}53\times10^{-5}$ m^2/s.

Tableau III. 2 . Paramètres de corrosion pour la simulation (avec $c_{o,l,max}=9{,}33\times10^{-3}$ kg/m^3)

N°	β_a	β_c	R_p (Ω)	E_{corr} (mV)	i_{corr} (µA)	$E_{a,0}$ (mV)	$E_{c,0}$ (mV)	$i_{a,0}$ (µA)	$i_{c,0}$ (µA)
612	0.333	0.276	27502	-249.9	2.383	-917.3	353.2	0.024	0.011
625	0.282	0.199	11892	-495.5	4.261	-917.1	352.9	0.136	0.000
626	1.314	0.268	19976	-474.2	4.839	-917.3	353.2	2.226	0.003
609	0.324	0.348	10205	-286.4	7.140	-920.0	357.8	0.079	0.075
634	0.189	0.123	16734	-367.7	1.934	-920.2	358.2	0.002	0.000
608	0.354	0.395	8462	-297.7	9.581	-921.0	359.6	0.166	0.160
614	1.854	0.656	12096	-471.4	17.397	-919.7	357.3	9.970	0.812
602	1.297	0.624	13440	-543.4	13.614	-921.1	359.8	6.963	0.412
629	0.601	0.285	13054	-372.3	6.432	-921.1	359.8	0.786	0.012
623	0.625	0.307	12065	-363.2	7.411	-919.7	357.3	0.954	0.024
627	0.494	0.286	22038	-347.4	3.570	-919.8	357.6	0.248	0.009
605	1.064	0.392	12828	-455.2	9.698	-918.6	355.4	3.558	0.064
606	1.111	0.600	12743	-461.7	13.278	-920.6	358.9	5.129	0.480
617	1.436	0.716	14411	-540.0	14.398	-920.6	358.9	7.822	0.693
Moy.	0.805	0.391	14817	-409.0	8.281	-919.6	357.1	2.719	1.967

III.3.3 Conditions initiales et conditions aux limites

Lors de leur fabrication les éprouvettes ont été peu exposées à l'atmosphère. A la suite du séjour en enceinte de carbonatation, on peut considérer que la concentration d'oxygène est pratiquement nulle. La pression partielle d'oxygène est égale à 21% de la pression atmosphérique.

La consommation de l'oxygène dissous sur l'armature en contact avec la solution interstitielle constitue une condition aux limites en flux pour chaque point "*i*" de cette surface :

$$Q_i = -\frac{M_o}{z_c F}\frac{i_{c,i}}{A_{p,i}\,\phi_i\,S_{ri}} \tag{3. 33}$$

L'expression de la consommation d'oxygène ne fait pas intervenir de terme de cinétique, ce qui revient à considérer qu'il est immédiatement consommé lors du transfert de charge. Une partie de l'oxygène qui arrive sur le site est cependant captée par les réactions de formation des produits de corrosion secondaires succédant à l'hydroxyde ferreux, et n'est donc plus disponible pour alimenter le courant de corrosion cathodique. D'autre part, la surface d'acier réellement polarisée peut être plus faible que la surface totale de l'armature au contact de la solution interstitielle. Nous avons donc introduit un terme de cinétique "globale" λ dans l'expression (3. 34) conduisant à un ralentissement de la consommation :

$$Q_i = -\lambda\frac{M_o}{z_c F}\frac{i_{c,i}}{A_{p,i}\,\phi_i\,S_{ri}} \tag{3. 34}$$

A la suite du séjour en enceinte de carbonatation, l'acier est supposé dépassivé, mais, pour des raisons de stabilité numérique du modèle, la condition aux limites en flux n'est appliquée qu'après 8 jours d'exposition (période dite de "stabilisation").

III.4 Transport du dioxyde de carbone

L'enrobage des éprouvettes est supposé totalement carbonaté après le séjour en enceinte de carbonatation, ce qui permet de considérer que l'armature est dépassivée. Cependant, la progression de la carbonatation se poursuit au délà de l'enrobage, et induit une modification des propriétés de transfert telles que la porosité, la perméabilité intrinsèque à l'eau, les isothermes hydriques et les fonctions de tortuosité en phase liquide et en phase gazeuse. Pour décrire le transfert de dioxyde de carbone, nous avons eu recours au modèle analytique de carbonatation [Hyvert et al, 2010]. Ce modèle ainsi que ses paramètres ont été décrits au Chapitre 2. Le calage du coefficient de diffusion du gaz carbonique a été réalisé à partir des profondeurs de carbonatation issue de l'essai de carbonatation accélérée. Dans le cas de l'essai de corrosion en condition d'exposition IMBI, le taux de saturation de l'éprouvette est différent de celui qu'elle avait en enceinte de carbonatation. En conséquence, nous avons ajusté le coefficient de diffusion par la relation :

$$D_{CO_2}^2 = D_{CO_2}^1 \left(\frac{1-S_{r2}}{1-S_{r1}} \right)^{4,2} \quad (3.\ 35)$$

où S_{r1} et est taux de saturation du béton dans l'enceinte de carbonatation, et S_{r2} est le taux de saturation moyen dans la zone non carbonatée lors de l'essai de corrosion.

III.5 Mise en œuvre numérique

III.5.1 Résolution

Les équations (3. 7) et (3. 17) ont été résolues par la méthode des éléments finis à l'aide du logiciel CAST3M du CEA (http://www-cast3m.cea.fr). Nous avons utilisés des éléments de type TRI3. Lors d'essais de calcul préliminaires, nous avons constaté pour la dimension de maillage retenue, que ce type d'éléments conduit à un temps de calcul raisonnablement plus faible, et à une meilleure précision de résultat que ceux obtenus avec des éléments de type TRI6, en particulier au voisinage du front de saturation. La résolution s'appuie sur une formulation de Galerkine pour la discrétisation en espace et une méthode d'Euler explicite pour la discrétisation en temps.

III.5.2 Comparaison des formulations de la diffusivité hydrique

Il nous a paru important de les comparer les trois formulations de la diffusivité hydrique afin de retenir la plus appropriée à notre problème. La variation de D_h avec S_r est illustrée sur la Figure III-5, dans le cas de l'isotherme de sorption du béton CEM I non carbonaté. On distingue bien le domaine pour lequel la prise en compte de la diffusion de la vapeur augmente significativement la diffusivité, qui correspond à S_r < 50%. Pour S_r > 50%, aucune différence notable n'apparaît. La prise en compte de la diffusion de l'air sec avec la vapeur ne conduit pas à une modification sensible de la diffusivité, en tout cas pour les données utilisées dans le calcul.

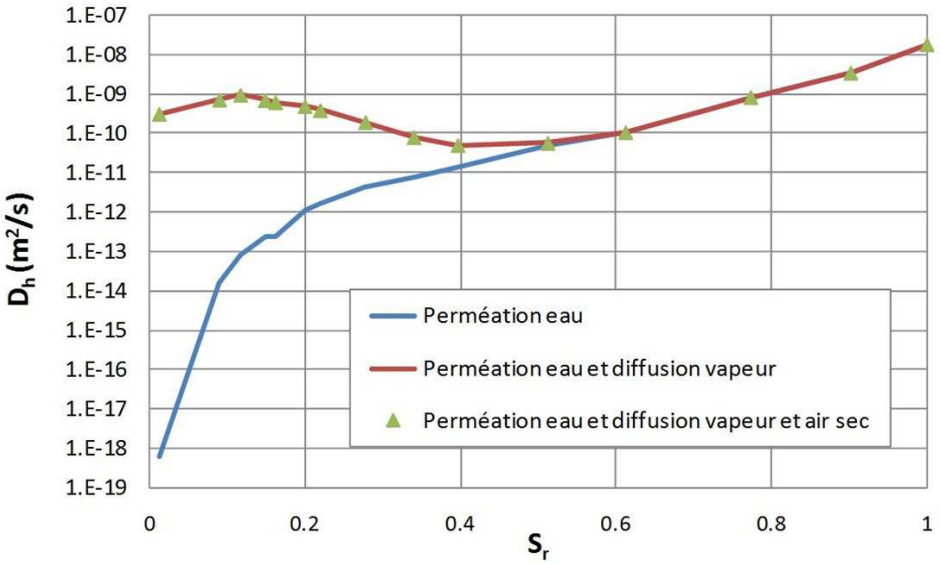


Figure III-5 . Evolution de la diffusivité hydrique

La simulation conduit à des résultats identiques avec les trois formulations, étant donné que le taux de saturation reste très majoritairement supérieur à 50% sur le volume. On constate également sur la Figure III-6 que le taux de saturation moyen sur l'épaisseur d'enrobage calculé avec les trois formulations corrobore bien les valeurs expérimentales.

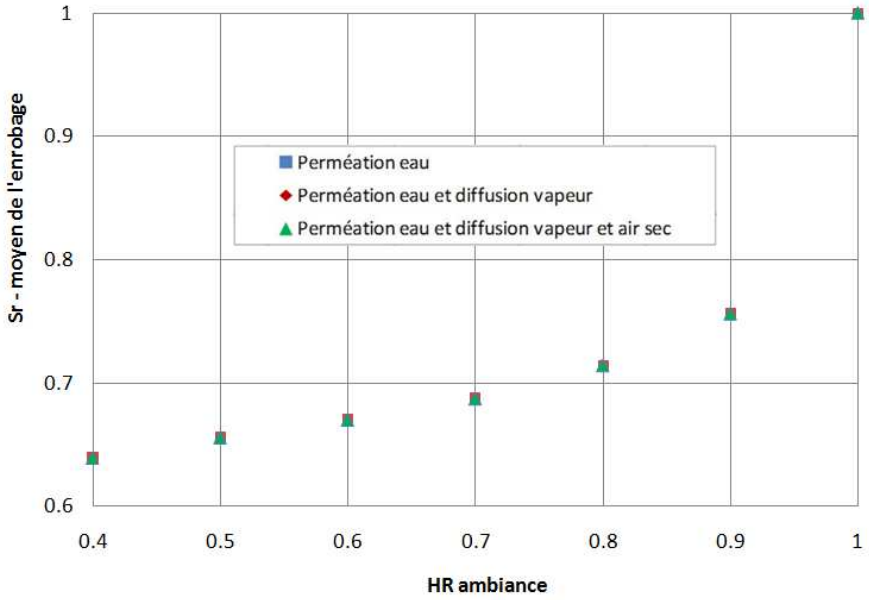


Figure III-6 . Taux de saturation moyen sur l'épaisseur d'enrobage (régime permanent)

III.5.3 Taux de saturation et concentration d'oxygène après la période de stabilisation

Les Figures III-7 et III-8 montrent respectivement le taux de saturation et la concentration en oxygène dissous deux jours après la période de stabilisation. On constate que les conditions rencontrées sont favorables à un démarrage effectif de la corrosion.

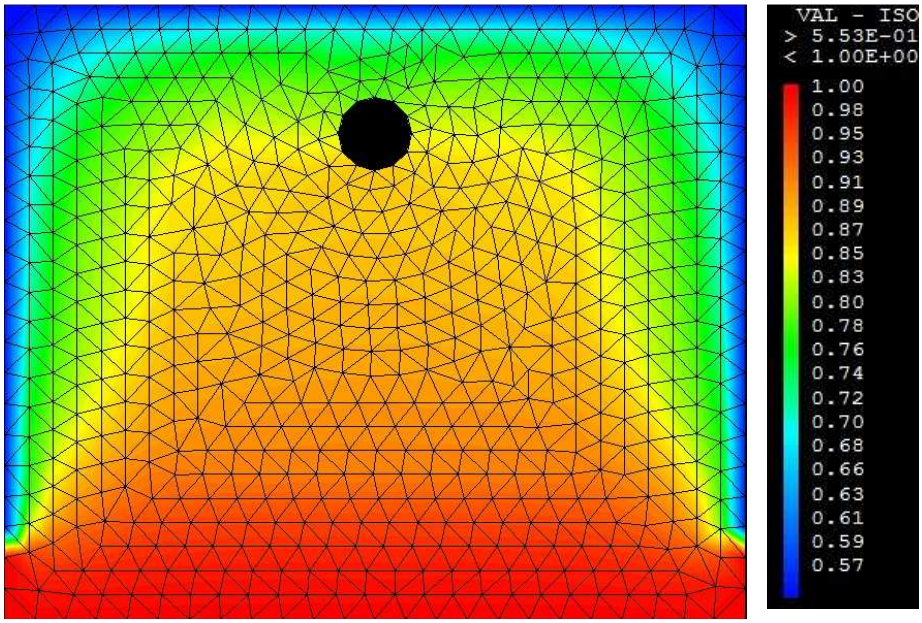


Figure III-7 . Taux de saturation dans l'éprouvette après 10 jours d'exposition

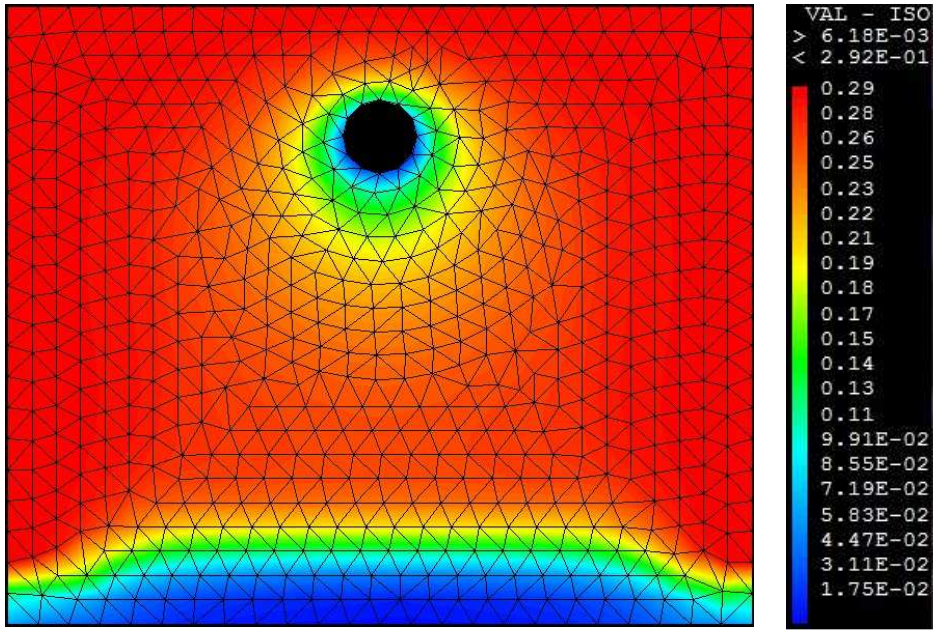


Figure III-8 . Concentration en oxygène dissous (mol/m^3) après 10 jours d'exposition

III.5.4 Variation du taux de saturation sur la surface de l'acier

Les conditions aux limites en humidité relative ont un effet relativement limité sur le taux de saturation à proximité immédiate de l'armature, comme le montre la Figure III-9. On obtient donc bien des conditions théoriques quasi-constantes pour le développement de la corrosion.

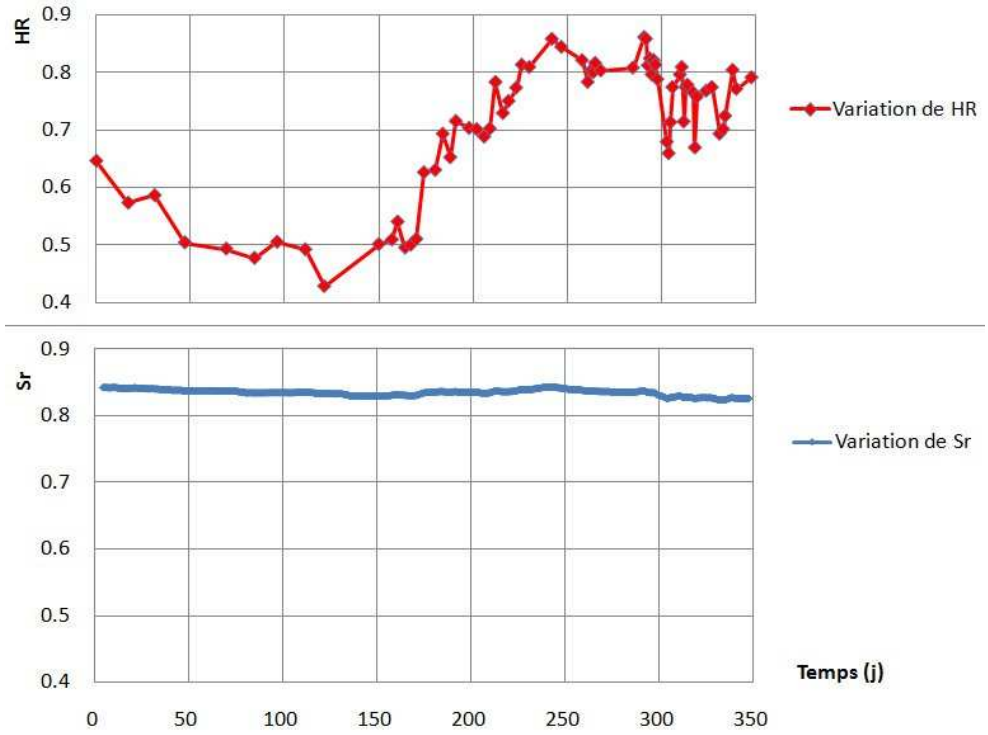


Figure III-9 . Evolution comparée du taux de saturation moyen à la surface de l'armature et de l'humidité relative de l'ambiance

III.6 Analyse des résultats

III.6.1 Coefficient de cinétique λ

Comme indiqué précédemment, la consommation d'oxygène dissous ne résulte pas uniquement du transfert de charges associé au courant d'échange cathodique. Dans ces conditions, la perte de masse de l'acier est réduite par rapport à celle qui pourrait se produire si la totalité de l'oxygène dissous participait à cette perte. La réduction apparente de la cinétique pourrait être appréhendée finement par une analyse chimique des produits de corrosion, ce qui n'avait pas été envisagé pour notre étude. Nous avons donc eu recours à une réduction globale de cinétique, par un coefficient dont la valeur a été calée à partir des pertes de masse expérimentales à λ=0,011. Cette valeur est significativement faible, ce qui peut également traduire le fait que le système de corrosion s'éloigne du système par micro-pile envisagé. Des charges ioniques (ion hydroxyle) sont alors susceptibles de se déplacer dans le béton du site cathodique vers le site anodique, avec pour effet de ralentir la cinétique de corrosion. Ce ralentissement provient notamment de la résistivité électrique du béton, qui augmente d'autant plus que les lignes de courant s'éloignent de l'armature pour passer dans l'enrobage, puisque dans ce cas le taux de saturation passe de 100% (condition de fonctionnement local du système par micro-pile) à 65% (taux de saturation moyen de l'enrobage). Parallèlement, il est probable que la surface d'échange cathodique soit réduite.

III.6.2 Courant de corrosion et perte de masse

Une fois calé le coefficient de cinétique, nous avons simulé l'essai sur sa durée d'environ 350 jours. La Figure III-10 montre l'évolution du courant d'échange cathodique dans le temps. Tout comme le taux de saturation, celui-ci subit des variations assez faibles.

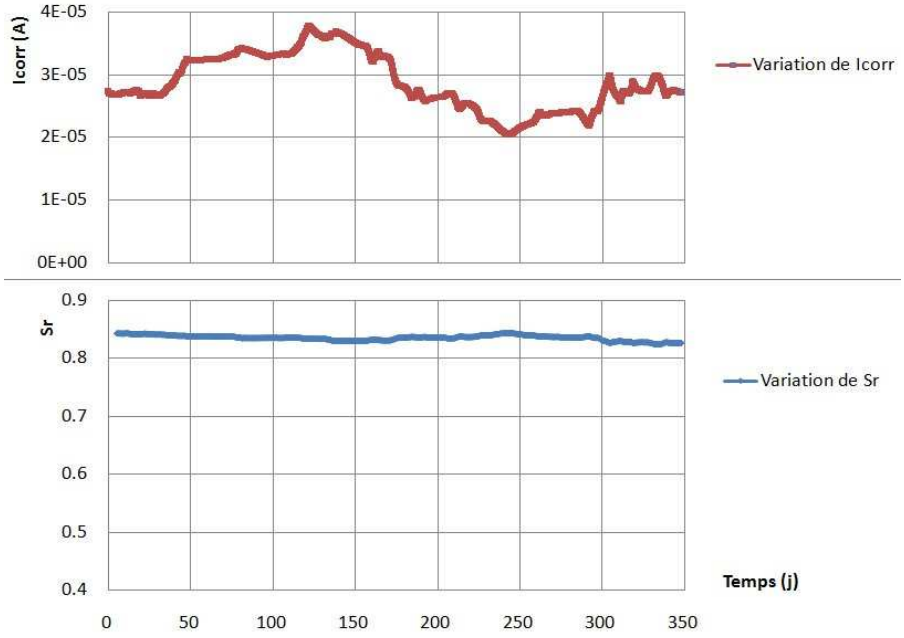


Figure III-10 . Evolution comparée du taux de saturation et du courant de corrosion

La variation calculée du courant d'échange dans le temps est plus resserrée que la variation expérimentale du courant de corrosion (Figure II-57) mais les valeurs moyennes sont proches : 28 µA dans le cas de la modélisation et 23 µA dans le cas de l'expérimentation.

La Figure III-11 illustre l'évolution de la perte de masse. Il apparaît clairement que la simulation corrobore la tendance moyenne observée expérimentalement.

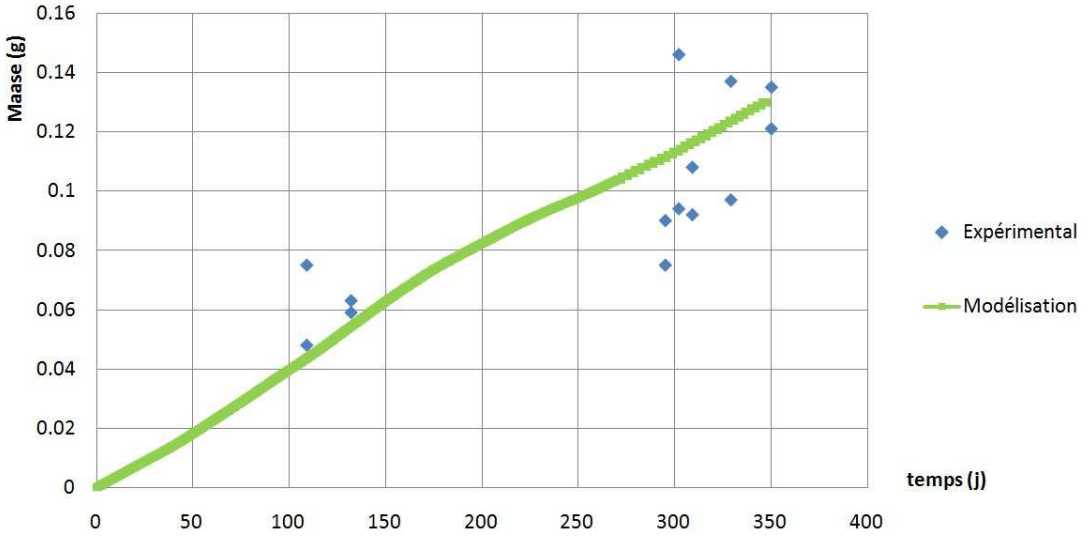


Figure III-11 . Evolution de la masse de produit de corrosion dans le temps

III.6.3 Conclusion

En l'absence d'une analyse précise de la chimie du processus de corrosion, nous avons développé un modèle de corrosion basé sur l'hypothèse d'un transfert de charges d'activation prédominant. Le transfert de charges par diffusion n'est pas considéré. De même, nous avons supposé que le système de corrosion développé était un système de corrosion uniforme par micro-pile, indépendant donc de la résistivité électrique du milieu. Dans ces conditions, les équations d'électrochimie intervenant sont celles présentées au Chapitre 1, avec notamment l'estimation du courant d'échange cathodique, à partir de la concentration en oxygène dissous. Ce dernier intervient alors à son tour dans l'expression de la condition aux limites en flux pour l'oxygène dissous. Le transfert d'oxygène dissous, ainsi que celui de l'eau liquide et du gaz carbonique ont été intégrés au modèle.

La perméabilité intrinsèque à l'eau a été déterminée sur la base des mesures expérimentales de prise d'eau. Nous avons pu montrer, dans le cas de la condition d'exposition IMBI, que la prise en compte du transfert de vapeur et d'air sec par diffusion avait un effet négligeable sur le transfert d'eau, qui se réduit à la perméation de l'eau liquide lorsque le taux de saturation est supérieur à 50%.

Il s'est avéré nécessaire d'introduire, sur la condition aux limites en flux pour l'oxygène dissous, un coefficient "global" de cinétique, permettant de réduire la vitesse de consommation de l'oxygène par rapport à celle déduite des hypothèses sur le système de corrosion. Cet ajustement du modèle révèle l'éloignement des hypothèses par rapport aux conditions réelles. Lors de la campagne

expérimentale, nous avions pu effectivement observer que la corrosion par micro-pile et la corrosion par macro-pile étaient présentes. Cette dernière implique l'intervention de la résistivité électrique du béton, dont l'effet est réducteur sur la cinétique de corrosion. D'autre part, la surface polarisée de l'acier est probablement plus faible que la totalité de la surface en contact avec la solution interstitielle. Enfin, une partie de l'oxygène dissous participe à la transformation secondaire des produits de corrosion et n'est donc pas disponible pour activer le processus.

Malgré cet artifice, les résultats de la simulation en termes de perte de masse de produits de corrosion sont tout à fait cohérents par rapport aux mesures expérimentales. A notre connaissance, aucune étude antérieure sur la corrosion des armatures dans le béton armé n'avait permis d'établir une comparaison aussi précise entre modélisation et expérimentation.

IV Investigation probabiliste

IV.1 Introduction

La corrosion des armatures des structures en béton armé ou précontraint est un phénomène complexe. Bien que nous n'ayons pas focalisé notre étude sur sa modélisation détaillée, et en dépit des efforts soutenus qui ont été produits dans ce domaine par la communauté scientifique et technique, nous pouvons remarquer que la prise en compte de la corrosion, tant au stade de son amorçage qu'au stade de son développement, n'intervient pas directement dans le dimensionnement vis-à-vis de la durabilité des ouvrages. L'Eurocode 2 est limité à la prescription de l'enrobage, tandis que les recommandations telle que le Life Design Code de la FIB et le projet Duracrete proposent un format plus avancé, avec des modèles simples de dégradation (carbonatation et chlorures notamment), et la prise en compte des incertitudes sur les matériaux et la géométrie. Les niveaux de fiabilité proposés pour le dimensionnement s'appuient sur l'hypothèse du développement de la corrosion immédiatement après la dépassivation des armatures. Cette hypothèse manque de justification et surtout, elle n'est pas nécessairement conservative.

Nous avons en effet pu montrer, grâce à la campagne expérimentale que nous avons menée, d'une part que l'avancée de la carbonatation pouvait dépasser la valeur révélée par la phénolphtaléine, sur laquelle sont généralement calés les modèles simplifiés de carbonatation, et d'autre part que l'amorçage de la corrosion pouvait être visible alors que l'enrobage n'est pas entièrement carbonaté. L'utilisation des modèles de carbonatation plus élaborés, permettant d'estimer le niveau de pH, serait vraisemblablement plus efficace pour définir la durée de protection de l'enrobage vis-à-vis de la dépassivation des armatures, mais elle est encore limitée par le coût numérique des modèles.

Un autre problème qui se pose est la définition même de l'amorçage de la corrosion. Il n'existe pas vraiment de critère pour le définir. Nous avons pu observer en effet que les grandeurs électrochimiques, bien que corrélées à l'état réel de corrosion, n'en sont pas des indicateurs fiables.

Nous proposons dans le Chapitre 4 d'améliorer la formulation de la probabilité d'amorçage de la corrosion, en nous appuyant sur les constatations expérimentales. D'autre part, nous suggérons une utilisation plus rationnelle des indicateurs électrochimiques, comme la résistance de polarisation et le potentiel libre de corrosion, dans le cadre des incertitudes qui affectent ces grandeurs, en nous appuyant sur le calcul des probabilités de bonne alarme et de fausse alarme procurées par ces indicateurs. Ces probabilités font intervenir le critère d'amorçage de la corrosion que nous avons retenu.

IV.2 Démarche probabiliste pour le critère d'amorçage de la corrosion

La dépassivation des armatures est relativement bien identifiée par le potentiel libre de corrosion, dont la valeur diminue lorsque l'acier est dépassivé. Il ne s'agit cependant pas de l'amorçage

de la corrosion, qui peut être plus facilement caractérisé par l'apparition de produit de corrosion (dans le cas où les armatures ont été préalablement nettoyées). Il paraîtrait ainsi plus judicieux de quantifier les produits de corrosion et de définir l'amorçage de la corrosion à partir d'un seuil de quantification. Nous suggérons pour cela de retenir la masse de produits de corrosion comme critère d'amorçage.

IV.2.1 Evènements relatifs à l'amorçage de la corrosion

L'évènement initiateur de l'amorçage de la corrosion reste bien sûr la dépassivation de l'acier. Celle-ci survient lorsque le pH de la solution interstitielle chute d'une valeur voisine de 13 à une valeur comprise entre 9 et 11. Nous avons pu identifier, au cours de la campagne expérimentale, l'épaisseur de béton sur laquelle se produit la variation apparente de pH, que nous avons notée $\Delta x_{c,pH}$. Il s'agit d'une variable aléatoire. Etant définie pour un béton comme l'écart maximal constaté entre la plus forte profondeur carbonatée pour une armature passivée et la plus faible profondeur carbonatée pour une armature dépassivée, la distribution de $\Delta x_{c,pH}$ relève de la statistique des valeurs extrêmes.

Lorsque l'enrobage est carbonaté, avec une valeur de pH inférieure ou égale à 9, il est clair que la dépassivation est acquise.

Le démarrage de la corrosion est possible à partir du moment où l'acier est dépassivé mais l'amorçage peut être plus tardif, si l'on fixe pour ce dernier un seuil de masse de produits de corrosion. Ce seuil n'a alors rien d'absolu. Il peut dépendre des actions qui seront envisagées une fois l'amorçage déclaré (ou détecté), et en particulier de leur coût. En revanche, il semble nécessaire de le définir en fonction des incertitudes attachées aux techniques de mesures ainsi qu'aux paramètres électrochimiques, et de leur niveau de corrélation avec la masse de produits de corrosion. De cette façon en effet, il est ensuite possible, dans le cadre de l'inspection et de la maintenance des ouvrages, de proposer également des seuils de détection indirects de l'amorçage de la corrosion à partir des paramètres électrochimiques.

Le choix des évènements relatifs à l'amorçage de la corrosion doit également tenir compte de la possibilité de modéliser les phénomènes qui y sont associés : la carbonatation, avec ou sans estimation du pH de la solution interstitielle en fonction de la connaissance préalable de $\Delta x_{c,pH}$, et la formation de produits de corrosion, ou en tout cas l'estimation au cours du temps de leur quantité. En général, l'hypothèse fondamentale permettant le calcul de cette quantité est que l'acier est dépassivé.

Nous proposons dès lors de considérer trois évènements de défaillance relatifs à l'amorçage de la corrosion :

- Evènement de dépassivation : $F_{dépa} = \left(x_c(t) + \Delta x_{c,pH} \geq c\right)$
- Evènement de carbonatation : $F_{carb} = \left(x_c(t) \geq c\right)$
- Evènement de corrosion effective : $F_{corr} = \left(m_{corr}(t) \geq m_{corr,seuil}\right)$

où c est l'enrobage, $x_c(t)$, éventuellement $\Delta x_{c,pH}$, et $m_{corr}(t)$ résultent des modèles carbonatation et de corrosion.

IV.2.2 Formulation de la probabilité d'amorçage de la corrosion.

Le modèle de corrosion étant établi avec l'hypothèse que l'armature est dépassivée, il est nécessaire de proposer une formulation conditionnelle de la probabilité d'amorçage de la corrosion. Si de plus certains paramètres du modèle de corrosion sont calés, comme dans notre cas, sur des résultats d'essais où l'enrobage est carbonaté, alors l'évènement conditionnel à l'amorçage de la corrosion devient la carbonatation.

A partir des évènements précédemment définis, nous pouvons ainsi proposer :

$$Prob(F_{corr}) = Prob(F_{corr} | F_{carb}) Prob(F_{carb}) + Prob(F_{corr} | F_{\overline{carb}}) Prob(F_{\overline{carb}}) \quad (4.\ 1)$$

où $F_{\overline{carb}}$ est l'évènement complémentaire à F_{carb}.

En remarquant que

$$Prob(F_{corr} | F_{\overline{carb}}) = Prob(F_{corr} | F_{\overline{carb}}, F_{dépa}) Prob(F_{dépa}) + Prob(F_{corr} | F_{\overline{carb}}, F_{\overline{dépa}}) Prob(F_{\overline{dépa}}) \quad (4.\ 2)$$

avec $Prob(F_{corr} | F_{\overline{carb}}, F_{\overline{dépa}}) = 0$, car il n'y a pas de corrosion sans dépassivation, et $Prob(F_{corr} | F_{\overline{carb}}, F_{dépa}) = Prob(F_{corr} | F_{carb})$, car la carbonatation impose la dépassivation, on peut finalement écrire :

$$Prob(F_{corr}) = Prob(F_{corr} | F_{carb}) \left[Prob(F_{carb}) + Prob(F_{dépa}) Prob(F_{\overline{carb}}) \right] \quad (4.\ 3)$$

soit encore

$$Prob(F_{corr}) = Prob(F_{corr} | F_{carb}) \left[Prob(F_{carb}) + Prob(F_{dépa}) (1 - Prob(F_{carb})) \right] \quad (4.\ 4)$$

IV.2.3 Proposition pour l'estimation du seuil d'amorçage de la corrosion

Dans la définition de l'évènement de corrosion effective F_{corr} intervient le seuil d'amorçage de corrosion $m_{corr,seuil}$ qu'il paraît délicat de définir de façon absolue. Il convient en effet de pouvoir proposer pour ce seuil une valeur qui soit en rapport avec les paramètres électrochimiques, usuellement rencontrés dans les méthodologies d'inspection non destructives pour qualifier l'état de corrosion des structures, comme le potentiel libre et la résistance de polarisation. Si l'on suppose par exemple que la résistance de polarisation est utilisée comme indicateur de l'état de corrosion (le formalisme reste identique si l'on utilise le potentiel libre de corrosion), alors on peut définir les évènements suivants :

- Détection de la corrosion : $I_{R,corr} = (R_p \leq R_{p,seuil})$
- Non détection de la corrosion : $I_{R,\overline{corr}} = (R_p > R_{p,seuil})$

Ces deux évènements permettent d'actualiser la probabilité d'amorçage de la corrosion par application du théorème de Bayes. Dans le cas où la corrosion est détectée on a :

$$Prob(F_{corr} | I_{R,corr}) = \frac{Prob(I_{R,corr} | F_{corr}) Prob(F_{corr})}{Prob(I_{R,corr} | F_{corr}) Prob(F_{corr}) + Prob(I_{R,corr} | F_{\overline{corr}}) Prob(F_{\overline{corr}})} \quad (4.\ 5)$$

et dans le cas contraire il vient :

$$Prob\left(F_{corr}\middle|I_{R,\overline{corr}}\right)=\frac{Prob\left(I_{R,\overline{corr}}\middle|F_{corr}\right)Prob\left(F_{corr}\right)}{Prob\left(I_{R,\overline{corr}}\middle|F_{corr}\right)Prob\left(F_{corr}\right)+Prob\left(I_{R,\overline{corr}}\middle|F_{\overline{corr}}\right)Prob\left(F_{\overline{corr}}\right)} \qquad (4.\ 6)$$

On voit apparaître dans ces formulations les probabilités de bonne alarme, correspondant soit à la détection de l'amorçage de la corrosion alors que celui–ci s'est déclaré, selon le seuil d'amorçage choisi,

$$PBA_d = Prob\left(I_{R,corr}\middle|F_{corr}\right)=Prob\left(R_p \le R_{p,seuil}\middle|m_{corr} \ge m_{corr,seuil}\right) \qquad (4.\ 7)$$

soit à la non détection de l'amorçage de la corrosion alors que celui–ci ne s'est pas déclaré

$$PBA_{nd} = Prob\left(I_{R,\overline{corr}}\middle|F_{\overline{corr}}\right)=Prob\left(R_p > R_{p,seuil}\middle|m_{corr} < m_{corr,seuil}\right) \qquad (4.\ 8)$$

Les probabilités de mauvaise alarme correspondent quant à elles soit à la détection de l'amorçage de la corrosion alors que celui–ci ne s'est pas déclaré,

$$PMA_d = Prob\left(I_{R,corr}\middle|F_{\overline{corr}}\right)=Prob\left(R_p \le R_{p,seuil}\middle|m_{corr} < m_{corr,seuil}\right) \qquad (4.\ 9)$$

soit à la non détection de l'amorçage de la corrosion alors que celui–ci s'est déclaré :

$$PMA_{nd} = Prob\left(I_{R,\overline{corr}}\middle|F_{corr}\right)=Prob\left(R_p > R_{p,seuil}\middle|m_{corr} \ge m_{corr,seuil}\right) \qquad (4.\ 10)$$

La valeur pertinente du seuil d'amorçage de la corrosion $m_{corr,seuil}$ est celle qui maximise les probabilités de bonne alarme et minimise les probabilités de mauvaise alarme. Il est clair qu'elle dépend du seuil de détection $R_{p,seuil}$, et ce sont donc les deux seuils qu'il est nécessaire de déterminer simultanément.

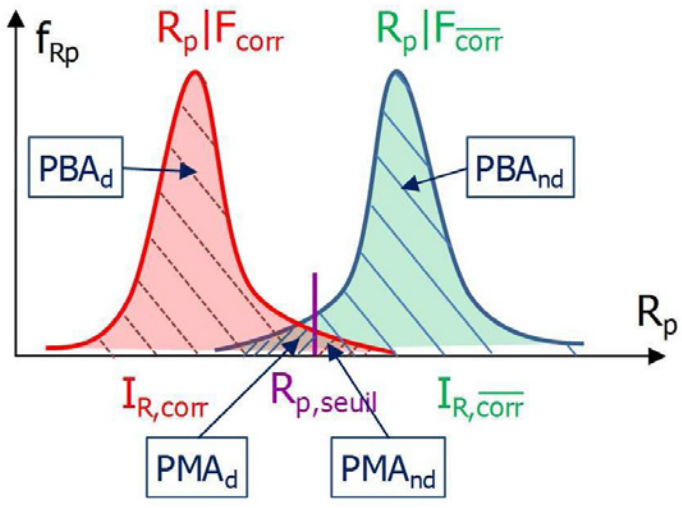


Figure IV. 1. Représentation des probabilités d'alarme

La détermination des probabilités d'alarme est relativement aisée si les lois de distribution conditionnelles de R_p sont connues (Figure IV. 1). On peut alors simplement écrire :

$$PBA_d = \int_0^{R_{p,seuil}} f_{R_p|F_{corr}}(z)dz \quad \text{et} \quad PBA_{nd} = \int_{R_{p,seuil}}^{\infty} f_{R_p|F_{\overline{corr}}}(z)dz \qquad (4.\ 11a) \text{ et } (4.\ 11b)$$

$$PMA_d = \int_0^{R_{p,seuil}} f_{R_p|F_{corr}}(z)dz \quad \text{et} \quad PMA_{nd} = \int_{R_{p,seuil}}^{\infty} f_{R_p|F_{corr}}(z)dz \qquad \text{(4. 12a) et (4. 12b)}$$

La difficulté provient de la collecte de données pour estimer les lois de distribution, car il faut théoriquement établir autant de lois qu'il y a de valeurs possibles pour $m_{corr,seuil}$. Nous proposerons dans la suite de ce chapitre une mise en œuvre simplifiée des formulations (4. 11a) et (4. 12a).

Une autre estimation des seuils peut s'appuyer sur le concept des courbes Receiver Operating Characteristic dites ROC, qui consiste à mettre en regard les probabilités d'alarme, en tenant compte d'éventuels défauts de détection [Rouhan et Schoefs, 2003 ; Schoefs et al., 2009]. Si les distributions marginales de R_p et m_{corr} sont connues, ainsi que leur corrélation, on peut calculer les valeurs de PMA et PBA pour tous les couples ($R_{p,seuil}$; $m_{corr,seuil}$), et retenir le couple permettant de minimiser la distance δ (Figure IV. 2)

$$\delta = \sqrt{\mathrm{PMA}^2 + (1-\mathrm{PBA})^2} \qquad \text{(4. 13)}$$

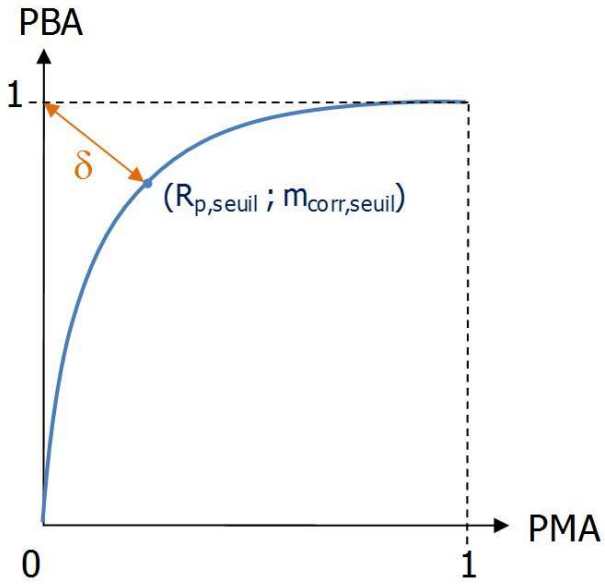


Figure IV. 2. Courbe PMA/PBA (courbe ROC)

IV.3 Exploitation des résultats expérimentaux

La campagne expérimentale nous a permis d'acquérir des données associant, dans le cas des essais pour la détermination des coefficients de Tafel, les valeurs du potentiel de corrosion E_{corr}, de la résistance de polarisation R_p et de la perte de masse m_{corr} pour chaque éprouvette. La diversité des conditions d'exposition, des conditions d'enrobage et des compositions de béton (18 séries de 15 à 21 éprouvettes chacune) a conduit à une forte variabilité des données. On peut raisonnablement penser que cette variabilité est représentative des situations courantes susceptibles d'être rencontrées sur des ouvrages réels, lors de campagne d'inspection, ce qui constitue un avantage certain. Cependant, il convient également de se questionner sur l'hétérogénéité des données, en particulier par rapport aux

corrélations qu'elles présentent entre elles. Nous avons effectivement besoin de déterminer les distributions marginales ainsi que les corrélations, voire les distributions conditionnelles, pour estimer les probabilités d'alarme et déduire les seuils de déclaration et de détection qui nous intéressent. Il nous faut donc savoir si les conditions expérimentales ont induit une structure de corrélation particulière entre les observations, et si c'est le cas, ne conserver que les données qui semblent homogènes.

IV.3.1 Qualification des séries de données

La qualification et la comparaison des séries se basent sur la configuration géométrique des nuages de points en dimension 3 (variables $m_{corr,}$ R_p, E_{corr}). Nous nous sommes appuyés pour cela sur les résultats fournis par l'analyse en composantes principales en coordonnées réduites appliquées à chaque groupe, plus précisément sur les directions principales de corrélation. Le vecteur normé constitué par la résultante des 3 vecteurs propres est supposé représentatif de la structure de corrélation du nuage de points de chaque série. La proximité des structures de corrélation des séries pris deux à deux peut ainsi être estimée par le cosinus de l'angle formé par ces vecteurs.

Le nombre d'éprouvettes correspondant à la condition d'enrobage E15NC étant faible devant celui des autres conditions d'enrobage (6 devant 15), nous avons préféré rassembler les données pour cette condition d'enrobage avec celles de la condition E30C, afin d'homogénéiser l'incertitude sur la variance entre les séries. Le Tableau IV. 1 résume les séries considérées.

Tableau IV. 1 : Ensemble des séries considérées

Notation : Type d'exposition – Type de béton – Enrobage – Etat carbonaté		
EXPO-CEM I -E15NC-E30C	EXPO-CEM II-E15NC-E30C	EXPO-CEM III-E15NC-E30C
EXPO- CEM I-E15C	EXPO-CEM II-E15C	EXPO-BIII-E15C
HS- CEM I-E15NC-E30C	HS-CEM II-E15NC-E30C	HS-CEM III-E15NC-E30C
HS- CEM I-E15C	HS-CEM II-E15C	HS-BIII-E15C
IMBI- CEM I-E15NC-E30C	IMBI-CEM II-E15NC-E30C	IMBI-CEM III-E15NC-E30C
IMBI- CEM I-E15C	IMBI-CEM II-E15C	IMBI-CEM III-E15C

Le critère de proximité que nous avons retenu est

$$\left|cos\overrightarrow{V_i}\overrightarrow{V_j}\right| > 0{,}8 \qquad (4.\ 14)$$

où $\overrightarrow{V_i}$ et $\overrightarrow{V_j}$ sont les vecteurs normés résultant pour les séries i et j respectivement. Les résultats détaillés sont donnés dans les annexes. Le Tableau IV. 2 donne les regroupements auxquels nous sommes parvenu.

On peut constater que les groupes obtenus ne réunissent pas nécessairement les mêmes conditions d'exposition et d'enrobage, ou même de béton. Ce constat est avantageux : la diversité initiale est finalement bien conservée ainsi que les plages de variation des données, en particulier pour les groupes I et II.

Tableau IV. 2. Regroupement des nuages de points

Groupe I	Groupe II
EXPO-BI-E15NC-E30C IMBI -BI-E15C EXPO-BI-E15C IMBI–BII-E15N-E30C IMBI-BIII-E15NC-E30C HS-BIII-E15NC-E30C EXPO-BIII-E15C	HS-BI-E15C IMBI-BI-E15NC-E30C EXPO-BII-E15C EXPO-BII-E15NC-E30C HS-BII-E15NC-E30C HS-BII-E15C IMBI-BII-E15C IMBI-BIII-E15C
Groupe III	
HS-BIII-E15C HS -BI-E15NC-E30C EXPO-BII-E15NC-E30C	

Une seconde étape est maintenant nécessaire pour décider lequel des 3 groupes obtenus sera utilisé pour l'estimation des probabilités d'alarme.

IV.3.2 Comparaison des regroupements des séries

Les éléments comparatifs qui nous ont permis de choisir un groupe de données sont le nombre d'observations, les valeurs des corrélations entre les 3 paramètres d'étude et la cohérence de la structure de corrélation du groupe. Pour ce dernier élément nous avons eu recours une nouvelle fois à l'analyse en composantes principales.

En ce qui concerne le nombre d'observations, le groupe à retenir est le groupe II, qui présente 138 observations, contre 129 pour le groupe II et seulement 57 pour le groupe III.

Tableau IV. 3. Matrices de corrélation linéaire des groupes

		m_{corr}	R_p	E_{corr}
Groupe I	m_{corr}	1	- 0.274	- 0.536
	R_p	- 0.274	1	0.530
	E_{corr}	- 0.536	0.530	1
Groupe II	m_{corr}	1	-0.376	-0.674
	R_p	-0.376	1	0.588
	E_{corr}	-0.674	0.588	1
Groupe III	m_{corr}	1	- 0.323	- 0.603
	R_p	- 0.323	1	0.639
	E_{corr}	- 0.603	0.639	1

En ce qui concerne les corrélations, nous pouvons voir dans le Tableau IV. 3, que les plus fortes corrélations (en valeurs absolues) entre la perte de masse m_{corr} et d'une part le potentiel libre E_{corr}, d'autre part la résistance de polarisation R_p, sont obtenues pour le groupe II. Les valeurs sont

nettement plus élevées que celles du groupe I et proches de celles du groupe III, que nous avons déjà éliminé à cause du nombre d'observations.

Les résultats de l'analyse en composantes principales que nous considérons pour notre comparaison sont les valeurs propres λ_p et les vecteurs propres $\overrightarrow{V_p}$ de la matrice de corrélation C_x

$$C_x \overrightarrow{v_p} = \lambda_p \overrightarrow{v_p} \tag{4. 15}$$

Les coordonnées des variables $x_1=m_{corr,}$ $x_2=R_p$ et $x_3=E_{corr}$, dans les plans principaux d'inertie (cercles de corrélations) :

$$\vec{x} = V\Lambda \tag{4. 16}$$

où V est la matrice des vecteurs propres et Λ la matrice diagonale des racines carrées des valeurs propres, et la qualité de représentation des observations dans les plans principaux d'inertie

$$q_i = cos(\alpha_{i,l})^2 + cos(\alpha_{i,m})^2 \tag{4. 17}$$

où q_i est la qualité de la $i^{ème}$ observation, $\alpha_{i,1}$ et $\alpha_{i,m}$ sont les angles formés par le point d'observation avec les directions principales l et m respectivement. Cette qualité de représentation correspond à la corrélation de l'observation avec le plan considéré.

En ce qui concerne les valeurs propres on constate la prédominance marquée de la première valeur propre dans le cas du groupe II par rapport au groupe I. La première et la seconde composantes principales pour ce groupe explique ainsi pratiquement 91% de la variance du groupe, contre 86% pour le groupe I.

Tableau IV. 4. Valeurs propres

	λ_1	λ_2	λ_3
Groupe I	1.734	0.843	0.423
Groupe II	2.095	0.633	0.273
Groupe III	2.139	0.610	0.252

Les coordonnées des variables dans les plans principaux sont résumées dans les Tableau IV. 5 et Tableau IV. 6. Ces valeurs représentent les corrélations de chaque variable avec les directions principales. Il apparaît donc logiquement pour le groupe II la très bonne corrélation avec la première direction principale. Les points représentant les variables sont ainsi situés sur les cercles de corrélation lorsque le plan comprend la première direction principale.

Tableau IV. 5. Coordonnées des variables dans les plans principaux

	m_{corr}			R_p			E_{corr}		
	v_{p1}	v_{p2}	v_{p3}	v_{p1}	v_{p2}	v_{p3}	v_{p1}	v_{p2}	v_{p3}
Groupe I	0.910	0.137	0	-0.868	0.497	0	-0.950	-0.311	0
Groupe II	0.992	0.125	0	-0.941	0.337	0	-0.980	-0.197	0
Groupe III	0.994	0.106	0	-0.962	0.272	0	-0.987	-0.158	0

Tableau IV. 6. Rayons de corrélation dans les plans principaux

	m_{corr}			R_p			E_{corr}		
	Plan 1-2	Plan 1-3	Plan 2-3	Plan 1-2	Plan 1-3	Plan 2-3	Plan 1-2	Plan 1-3	Plan 2-3
Groupe I	1	0.99	0.137	1	0.868	0.497	1	0.95	0.31
Groupe II	1	1	0.125	1	1	0.337	1	1	0.197
Groupe III	1	0.994	0.106	1	0.962	0.272	1	0.987	0.158

Nous avons comptabilisé pour chaque groupe le pourcentage d'observations dont la qualité de représentation est supérieure à 90% dans les plans principaux. Les résultats (Tableau IV. 7) montrent pour le groupe II que la représentativité des plans principaux est bonne lorsqu'ils comprennent la première direction principale, et supérieure à celle obtenue pour le groupe I. Cela traduit la compacité du nuage de points autour de cette direction

Tableau IV. 7. Pourcentages de points dont la qualité de représentation est supérieure à 90%

	Groupe I	Groupe II	Groupe III
Plan 1-2	36.6 %	52.6 %	60.7 %
Plan 1-3	55.3 %	62.2 %	53 .6 %
Plan 2-3	13.8 %	8.1 %	21.4 %

Il apparaît que le groupe II présente à la fois la diversité de données requise et une bonne cohérence dans sa structure de corrélation. C'est donc ce groupe qui fournira les données nécessaires à l'estimation probabiliste expérimentale du seuil d'amorçage de la corrosion. Néanmoins, à des fins comparatives, les résultats obtenus avec les données du groupe I seront également présentés.

Les nuages de points du groupe II dans les plans des variables m_{corr}, R_p et E_{corr} sont présentés sur les Figure IV.3 à IV.5. Bien que les coefficients de corrélations soient plus importants pour ce groupe que pour le groupe II, ils restent faibles néanmoins et les nuages de points sont de ce fait nettement dispersés, avec un éloignement significatif par rapport aux courbes de tendance.

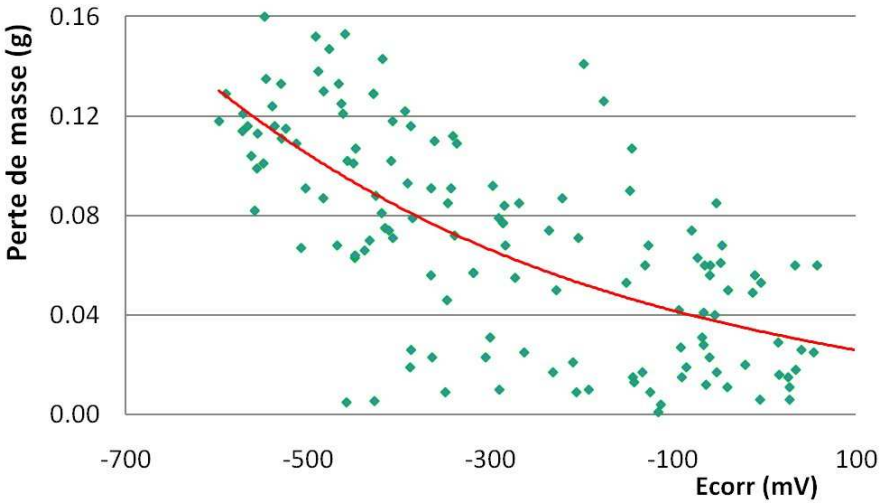


Figure IV.3. Distribution et courbe de tendance E_{corr} - m_{corr}

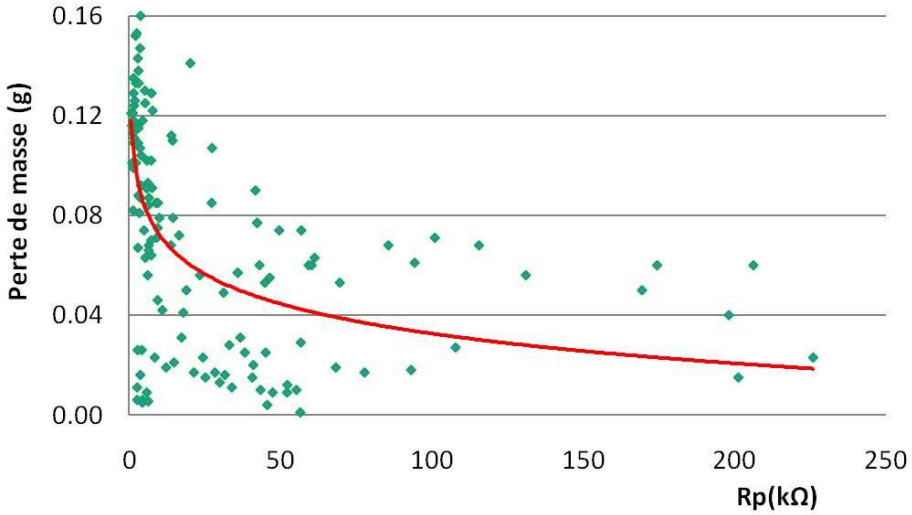


Figure IV. 4. Distribution et courbe de tendance R_p - m_{corr}

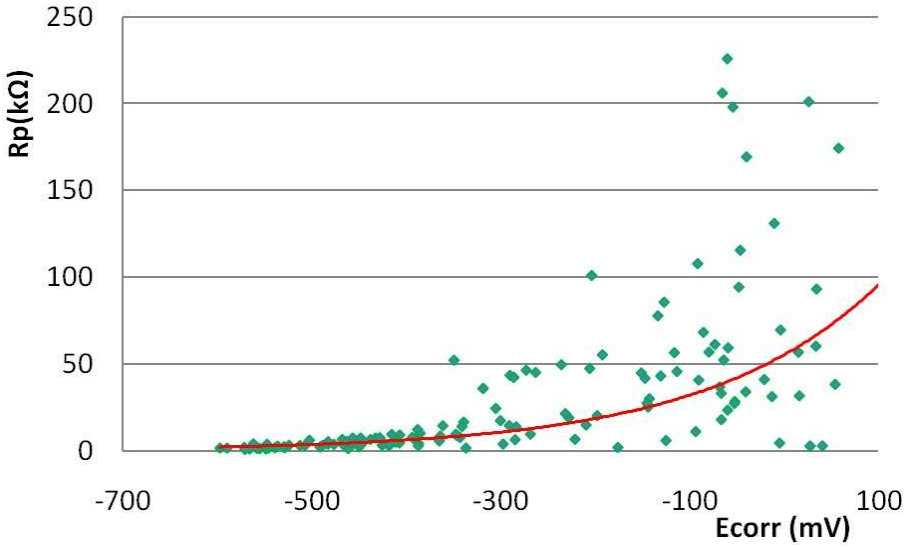


Figure IV. 5. Distribution et courbe de tendance E_{corr} - R_p

IV.4 Evaluation probabiliste du critère d'amorçage de la corrosion

Le critère d'amorçage de la corrosion que nous avons proposé se base sur la connaissance de la perte de masse d'acier due à la corrosion. Comme déjà évoqué, ce seuil déclaratif doit être associé à des seuils portant sur les paramètres électrochimiques, qui sont quant à eux des seuils de détection, puisque ces paramètres ne donnent que des indications sur l'état de corrosion.

Bien que la connaissance de la perte d'acier soit indispensable selon nous, elle n'est pas toujours disponible car l'estimation de cette perte, associée à celle des paramètres électrochimiques n'est pas aisée à mettre en œuvre. La seule connaissance, ou supposition, de l'état de carbonatation de l'enrobage est une situation plus fréquente. On se retrouve alors dans un cas où les données sont incomplètes par rapport aux besoins. Le principe d'estimation probabiliste évoqué plus haut reste applicable, mais cette fois-ci aux seuils de détection seulement.

IV.4.1 Estimation à partir de données incomplètes

Lorsque seul l'état de carbonatation de l'enrobage est avéré ou supposé, l'estimation des seuils de détection par le calcul des probabilités d'alarme est encore possible. Nous proposons alors par extension d'assimiler l'évènement F_{carb} à l'évènement F_{corr}, c'est-à-dire que l'on se ramène à l'hypothèse de base des recommandations du Life Design Code de la FIB et du projet Duracrete, d'amorçage immédiat de la corrosion après carbonatation. Disposant des données pour les conditions d'enrobage E15NC (sachant $\overline{F_{corr}}$) et E15C (sachant F_{corr}), nous pouvons proposer les estimations fréquentistes suivantes :

$$PBA_d = \frac{1}{n_C}\sum_{i=1}^{n_C} I\left(R_{p,i} \middle| F_{corr} \le R_{p,seuil}\right) \quad (4.18a)$$

$$PBA_{nd} = \frac{1}{n_{NC}}\sum_{i=1}^{n_{NC}} I\left(R_{p,i} \middle| \overline{F_{corr}} \ge R_{p,seuil}\right) \quad (4.19b)$$

$$PMA_d = \frac{1}{n_{NC}}\sum_{i=1}^{n_{NC}} I\left(R_{p,i} \middle| \overline{F_{corr}} \le R_{p,seuil}\right) \quad (4.20a)$$

$$PMA_{nd} = \frac{1}{n_C}\sum_{i=1}^{n_C} I\left(R_{p,i} \middle| F_{corr} \ge R_{p,seuil}\right) \quad (4.21b)$$

où $I()$ est la fonction indicatrice, n_C et n_{NC} sont les nombres d'observations (n_C=135 et n_{NC}=54). Les expressions (4.18) et (4.20) sont également applicables en remplaçant R_p par E_{corr}.

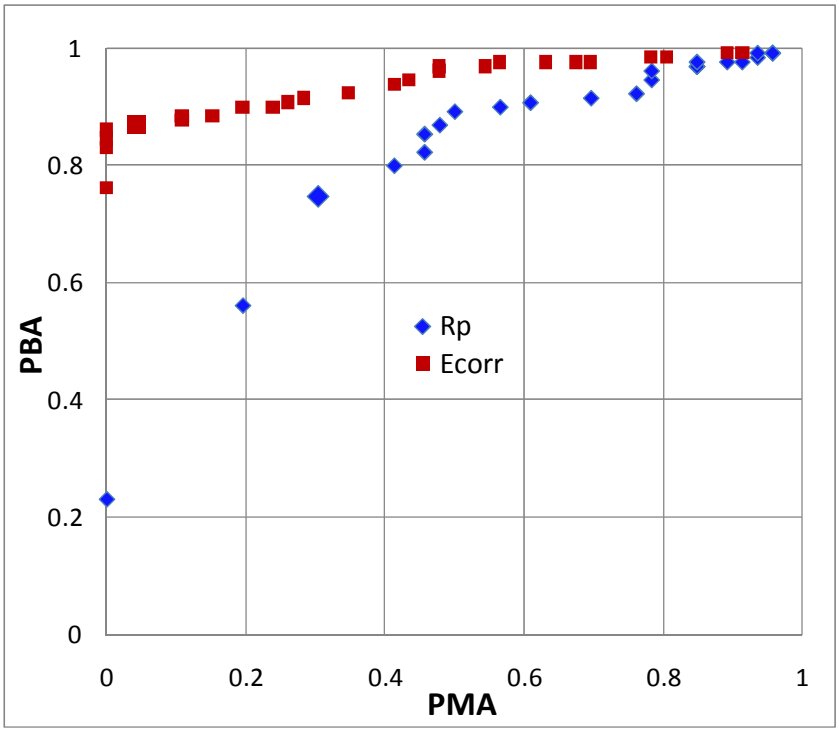


Figure IV. 6.1. Probabilités d'alarme *de détection* issues des données sur les conditions E15C et E15NC

Les courbes *PMA-PBA* présentées sur les Figure IV. 6.1 et IV. 6.2 montrent un optimum plus intéressant lorsque E_{corr} est considéré comme indicateur que lorsque c'est R_p (la valeur de δ est plus faible).

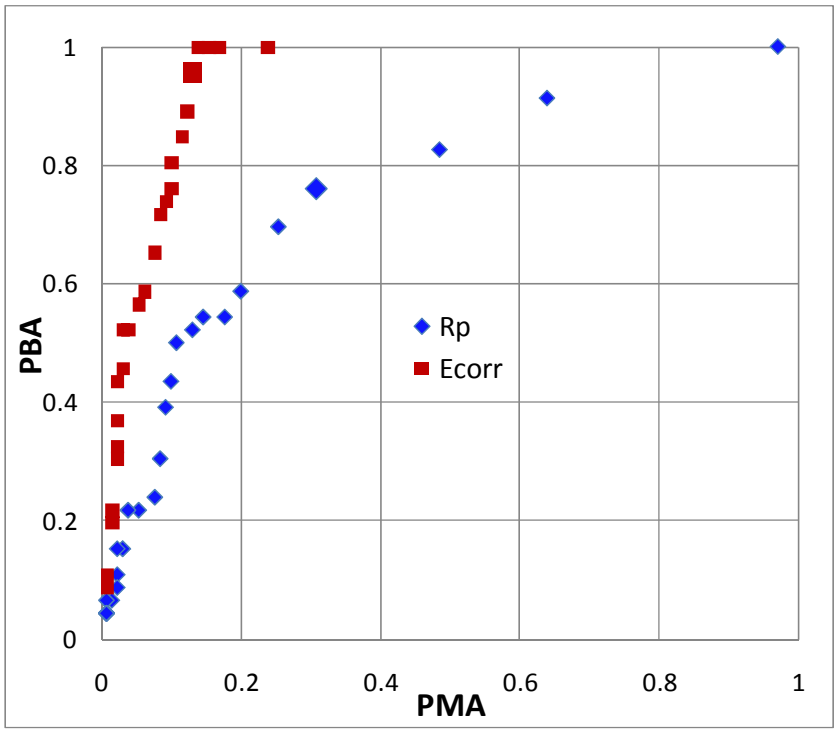


Figure IV. 6.2. Probabilités d'alarme *de non détection* issues des données sur les conditions E15C et E15NC

L'ensemble des résultats est porté dans le Tableau IV-8. Dans ce tableau figurent également les intervalles de confiance à 95% associés aux probabilités. On constate que E_{corr} est plus intéressant que R_p en cas de détection comme en cas de non détection : la valeur de *PBA* est plus forte, celles de *PMA* et de δ sont plus faibles. La valeur de $E_{corr,seuil}$ recoupe la proposition de l'ASTM (Tableau I-6) pour une corrosion active, ce qui confirmerait la cohérence de cette proposition, à une précision près : l'état réel de corrosion n'est pas connu. Il faut également noter que le nombre d'observations est faible et conduit à des intervalles de confiance à 95% étendus.

Tableau IV. 8. Probabilités d'alarme avec données incomplètes

	$R_{p,seuil}$ $E_{corr,seuil}$	*PMA*		*PBA*		δ
		Estim.	Int. de conf.	Estim.	Int. de conf.	
R_p - Détection	10 kΩ	0.304	0.166 - 0.313	0.746	0.613 - 0.772	0.396
R_p – Non détection	8 kΩ	0.308	0.174 - 0.441	0.761	0.638 - 0.884	0.390
E_{corr} - Détection	- 200 mV	0.043	0.008 - 0.079	0.869	0.811 - 0.927	0.138
E_{corr} – Non détection	- 200 mV	0.131	0.033 - 0.228	0.957	0.898 - 1.00	0.138

IV.4.2 Estimation à partir de données complètes

Les données utilisées dans le cas sont celles issues des groupes I et II (à titre de comparaison). Comme dans le cas précédent, les probabilités d'alarme découlent d'une estimation fréquentiste :

$$PBA_d = \frac{\sum_{i=1}^{n} I\left(R_{p,i} \le R_{p,seuil} \text{ et } m_{corr,i} \ge m_{corr,seuil}\right)}{\sum_{i=1}^{n} I\left(m_{corr,i} \ge m_{corr,seuil}\right)} \quad (4.\ 22a)$$

$$PBA_{nd} = \frac{\sum_{i=1}^{n} I\left(R_{p,i} \ge R_{p,seuil} \text{ et } m_{corr,i} \le m_{corr,seuil}\right)}{\sum_{i=1}^{n} I\left(m_{corr,i} \le m_{corr,seuil}\right)} \quad (4.20b)$$

où n est le nombre total d'observations (n=138), et

$$PMA_d = \frac{\sum_{i=1}^{n} I\left(R_{p,i} \le R_{p,seuil} \text{ et } m_{corr,i} < m_{corr,seuil}\right)}{\sum_{i=1}^{n} I\left(m_{corr,i} < m_{corr,seuil}\right)} \quad (4.\ 23a)$$

$$PMA_{nd} = \frac{\sum_{i=1}^{n} I\left(R_{p,i} \ge R_{p,seuil} \text{ et } m_{corr,i} > m_{corr,seuil}\right)}{\sum_{i=1}^{n} I\left(m_{corr,i} > m_{corr,seuil}\right)} \quad (4.\ 24b)$$

Les expressions (4. 22) et (4. 23) sont également applicables en remplaçant R_p par E_{corr}. Les Figures I.7 et IV .8 montrent que le point optimum des courbes (dont le symbole est de taille plus importante) reste presque inchangé en cas de détection de la corrosion, comme en cas de non détection, et ceci pour les deux groupes de données. Ce constat permet donc de proposer des seuils réversibles pour les indicateurs électrochimiques, c'est-à-dire qu'un même seuil peut être utilisé pour signaler la présence ou l'absence de corrosion effective, ce qui peut simplifier grandement l'utilisation de ses grandeurs. Il s'agit là d'un résultat qui était espéré, mais que seule la démarche proposée a permis de montrer. Les résultats portés dans les Tableaux IV-9 et IV-10 exhibent toutefois que la confiance qu'on peut accorder à ces indicateurs diffère légèrement selon qu'ils doivent signaler la présence ou l'absence de corrosion. Le fait d'avoir un point optimal unique pour les deux indicateurs électrochimiques dans le cas du groupe II ne permet pas de donner la préférence à l'un plutôt qu'à l'autre. Ce constat contredit l'idée qu'on aurait pu avoir sur la base de la corrélation de ces indicateurs avec la perte de masse, plus élevée dans le cas du potentiel libre de corrosion. Dans le cas du groupe I, comme dans le cas du groupe II, les valeurs seuils des indicateurs sont identiques dans le cas de la détection comme dans celui de la non détection, mais le point optimal est différent selon que l'on considère le potentiel de corrosion ou la résistance de polarisation : il apparaît pour ces données que l'utilisation du potentiel de corrosion est plus intéressante (plus faible valeur de δ).

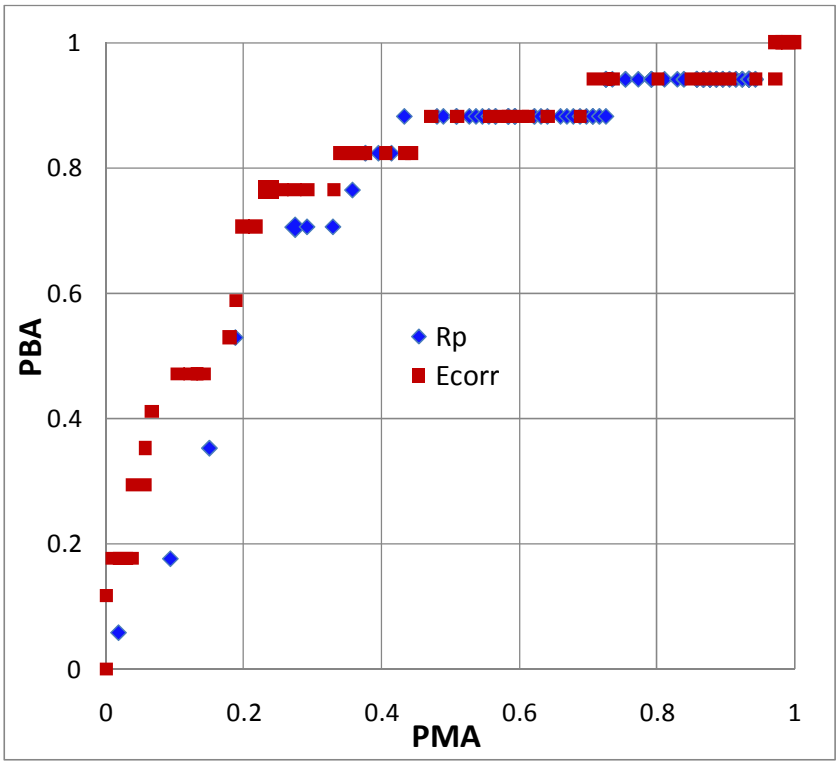


Figure IV. 7.1. Probabilités d'alarme *de détection* issues des données du *groupe I*

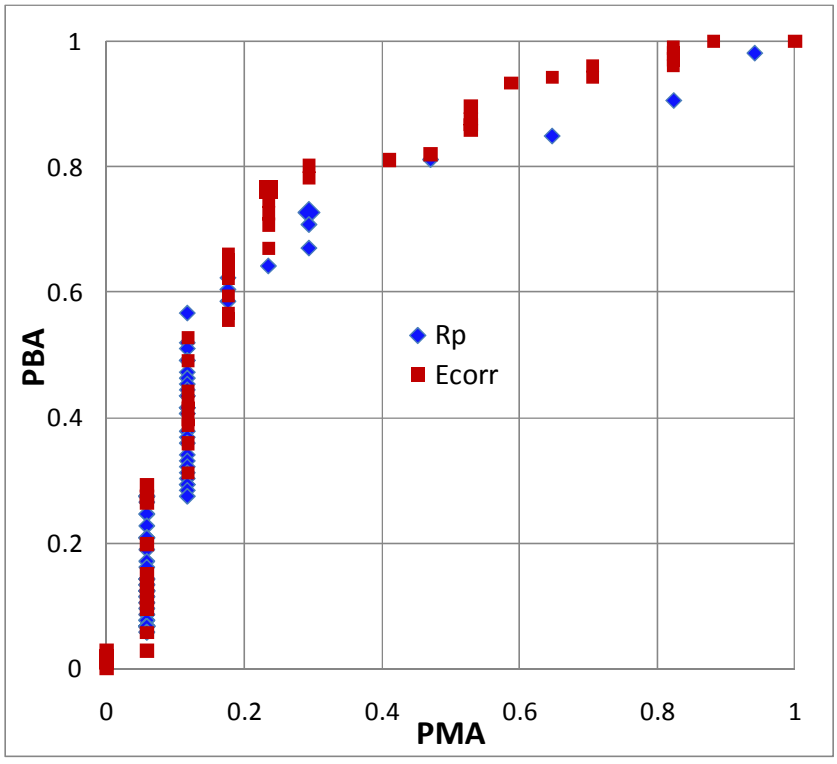


Figure IV. 7.2. Probabilités d'alarme *de non détection* issues des données du *groupe I*

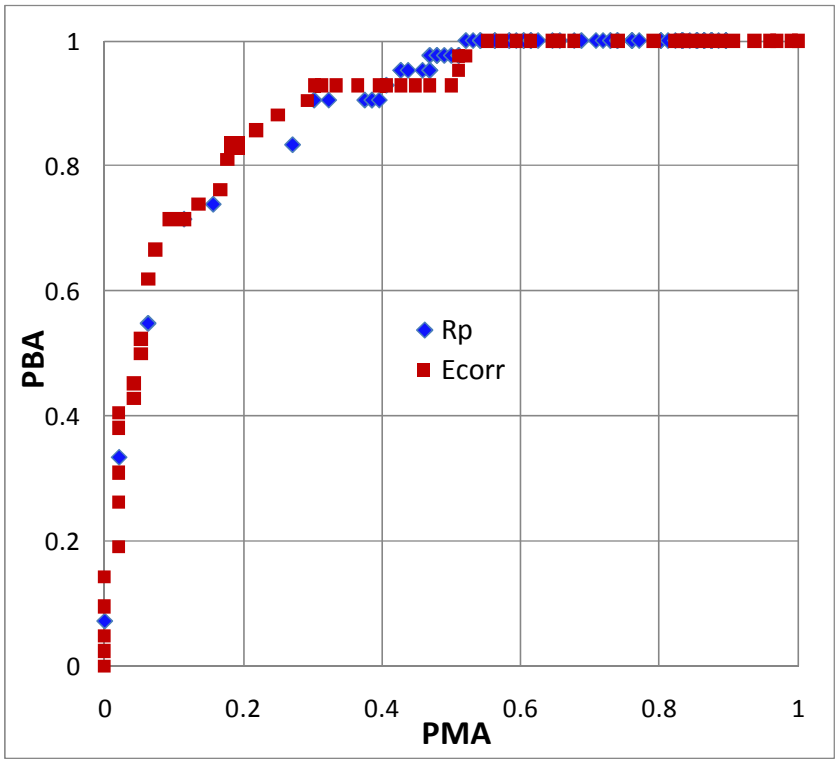


Figure IV. 8.1. Probabilités d'alarme *de détection* issues des données du *groupe II*

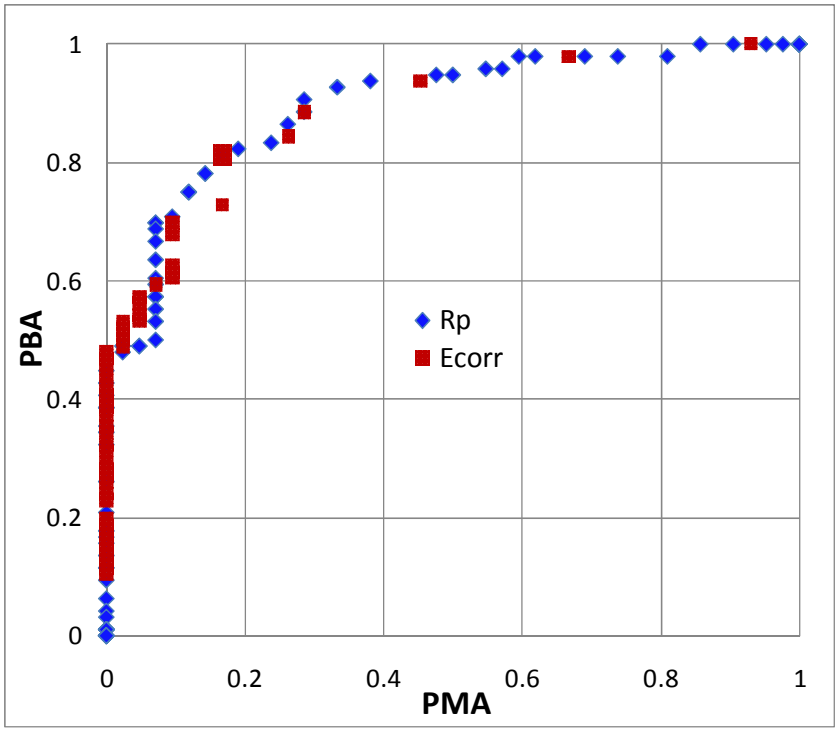


Figure IV. 8.1. Probabilités d'alarme *de non détection* issues des données du *groupe II*

La comparaison entre les deux groupes de données corrobore l'étude préliminaire faite grâce à l'ACP montrant la meilleure cohésion du groupe II. En effet pour ce dernier, dans le cas de la détection comme dans celui de la non détection de la corrosion, la probabilité de mauvaise alarme ainsi que la distance δ sont plus faibles, tandis que la probabilité de bonne alarme est plus élevée.

Toutefois les valeurs seuils des indicateurs électrochimiques restent prochent, ainsi que la valeur du seuil de déclaration de la corrosion ($m_{corr,seuil}$), ce qui montre que les résultats de la démarche sont relativement peu dépendants des observations, si celles-ci ont été acquises avec rigueur, sont assez cohérentes du point de vue de leur structure de corrélation et balayent une plage suffisament large de données.

Tableau IV. 9. Résultats avec données complètes – Cas de la détection

		$R_{p,seuil}$ $E_{corr,seuil}$	$m_{corr,seuil}$ (mg)	PMA_d		PBA_d		δ
				Estim.	Int. de conf.	Estim.	Int. de conf.	
Groupe I	R_p	5 kΩ	120	0.274	0.062 - 0.486	0.706	0.489 - 0.923	0.402
	E_{corr}	-380 mV	120	0.236	0.034 - 0.438	0.765	0.563 - 0.966	0.333
Groupe II	R_p	6 kΩ	100	0.188	0.070 - 0.306	0.833	0.721 - 0.946	0.251
	E_{corr}	- 390 mV	100	0.188	0.070 - 0.306	0.833	0.721 - 0.946	0.251

Tableau IV. 10. Résultats avec données complètes – Cas de la non détection

		$R_{p,seuil}$ $E_{corr,seuil}$	$m_{corr,seuil}$ (mg)	PMA_{nd}		PBA_{nd}		δ
				Estim.	Int. de conf.	Estim.	Int. de conf.	
Groupe I	R_p	5 kΩ	120	0.294	0.207 - 0.381	0.726	0.489 - 0.923	0.402
	E_{corr}	-380 mV	120	0.235	0.155 - 0.316	0.764	0.563 - 0.966	0.333
Groupe II	R_p	6 kΩ	100	0.167	0.092 - 0.241	0.813	0.734 - 0.891	0.251
	E_{corr}	- 390 mV	100	0.167	0.092 - 0.241	0.813	0.734 - 0.891	0.251

La valeur du seuil en potentiel libre est nettement plus faible que la valeur proposée par l'ASTM, dont les recommandations paraissent alors excessivement conservatives.

La probabilité de mauvaise alarme reste assez forte à l'optimum, supérieure à 15% pour le groupe II, ce qui indique, comme déjà discuté auparavant, que le potentiel de corrosion et la résistance de polarisation restent des indicateurs de corrosion relativement peu pertinents, même dans le cadre d'une démarche probabiliste, qui quant à elle demeure le seul outil permettant de les utiliser dans un cadre rationalisé.

IV.4.3 Estimation à partir de simulations

Le recours aux simulations de Monte Carlo pour l'estimation des probabilités d'alarme peut être nécessaire pour réduire la variance des résultats obtenus avec des données expérimentales relativement peu nombreuses. Les histogrammes déterminés pour la perte de masse et les paramètres électrochimiques sont portés sur les Figure IV. 7 àFigure IV. 9. Les classes des valeurs ne sont pas régulières car elles doivent pouvoir présenter un effectif minimal compris entre 3 à 5. L'allure de ces histogrammes, peu courante, ne nous a pas permis de proposer des lois de distribution satisfaisant au critère de conformité du Khi-Deux. Aussi, nous avons opté pour les lois les moins aberrantes (Tableau IV.). Les corrélations entre les variables sont celles figurant dans le Tableau IV. 3.

Tableau IV. 11. Lois de distributions pour le calcul des probabilités d'alarme

Variables	Loi	Moyenne	Ecart-type
m_{corr}	Normale positive	0.0694 g	0.0425 g
R_p	LogNormale	2.438 kΩ	1.072 kΩ
E_{corr}	Normale	-280 mV	194 mV

Les Figure IV. 10 et

Figure IV. 11 montrent les courbes *PMA-PBA* obtenues pour un nombre de 3000 simulations brutes sans optimisation. La dispersion des points calculés, plus importante dans le cas du potentiel de corrosion, peut s'expliquer par le domaine de variation des paramètres. En ce qui concerne la résistance de polarisation, celle-ci est positive et présente un coefficient de variation de l'ordre de 44%, tandis que le potentiel libre de corrosion n'est pas borné et présente un coefficient de variation voisin de 69%.

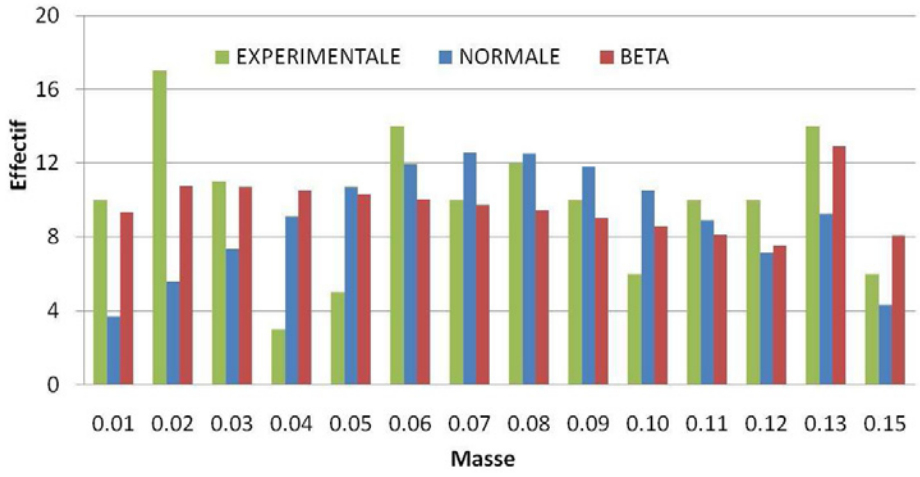


Figure IV. 7. Histogramme de m_{corr}.

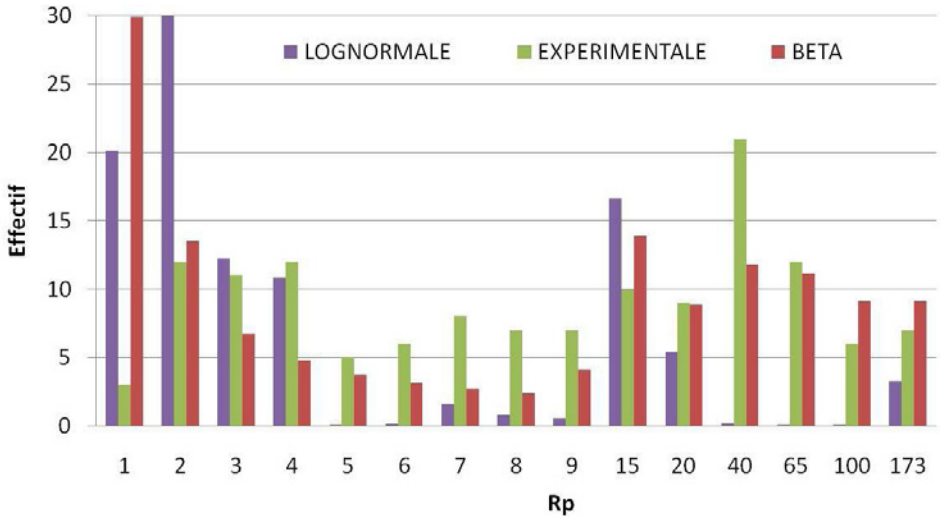


Figure IV. 8. Histogramme de R_p.

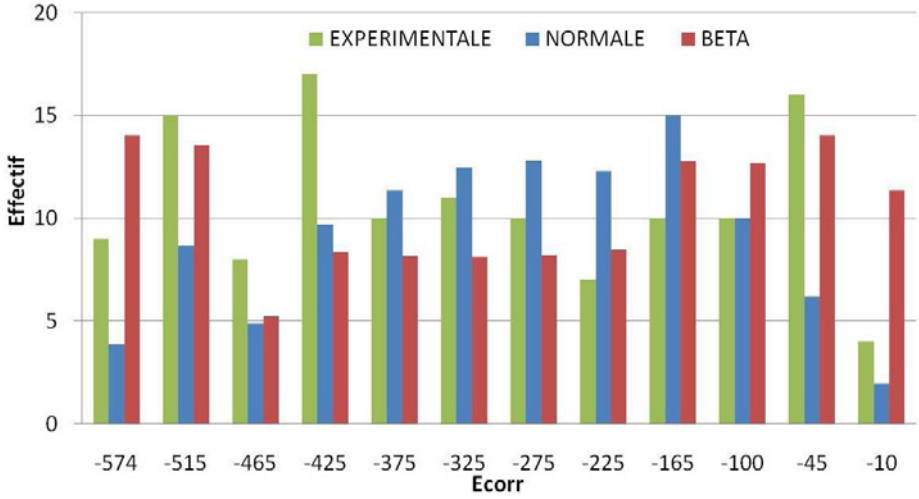


Figure IV. 9. Histogramme de E_{corr}.

Les points optimaux sont maintenant bien distincts en fonction du paramètre électrochimique considéré (Tableau IV.). Ainsi il apparaît, en toute logique par rapport aux corrélations, que le potentiel libre de corrosion est plus approprié que la résistance de polarisation, puisque la distance δ, ainsi que la probabilité de mauvaise alarme sont plus faibles, tandis que la probabilité de bonne alarme est plus élevée.

Les valeurs de masse seuil de produits de corrosion sont beaucoup faibles que dans le cas de la détermination expérimentale. En conséquence les probabilités de mauvaise alarme dans le cas de la détection, et de bonne alarme dans le cas de la non détection, sont évaluées avec un intervalle de confiance étendu. Les valeurs seuils des indicateurs électrochimiques sont, comme la masse seuil, assez éloignés des valeurs expérimentales. La différence est cependant plus marquée pour le potentiel libre que pour la résistance de polarisation. Pour les données que nous avons utilisées, l'estimation des probabilités d'alarme par simulations n'a pas permis de corroborer les résultats expérimentaux, sans doute en raison du choix des lois de distribution. Le recours à des lois multimodales, à des mélanges de lois, ou à des lois définies par chaos polynomiaux aurait vraisemblablement permis d'améliorer les résultats.

Tableau IV. 12. Résultats obtenus par simulation

	$R_{p,seuil}$ $E_{corr,seuil}$	$m_{corr,seuil}$ (mg)	*PMA*		*PBA*		δ
			Estim.	Int. de conf.	Estim.	Int. de conf.	
R_p - Détection	3.23 kΩ	2	0.250	0.153 - 0.347	0.760	0.752 - 0.768	0.386
R_p – Non détection	3.23 kΩ	2	0.240	0.232 - 0.248	0.750	0.653 - 0.846	0.386
E_{corr} - Détection	- 67 mV	2	0.080	0.019 - 0.141	0.868	0.856 - 0.880	0.141
E_{corr} – Non détection	- 67 mV	2	0.132	0.125 - 0.138	0.920	0.859 – 0.981	0.141

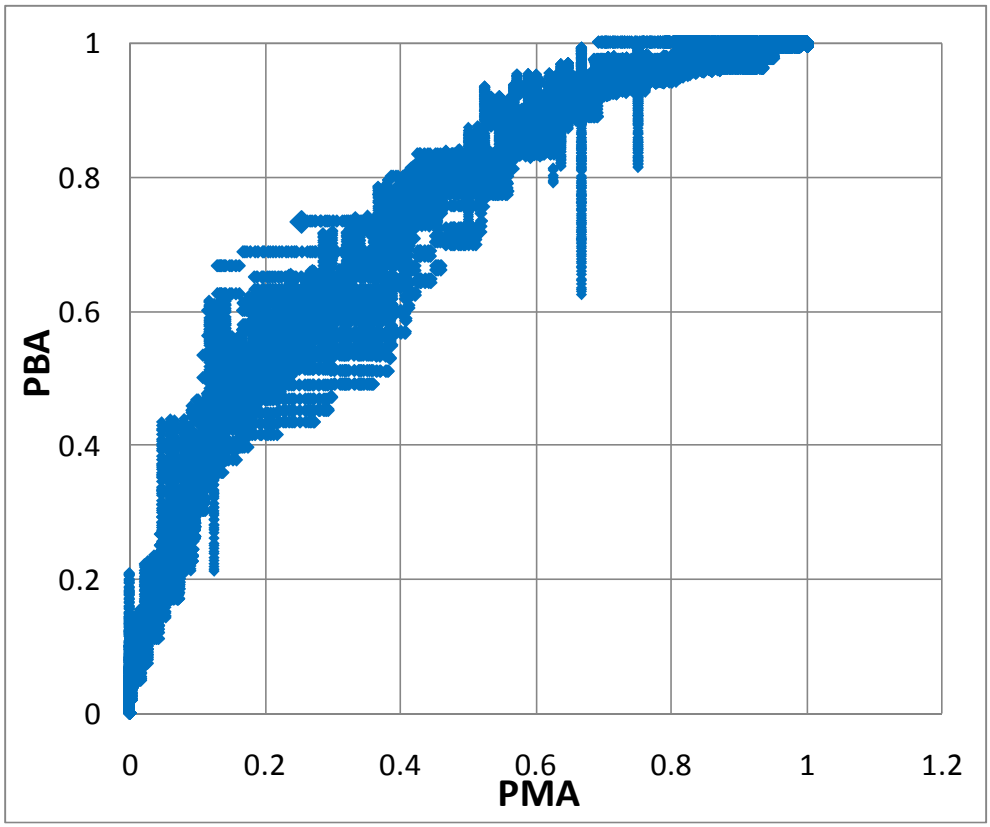


Figure IV. 10. Probabilités d'alarme *de détection* pour R_p issues des simulations

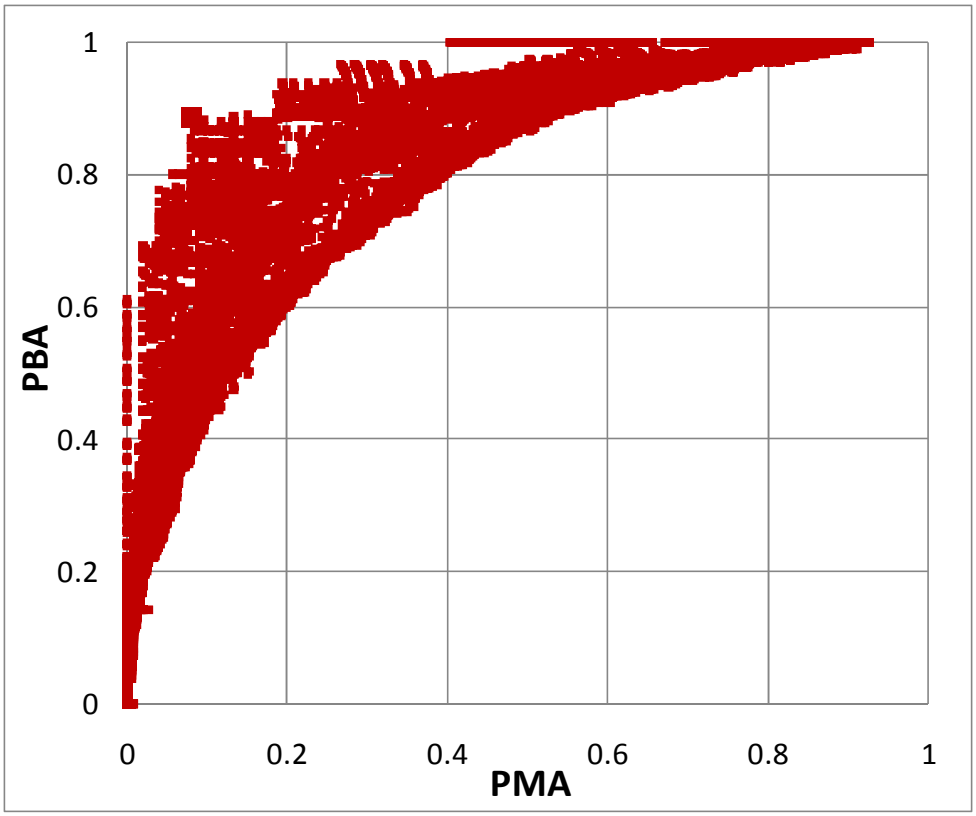


Figure IV. 11. Probabilités d'alarme *de détection* pour E_{corr} issues des simulations

IV.4.4 Conclusion

L'amélioration des prescriptions normatives sur la durabilité des ouvrages en béton vis-à-vis de la corrosion des armatures doit passer d'une part par une meilleure modélisation des phénomènes en jeux, et d'autre part par une définition plus précise des états limites de durabilité. La dégradation associée à la corrosion, dans sa phase d'amorçage, passe en effet par la dépassivation des armatures puis l'amorçage effectif de la corrosion. Nous avons suggéré dans ce chapitre comment expliciter ces évènements, qui par abus de langage, peuvent être considérés comme des évènements de défaillance correspondant à certains états limites de durabilité. Nous nous sommes pour cela appuyés sur les constatations faites à l'occasion de la campagne expérimentale et notamment la possibilité de dépassivation des armatures avant la carbonatation complète de l'enrobage. En ce qui concerne l'amorçage effectif de la corrosion, nous avons proposé un critère quantitatif lié à la perte de masse. Ce critère a été introduit dans la formulation de la probabilité d'amorçage de la corrosion, formulation que nous avons étendue dans la perspective d'une actualisation de la probabilité faisant suite à des inspections par des mesures électrochimiques de potentiel libre ou de résistance de polarisation.

La valeur seuil pour le critère d'amorçage est alors estimée simultanément à la valeur seuil de détection, correspondant au point optimal de la courbe reliant la probabilité de bonne alarme à la probabilité de mauvaise alarme. Les données utilisées pour le calcul ont été issues de la campagne expérimentale. Une analyse en composantes principales a permis de distinguer deux groupes de données relativement homogènes en termes de structure de corrélation, pour lesquels les résultats ont été produits séparément. La démarche a permis de définir de façon rationnelle les seuils recherchés, en particulier dans le cas où les données présentent une grande dispersion, ne permettant pas aisément de recourir à des calculs par simulation de Monte Carlo. La diversité des situations expérimentales que nous avons envisagées permet de reproduire, ou au moins d'approcher, la diversité des situations réelles des ouvrages en béton. Ainsi, nous pouvons espérer que la méthodologie proposée soit applicable au-delà du laboratoire.

V Conclusion générale et perspectives

La conception actuelle de la durabilité des ouvrages en béton soumis à la carbonatation atmosphérique s'appuie sur un ensemble de prescriptions normatives relatives aux conditions d'exposition, aux matériaux et à l'enrobage des armatures. La notion d'états limites de durabilité n'est abordée qu'au travers de certaines recommandations qui par ailleurs, bien qu'intentionnellement conservatives, ignorent une partie des phénomènes de dégradation. La corrosion des armatures est en effet un phénomène qui débute par la dépassivation de l'acier due à l'abaissement du pH de la solution interstitielle, et se concrétise ensuite par une initiation effective. Ces deux étapes sont généralement confondues, ce qui a pour effet de limiter la durabilité de conception. Parallèlement, la dépassivation est supposée acquise lorsque la totalité de l'enrobage est carbonatée : en réalité, la dépassivation peut survenir plus tôt, ce qui devrait conduire à anticiper les inspections par contrôle non destructrif des ouvrages lorsque celles-ci sont calées sur une probabilité cible de carbonatation de l'enrobage.

L'amélioration de la conception, mais également de l'inspection des ouvrages, doit ainsi passer d'une part par une meilleure modélisation des phénomènes mis en jeux, et d'autre part par une définition plus précise des états limites de durabilité, qui sont la dépassivation des armatures puis l'amorçage effectif de la corrosion.

Notre travail s'est positionné dans cette perspective. Son objectif premier était de contribuer à la connaissance et à la compréhension de l'amorçage de la corrosion, par une campagne expérimentale de longue durée, en particulier dans le cas de la carbonatation partielle de l'enrobage. En second lieu, il s'agissait de proposer un modèle prédictif de la corrosion. Enfin, la nécessité de donner une définition plus précise de l'initiation de la corrosion nous a conduit à proposer un critère dont la valeur seuil a été estimée par une approche probabiliste basée sur les notions de bonne ou de mauvaise alarme.

La campagne expérimentale a confirmé que la diminution de la quantité de portlandite, en avant du front de carbonatation décelée par la phénolphtaléine, était suffisante pour abaisser la valeur du pH en-deçà de la valeur déclenchant la dépassivation des armatures. L'épaisseur de béton correspondant à la baisse du pH de la valeur 11 à la valeur 9 a pu être identifiée sur la base de l'examen visuel de l'état de corrosion de nombreuses éprouvettes. Elle est plus importante pour le béton à base de ciment CEM III, et plus faible pour le béton à base de CEM I. Nous avons par la suite proposé une expression de l'état limite de dépassivation intégrant cette épaisseur.

Un résultat important de la campagne expérimentale a été également la mise en évidence de la dépendance forte des paramètres électrochimiques, surtout du potentiel libre de corrosion, à l'état de saturation du béton. Cette dépendance, associée à des systèmes de corrosion changeant, parfois par micro-pile, parfois par macro-pile, conduit à une variabilité significative, et fortement aléatoire, des paramètres de corrosion. On voit donc là toute la difficulté d'interprétation des résultats des mesures,

mais également la nécessité de recourir à une approche probabiliste pour les exploiter de façon rationnelle.

Enfin, les propriétés de transfert des bétons semblent prédominer dans l'effet qu'elles ont sur le développement de la corrosion, en tout cas lors de son amorçage, par rapport à leurs spécificités chimiques, dans le cadre de notre étude. Leur aptitude à la rétention d'eau est en particulier un paramètre favorable à la corrosion. De même, leur résistivité, et sa dépendance au taux de saturation, contribue à les rendre plus ou moins résistants à la corrosion par macro-pile.

La modélisation que nous avons proposée comprenait trois volets en milieu insaturé : le transport d'eau, le transport de dioxyde de carbone et le transport d'oxygène, couplé à sa consommation sur le site réactif cathodique. Le transport d'eau a été décrit par une seule équation différentielle contractant la diffusion d'eau vapeur, la diffusion d'air sec et la perméation de l'eau liquide. Les résultats en termes de taux de saturation ont bien corroboré les mesures expérimentales. Pour le transport du dioxyde de carbone nous avons eu recours à un modèle analytique tenant compte de la chimie du ciment et de la composition du béton pour la réduction de la diffusivité due à la carbonatation. Le transport d'oxygène, couplant initialement la diffusion en phase gazeuse et en phase liquide, et l'advection en phase liquide, a finalement été réduit à la seule diffusion. La consommation de l'oxygène a quant à elle été introduite en tant que condition aux limites en flux négatif sur la surface polarisée de l'armature en contact avec la solution interstitielle.

Nous nous sommes basé sur une hypothèse de transfert de charge de type tafélien et un système de corrosion par micro-pile. Cette hypothèse a conduit sans surprise à un excès de consommation d'oxygène et a nécessité l'addition d'un coefficient de cinétique minorateur du flux négatif. Comme nous l'avions remarqué lors de la campagne expérimentale, le système de corrosion par macro-pile intervient, contribue à la réduction du courant de corrosion, et donc à la consommation d'oxygène. D'autre part, il est vraisemblable que l'oxygène arrivant sur le site participe à la transformation secondaire des produits de corrosion, au lieu d'alimenter le courant d'échange cathodique. Enfin, la surface polarisée de l'acier peut être plus réduite que celle prise par hypothèse. Malgré cet artifice, le modèle a bien reproduit la tendance moyenne de variation de la masse de produits de corrosion dans le temps.

Nous avons proposé de considérer trois évènements relatifs à l'amorçage de la corrosion : l'évènement "dépassivation des armatures", basé sur la carbonatation et le décalage dû à la baisse graduelle de pH, l'évènement "carbonatation de l'enrobage" et l'évènement "démarrage effectif de la corrosion". Ces trois évènements ont été combinés dans la formulation de la probabilité d'amorçage de la corrosion. Le critère que nous avons retenu pour le démarrage effectif de la corrosion repose sur la quantité de produits de corrosion formés. Pour déterminer la valeur seuil de ce critère, nous nous sommes appuyé sur le calcul des probabilités de bonne ou de mauvaise alarme, en relation avec la détection de l'amorçage de la corrosion par les paramètres électrochimiques : le potentiel libre de corrosion et la résistance de polarisation. Les données utilisées pour le calcul des probabilités

"expérimentales" d'alarme ont été tirées de la campagne expérimentale, après un traitement par une analyse en composantes principales, ayant permis d'extraire des groupes de données présentant une structure de corrélation homogène d'un ensemble a priori hétérogène de données. Les seuils "expérimentaux" obtenus pour la masse, le potentiel et la résistance de polarisation n'ont pas été confirmés par l'emploi des simulations de Monte Carlo, les lois de distributions n'ayant pas été vraisemblablement choisies de façon pertinente devant l'allure peu orthodoxe des histogrammes de données. Nous sommes cependant convaincu que la méthodologie proposée constitue la voie à suivre pour améliorer la conception de la durabilité des ouvrages en béton soumis à la carbonatation.

Les perspectives de développement futur de notre travail peuvent se concentrer tout d'abord sur une meilleure modélisation de la cinétique de corrosion, en intégrant explicitement l'effet du système par macro-pile. Ensuite viendra la mise en œuvre du calcul de la probabilité d'amorçage de la corrosion, dans sa formulation a priori et a posteriori, en tenant compte éventuellement d'inspection successives. In fine, il s'agirait de proposer des indices de fiabilité cibles et un format de dimensionnement adéquat de l'enrobage. Cette perspective demandera d'envisager le comportement de la structure jusqu'à l'atteinte d'un état limite ultime, afin de respecter la cohérence des indices de fiabilité à différents stades de la vie de la structure.

VI Références

[ABBAS et al., 1999] ABBAS A., CARCASSES M. et OLLIVIER J.P. "Gaz permeability of concrete in relation to its degree of saturation". Material and Structures/ Matériaux et constructions, 1999, 32: 3-8.

[AFGC, 2004] AFGC (Groupe de travail), Conception des bétons pour une durée de vie donnée des ouvrages – Indicateurs de durabilité, "Conception des bétons pour une durée de vie donnée des ouvrages. Maîtrise de la durabilité vis-à-vis de la corrosion des armatures et de l'alcali réaction ", éd. AFGC, Bagneux, 30-41.

[A.F.P.C – A.F.R.E.M, 1997] A.F.P.C – A.F.R.E.M "Détermination de la masse volumique apparente et de la porosité accessible à l'eau". In Olivier J.P. ed., Durabilité des bétons : Méthodes recommandées sur la mesure des grandeurs associées à la durabilité. Page 121-124. Laboratoire des Matériaux et durabilité des constructions (LMDC).

[AHMAD, 2003] AHMAD S. "Reinforcement corrosion in concrete structures, its monitoring and service life prediction – a review", Cement and Concrete Composite, 2003, 25: 459- 471.

[ALONSO et al., 1988] ALONSO C., ANDRADE C. et GONZÁLEZ J.A. "Relation between resistivity and corrosion rate of reinforcements in carbonated mortar made with several cement types", Cement and Concrete Research, 1988, 18: 687-698.

[ANDRADE et GONZALEZ, 1978] ANDRADE C. et GONZALEZ J. A. "Quantitative measurements of corrosion rate of reinforcing steels embedded in concrete using polarization resistance measurements". Werkstoffe und Korrosion, 1978, 29: 515–519.

[ANDRADE et ALONSO, 2001] ANDRADE C. et ALONSO C. "On-site measurements of corrosion rate of reinforcements". Construction and Building Materials, 2001, 15: 141–145.

[ANDRADE, 1973] ANDRADE C. "New electrochemical technique for the corrosion measurement in reinforced and prestressed concretes". PhD thesis, University of Madrid, 1973.

[ANDRADE, 2002] ANDRADE C. "Weather influence on corrosion of reinforcements", Proceedings of the ICC conference, Sept. 2002, Grenade, 22-27.

[ANDRADE, et al., 2001] ANDRADE C., KEDDAM M. et NOVOA X.R. "Electrochemical behavior of steel bars in concrete: influence of environmental factors and cement chemistry", Electrochimica Acta, 2001, 46: 3905-3912.

[ANDRADE et al., 2002] ANDRADE C., ALONSO C. et SARRÍA J. "Corrosion rate evolution in concrete exposed to the atmosphere", Cement and Concrete Composites, 2002, 24: 55-64.

[ANDRADE et CASTILLO, 2003]. ANDRADE C. et CASTILLO A. "Evolution of reinforcement corrosion due to climatic variations", Materials and Corrosion, 2003, 54: 379–386.

[ANDRADE et al., 2004], ANDRADE C., ALONSO C., GULIKERS J., POLDER R., CIGNA R., VENNESSLAND O., SALTA M., RAHARINAIVO A. et ELSENER A. "RILEM TC 154-EMC: Test methods for on-site corrosion rate measurement of steel reinforcement in concrete

by mean of the polarization resistance method", Journal Material and Structures/ materiaux et Construction, 2004, 37: 623-643.

[ANSTICE et al., 2005] ANSTICE D.J., PAGE C.L. et PAGE M.M., "The pore solution phase of carbonated cement pastes", Cement and Concrete Research, 2005, 35: 377-383.

[ARUP, 1983] ARUP H. "The mechanismes of protection of steel by concrete", in Crane, A.P., ed., Corrosion of Reinforcement in Concrete Construction, pages 151-157. Society of chemical industry, Ellis Horwood Limited, 1983.

[ARUP, 1985] ARUP H. "Electrochemical monitoring of the corrosion state of steel in concrete", in First International Conference on Deterioration & Repair of Reinforced Concrete in the Arabian Gulf, 1985.

[ASTM , 1983]. ASTM Special Technical Publication 818-corrosion of metals in association with concrete, 1983.

[ASTM, 1990]. ASTM C: 1152- standard test method for acid-soluble chloride in mortar and concrete 1990: 609–610.

[ASTM G 1-90, 1990]. Standard practice for preparing, cleaning and evaluating corrosion test specimens. ASTM International, 1990.

[AVILA-MENDOZA et al., 2001] AVILA-MENDOZA J., FLORES J.M. et CASTILLO U.C., "Effect of supercifial oxides on corrosion of steel reinforcement embedded in concrete", Corrosion, 1994, 50: 879-885.

[BACCAY et al.,2006] BACCAY M. A., OTSUKI N., NISHIDA T. et MARUYAMA S. "Influence of cement type and temperature on the rate of corrosion of steel in concrete exposed to carbonation". Corrosion, 2006, 62: 811–821.

[BAROGHEL-BOUNY, 2006] BAROGHEL-BOUNY V. "Water vapour sorption experiments on hardened cementitious materials. Part II: Essential tool for assessment of transport properties and for durability prediction", Cement and Concrete Research, 2007, 37: 438-454.

[BAROTH et al., 2011] BAROTH J., SCHOEFS F. et BREYSSE D. "Fiabilité des ouvrages", Ed. Hermes-Lavoisier, 2011, ISBN 978-2-7462-3144-3.

[BARY et SELLIER, 2004] BARY B. et SELLIER A. "Coupled moisture-carbon dioxide-calcium transfer model for carbonation of concrete". Cement and Concrete Research, 2004, 34: 1859-1872.

[BEJAOUI, 2002] BÉJAOUI S., "Prédiction du relâchement des chlorures par transport diffusif à travers des parois de conteneur en béton CEM-I de déchets MAVL". Rapport Technique CEA, RT-SCCME 622, 2002.

[BENSTED, 1992] BENSTED J., "A discussion of the paper"Decomposition of synthesized ettringite by carbonation" by T. Nishikawa, K. Suzuki, S. Ito, K. Sato, T. Takebe", Cement and Concrete Research, 1992, 22: 719-720.

[BENTUR et al., 1997] BENTUR A., DIAMOND S. et BERKE N.S. “Corrosion in concrete: Fundamentals and Civil Engineering Practice”. Edmunsbury Presse, London, 1997.

[BIER et al., 1987] BIER T.A., KAROPP, J. et HILSDORF H.K. "Carbonation and realcalisation of concrete and hydrated cement paste", in MASO J.C., Ed., Durability of Construction Materials, 927-934, London-New York. Chapman and Hall, 1987.

[BRUNAUER 1969] BRUNAUER S., SKALNY J. et AND BODOR E. "Adsorption in non-porous solids", Journal of Colloid Interface Science, 1969, 30: 546-552

[BURKAN et GHANI., 2002] BURKAN ISGOR A. et GHANI R. "Finite element modeling of coupled heat transfer, moisture transport and carbonation processes in concrete structures", Cement and Concrete Composites, 2004, 26: 57–73

[BREM, 2004] BREM M. "Numerische Modellierung der Korrosion an Stahlbetonbauten", PhD thesis, ETH Zurich, 2004.

[CASTEL, 2000] CASTEL A. “Couplage mécanique et corrosion dans les elements de béton armé”, Thèse de Doctorat de l’université Paul Sabatier de Toulouse, 2000.

[CASTRO et al. 2000] CASTRO P., MORENO E.I. et GENESCA J., “Influence of Marine Micro-Climates on Carbonatation of Reinforced concrete Buildings,” Cement and Concrete Research, 2000, 30: 1565-1571.

[CHANG et al., 2004] CHANG J., YEIH W., HUANG R. et CHEN C. “Suitability of several current used concrete durability indices on evaluating the corrosion hazard for carbonated concrete”, Materials Chemistry and Physics, 2004, 84: 71–78

[CHAUSSADENT, 1997], CHAUSSADENT T., “Etat des lieux et réflexions sur la carbonatation du béton armé”, Rapport du Laboratoire Central des Ponts et Chaussées (Paris), Thème de recherche OA9.

[CHAUSSADENT, 1999] CHAUSSADENT T. “Etat des lieux et réflexions sur la carbonatation du béton armé. Etudes et Rcherche des Laboratoires des Ponts et Chaussées. Laboratoire Central de Ponts et Chaussées 1999.

[CHAUSSADENT et al., 1999] CHAUSSADENT T., DAVY J.P., DIVET L., MASSIEU E. et PLATRET G. “Etat des lieux et réflexions sur la carbonatation du béton armé”. Etude et recherches des LPC, Série Ouvrage d'art OA 29, Ed. LCPC, 1999.

[CHAUSSADENT et al., 2001] CHAUSSADENT T., BAROGHEL-BOUNY V., RANAI N., AM-MOUCHE A. et HORNAL H., “Influence du rapport E/C sur hydratation , la microstructure et les déformations endogènes de pates de ciment durcies”. Revue Française de Génie Civil, 2001, 5: 217-230

[CHAUSSADENT et DRON, 1992]. CHAUSSADENT T. et DRON Y.R. “Influence of hydroxyls, carbonates and chlorides ions on the piting corrosion of stell in concrete”. Materiales de Construction, 1992, 42: 49-62.

[CHEN et MAHADEVAN, 2008], CHEN D. et MAHADEVAN S. “Chloride-induced reinforcement corrosion and concrete cracking simulation” Cement & Concrete Composites, 2008, 30: 227–238.

[COUSSY, 1995] COUSSY O., “Mechanics of Porous Continua”, John Wiley and Sons, 1995.

[COUSSY et al., 2001] COUSSY O., BAROGHEL-BOUNY V., DANGLA P. et MAINGUY M., “Assessment of the water permeability of concretes from their mass loss during drying” (in French), in: “V. Baroghel-Bouny (Ed.), Transferts dans les bétons et durabilité”, Special issue of Revue Française de Génie Civil, Hermès Science Publications, Paris, 2001, pp. 5:269–284.

[CROLET et BERANGER, 1994] CROLET J.L. et BERANGER G., “Corrosion en milieu aqueux des métaux et alliages”. Techniques de l’ingénieur, M150 traité Matériaux métalliques, 1994.

[DAL PONT, 2004] DAL PONT S. “Lien entre la perméabilité et l’endommagement dans les bétons à haute température”. Thèse de doctorat, Ecole Nationale des ponts et chausses, 2004.

[DANGLA et COUSSY, 1998] DANGLA P. et COUSSY O. “Non linear poroelasticity for unsaturated porous materials: an energy approach”. In et AL J.F.T. editeur : Poromechanisme: a tribute to M.A. Biot, Louvain (Belgique). Balkema.

[DANGLA et DRIDI., 2009] DANGLA P. et DRIDI W. “Rebar corrosion in carbonated concrete exposed to variable humidity conditions. Interpretation of Tuutti’s curve” Corrosion Science, May 2009.

[DAIMON et al.,1971]. DAIMON M., AKIBA T. et KONDO R., “Through pore size distribution and kinetics of the carbonatation reaction of Portland cement mortars”. Journal of the American Ceramic Society, 1971, 54: 423 – 428.

[DUPRAT et al., 2010] DUPRAT F., SELLIER A., NGUYEN X.S. et PONS G., "The projection gradient algorithm with error control for structural reliability", Engineering Structures 2010, 32: 3725-3733.

[DUPRAT, 2007] DUPRAT F. "Reliability of RC beams under chloride-ingress", Construction and Building Materials, 2007, 21: 1605–1616.

[DUPRAT et SELLIER, 2006] DUPRAT F. et SELLIER A. "Probabilistic approach to corrosion risk due to carbonation via an adaptive response surface method" Probabilistic Engineering Mechanics, 2006, 21: 207-216.

[DURACRETE, 2000] Brite Euram III – Project BE95-1347, Final Report, Ed. EU, 2000.

[DUNSTER, 1989] DUNSTER A.M., “An investigation of the carbonation of cement paste using trimethylsilylation”. Advances in Cement Research, 1989, 2: 99-106.

[ELSENER, 2005]. ELSENER B. “Corrosion rate of steel in concrete - measurements beyond the tafel law”. Corrosion Science, 2005, 47: 3019–3033.

[ELSENER et al., 2003] ELSENER B., ANDRADE C., GULIKERS J., POLDER R., et RAUPACH M.. "Half-cell potential measurements - potential mapping on reinforced concrete structures". Materials and Structures, 2003, 36: 461–471.

[NF EN 12390] Norme française "Essai pour béton durci", Partie 10: Détermination de la résistance relative de carbonatation du béton.

[FELIU et al., 1996] FELIU S., GONZALEZ J.A. et ALONSO C., "A new methode of in situ measurement of electricial resistivity of reinforeced concrete", Materials and structures, 1996, 29: 362 - 365.

[FELIU et al., 2005] FELIU S., GONZALEZ J.A., MIRANDA J.M. et FELIU V. "Possibilities and problems of in situ techniques for measuring steel corrosion rates in large reinforced concrete structures", Corrosion Science 2005, 47: 217–238.

[GARCES et al., 2005], GARCES P., ANDRADE M. C., SAEZ A. et ALONSO M. C. "Corrosion of reinforcing steel in neutral and acid solutions simulating the electrolytic environments in the micropores of concrete in the propagation period". Corrosion Science, 2005, 47: 289–306.

[GENUCHEN, 1980] VAN GENUCHEN M.T. "Aclosed-forme equation for predicting the hydraulic conductivity of unsaturated soils". Soil Science Society of America Journal 1980, 44: 892-898.

[GLASS et al., 1991] GLASS G.K., PAGE C.L. et SHORT N.R., "Factors affecting the corrosion rate of steel in carbonated mortars", Corrosion Science, 1991, 32: 1283-1294.

[GOÑI et al., 1990] GOÑI S., ALONSO C. et ANDRADE C., "Relationship between resistivity, porosity and corrosion rate of rebars in concrete". European Symposium: Corrosion and Deterioration of buildings. CSTB-CEFRACOR, 1990.

[GOTO et ROY,1981] GOTO S. et ROY DM. "The effect of w/c ratio and curing temperature on the permeability of hardened cement paste". Cement Concres, 1981.

[GRANDET, 1975] GRANDET J., "Contribution à l'étude de la prise et de la carbonatation des mortires au contact des matériaux poreux". Thèse de doctorat en sciences physiques, Université Paul Sabatier, Toulouse 1975.

[GROVES et al., 1990] GROVES G.W., RODWAY D.I. et RICHARDSON I.G., "The carbonation of hardened cement pastes", Advances in Cement research, 1990, 3:117-125.

[GULIKERS, 2005] GULIKERS J. "Theoretical considerations on the supposed linear relationship between concrete resistivity and corrosion rate of steel reinforcement". Materials and Corrosion 2005, 56: 393-403

[HAMADA, 1968] HAMADA M., "Neutralization (carbonation) of concrete an corrosion of reinforcing stell", vol. III In 5th International Symposium on Cement Chemistry, 1968, 343-369, Tokyo. The cement Association of Japan.

[HANSSON, 1984] HANSSON CM. “Comments on electrochemical measurements of the rate of corrosion of steel in concrete”. Cement Concres, 1984, 14:574–84.

[HANSSON et al., 2006] HANSSON C.M., POURSAEE A. et LAURENT A., “Macrocell et microcell corrosion of stell in ordinary Portland ciment and high performance concretes”. Cement and Concrete Research, 2006, 36: 2098-2112.

[HAUSMANN, 1967] HAUSMANN D., “Stell corrosion inhibition of reinforcing stell”, Materials Protection, 1967, 4: 19-22.

[HOUST et WIIMANN, 1989] HOUST F.Y. et WITTMANN F.H., “Retrait de carbonatation”, IN I.A.B.S.E. Symposium, 1989, 255-260, Lisbonne.

[HOUST, 1989] HOUST F.Y. “Cabonatation du béton et corrosion des armatures”. Chantiers/Suisse, 1989, 15 : 569-574.

[HOUST, 1991] HOUST F.Y. “Influence of microstructure and water on the diffusion of CO_2 and O_2 through cement paste”. In MALHOTRA V.M., editeur: 2nd CANMET/ACI International Conference on Durability of Concrete, 1991, 141-159, Montreal.

[HOUST ET WIIMANN, 1994] HOUST F.Y. et WITTMANN F.H., “Influence of porosity and water content on the diffusitity of CO_2 and O_2 through hydrated cement paste”. Cement and Concrete Research, 1994, 24 : 1165-1176.

[HUET, 2005] B. HUET “Comportement à la corrosion des armatures dans un béton carbonaté. Influence de la chimie de la solution interstitielle et d’une barrière de transport ” Thèse de l’institute national des sciences appliquées de Lyon, 2005.

[HUET et al., 2006] HUET B., L’HOSTIS V., SANTARINI G., FERON D. et IDRISSI H. “Steel corrosion in concrete : Determinist modeling of cathodic reaction as a function of water saturation degree”, Corrosion Science, 2007, 49: 1918-1932.

[HUNKELER, 1997] HUNKELER F., “Monitoring of repaired reinforced concrete structure by means of resistivity measurements”, Materials Science Forum, 1997, 247: 93-106.

[HYVERT, 2009] HYVERT N. “Application de l’approche probabiliste à la durabilité des produits préfabriqués en béton”, Thèse de l’Université Paul Sabatier – Toulouse III, 2009.

[HYVERT et al., 2010] HYVERT N., SELLIER A., DUPRAT F., ROUGEAU P. et FRANCISCO P. "Dependency of C–S–H carbonation rate on CO2 pressure to explain transition from accelerated tests to natural carbonation", Cement and Concrete Research, 2010, 40: 1582–1589.

[IHEKWABA et al., 1996], [IHEKWABA N.M., HOPE B.B. et HANAAON C.M., “Carbonatation and Electrochimical Chloride Extration from concrete”, Cement and concrete Research, 1996, 206: 1095-1107.

[JAGGI, 2001] JAGGI S. “Experimentelle und numerische Modellerung der lokalen Korrosion von Stahl in Beton”. PhD thesis, ETH Z¨urich. In German 2001.

[JAGGI et al., 2000] JAGGI S., ELSENER B. et B¨OHNI H. “Oxygen reduction on mild steel and stainless steel in alkaline solutions”. In j. Mietz, Polder, R., and Elsener, B., editors, Corrosion

of Reinforcement in Concrete - Corrosion Mechanisms and Corrosion Protection, European Federation of Corrosion publications, IOM Communications, 2000, 31:3–12.

[KOBAYASHI et SUTTOH, 1991]. KOBAYASHI K. et SUTTOH K. "Oxygen diffusivity of various cementitious materials". Cement Concres, 1991, 21:273–84.

[KOUZNETSOVA et al., 2003] KOUZNETSOVA T.V., IVASCHENKO S.I. et SAMCHENKO S.V., (2003) "Stability of ettringite under carbonate corrosion at hydratation of sulphoaluminate", In 11th International Congress on the Chemistry of cement (ICCC) pages 2076-2801; Durban (Afrique du Sud). The cement and concrete Institude of Sout Africa 2003.

[LATASTE, 2002] LATASTE J.F. "Evaluation non déstructive de l'état d'endomagement des ouvrages en béton armé par mesures dé résistivité électrique" Thèse de l'Université Bordeaux I, 2002.

[LANDOLT, 1993] LANDOLT D. "Corrosion et chimie de surface des métaux", 1993, Presse polytechniques et universitaires romandes.

[LANGFORD et BROOMFIELD, 1987] LANGFORD P. et BROOMFIELD J. "Moniroring the corrosion of the reinforcing steel", Construction Repair, 1987, 1: 32-36.

[LEA, 1970] F.M. LEA (1970), "The Chemistry of Cement and Concrete" Edwqrd Arnold.

[LEECH et al., 2008] LEECH C., LOCKINGTON D., DOUG HOOTON R., GALLOWAY G., COWIN G. et DUX P., "Validation of Mualem's conductivity model and prediction of saturated permeability from sorptivity", ACI Materials Journal, , Janvier-Février 2008, 105: 44-51.

[LEMAIRE et CHATEAUNEUF, 2005] LEMAIRE M. CHATEAUNEUF A. et MITTEAU J.C. "Fiabilité des structures", Ed. Hermes-Lavoisier, ISBN 2-7462-1057-6, 2005.

[LI et al., 2005] LI C., LAWANWISUT W. et ZHENG J. "Time-dependent reliability method to assess the serviceability of corrosion-affected concrete structures" Journal of Structural Engineering, 2005, 131: 1674–1680.

[LIANG et al., 2005] LIANG M., JIN W., YANG R. et HUANG N. "Predeterminate model of corrosion rate of steel in concrete", Cement and Concrete Research, 2005, 35:1827–1833

[Life Design Code , 2006] International Federation of Structural Concrete (IFSC-fib), Model Code for Service Life Design, Ed. IFCS, Lausanne, 2006.

[LOPEZ et GONZALEZ, 1993] LÓPEZ W. et GONZÁLEZ J.A., "Influence of the degree of pore saturation on the resistivity of concrete and the corrosion rate of steel reinforcement", Cement and Concrete Research, 1993, 23: 368-376.

[LOPEZ et al., 1993] LOPEZ W., GONZALEZ J. A., et ANDRADE C. "Influence of temperature on the service life of rebars". Cement and Concrete Research, 1993, 23:1130–1140.

[LOO et al., 1994] LOO Y.H., CHIN M. S., TAM. C. T. et ONG K. C. G. G. “A carbonation prediction model for accelerated carbonation testing of concrete”. Magazine of concrete Research, 1994, 46: 191:200.

[MAADDAWY et SOUDKI, 2003], MAADDAWY T.A. et SOUDKI K.A. “Effectiveness of Impressed Current Technique to Simulate Corrosion of Steel Reinforcement in Concrete” Journal of Materials in Civil Engineering, 2003, 41-47.

[MAINGUY, 1999] MAINGUY M., “Modèles de diffusion non linéaires en milieux poreux. Applications à la dissolution et au séchage des matériaux cimentaires", Thèse de doctorat de l’Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, 1999.

[MAI-NHU et al., 2011] MAI-NHU J., SELLIER A., DUPRAT F., ROUGEAU P., CAPRA B., HYVERT N. et FRANCISCO P. "Probabilistic approach for durable design of concrete cover - Application to carbonation", à paraître dans European Journal of Civil Engineering, 2011.

[MEYER, 1968] MEYER A., “Investigations on the carbonatation of concrete”, IN 5th International Symposium on Cement Chemistry, The cement Association of Japan. 1968, 394-401.

[MILLINGTON, 1959] MILLINGTON R., “Gas diffusion in porous media”, Science, 1959, vol. 130: 100-102.

[MIRAGLIOTTA, 2000] MIRAGLIOTTA R., “Modélisation des processus physico-chimiques de la carbonatation des bétons préfabriqués - Prise en comptes des effets de paroi”, Thèse de l’Université de la Rochelle, 2000.

[MOHAMMED et al., 2003] MOHAMMED T., OTSUKI N. et HAMADA H. “Corrosion of Steel Bars in Cracked Concreteunder Marine Environment”, Journal of Materials in Civil Engineering, 2003, 15: 460-469.

[MONTEMOR et al., 1995] MONTEMOR M.F., SIMÕES A.M.P., SALTA M.M. et FERREIRA M.G.S., “Carbonation of Flyash-Containing Concrete: Electrochemical studies”, Materials Science Forum, 1995, 192: 867-876.

[MORENO et al., 2004] MORENO M., MORRIS W., ALVAREZ M.G., DUFFO G.S., “Corrosion of reinforcing steel in simulated concrete pore solutions. Effect of carbonation and chloride content”, Corrosion Science, 2004, 46:2681–2699.

[MULLARD et STEWART, 2004] MULLARD J. et STEWART M. "Reliability based service life prediction of corrosion affected concrete structures", Journal of Structural Engineering 2004, 130: 1570–1577.

[MULLARD et STEWART, 2009] MULLARD J. et STEWART M. "Stochastic assessment of timing and efficiency of maintenance for corroding RC structures" Journal of Structural Engineering, 2009, 135: 887–895.

[NF EN 1992-1-1] Norme Européenne – Française : Calcul des structures en béton 2005.

[NGALA ET PAGE, 1997] NGALA V.T. et PAGE C.L., "Effects of carbonatation on pore structure and diffusional properties of hydrated cement pastes", Cement and Concrete Research, 1997, 27 : 995-1007.

[NSHIKAWA et al., 1992] HSHIKAWA T., SUZUKI K., ITO S., SATO K. et TAKEBE T. "Decomposition of synthesized ettringite by carbonation". Cement and concrete Research, 1992, 22 : 6-14.

[NYGAARD, 2008] NYGAARD P. V. "Mesure electrochemical non-destructive de corrosion de l'acier ", Thèse de l'Université technique de Denmark, 2008.

[OH et al., 2007] OH B., LEW Y. et CHOI Y. "Realistic Assessment for Safety and Service Life of Reinforced Concrete Decks in Girder Bridge, Journal of Bridge Engineering, 2007, 12: 410–418.

[PAGE, 1988] PAGE C. L. "Corrosion of steel in concrete, chapter 2". Chapman and Hall, 1988.

[PAGE et CUNNINGHAM, 1988] PAGE C.L. et CUNNINGHAM P.J., "Electro-chemical Methods of Corrosion Monitoring for Marine Concrete Structures", HMSO Books, London 1988.

[PAPADAKIS et al., 1991] PAPADAKIS V.G., VAYENAS C.G. et FARDIS M.N. "Fundamental modeling and experimental investigation of concrete carbonatation", ACI material journal, 1991, 88: 363-373.

[PAROTT, 1987] L.J. PAROTT, "A review of carbonation in reinforced concrete", published by the Cement and Concrete Association and the Buiding Research Establishment, 1987.

[PAROTT et KILLOH, 1989] PAROTT L.J. et KILLOH D.C., "Carbonation in a 36 year old, in-situ concrete", Cement and Concrete Research, 1989, 19: 649-656.

[PETERSON, 2008] PETERSON P. "Theory and Applications of the Measurement of Corrosion Rate with Polarization Resistance", Gamry Instruments 2008.

[PIHLAJAVAARAM, 1968] PIHLAJAVAARA S.E. "Somme results of the effect of carbonatation on the porosity and pore size distribution of cement pastes". Materials and Structures, 1968, 1: 521–526.

[POLDER et al., 2000] POLDER R., ANDRADE C., ELSENER B., VENNESLAND O., GULIKERS J., WEIDERT R., et RAUPACH, M. "Test methods for on-site measurement of resistivity of concrete". Materials and Structures, 2000, 33: 603–611.

[POLDER, 2000] POLDER R.B. "Test methods for on site measurement of resistivity of concrete - A RILEM TC-154 Technical recommendation". 5th CANMET-ACI International conference on the Durability of Concrete, Barcelona (S), June 2000, ed. P.A.M. Basheer 139-154.

[POLDER, 2001] POLDER R.B. "Test methods for on site measurement of resistivity of concrete - a RILEM TC-154 technical recommendation". Construction and Building Materials, 2001, 15:125-131.

[POUR-GHAZ et al., 2009] POUR-GHAZ M., BURKAN ISGOR O. et GHODS P. “The effect of temperature on the corrosion of steel in concrete, part 1”. Corrosion Science, 2009, 51 : 415-425.

[RAFAÏ et al., 2002] RAFAÏ N., HORNAIN H., VILLAIN G., BAROGHEL BOUNY V., PLATRET G. et CHAUSSADENT T., “Comparaison et validité des méthodes de mesure de carbonatation”, Revue française de génie civil, 2000, 6 : 251-274.

[RAHMAN et GLASSER, 1989] RAHMAN A.A. et GLASSER F.P., “Comparative studies of the carbonation of hydrated cements”,Advances in Cement Research, 1989, 2:49-54.

[RANAIVOMANANA, 2010] RANAIVOMANANA H. “Transfert dans le milieu poreux réactifs non saturés : Application à la cicatrisation des fissures dans les matériaux cimentaires par carbonatation”, Thèse de l’Université Toulouse III – Paul Sabatier, 2010.

[RASHEEDUZZAFAR, 1992]. RASHEEDUZZAFAR. “Influence of cement composition on concrete durability”. ACI Mater J, 1992, 89: 574–86.

[RASHEEDUZZAFAR et al., 1990]. RASHEEDUZZAFAR, DAKHIL F.H., AL-GAHTANI A.S., AL-SAADOUN S.S. et BADER M.A. “Influence of cement composition on the corrosion of reinforcement and sulfate resistance of concrete”. ACI Mater J, 1990; 87: 114–22.

[RAUPACH, 1997]. RAUPACH M. “Effect of temperature on chloride induced steel corrosion in concrete”. In Bardal, E., editor, EUROCORR 97, The European Corrosion Congress, Event No. 208, 1:431–438. European Federation of Corrosion, Tapir.

[RAJA et al., 2009] RAJA R.H. et ISHIDA T. “Critical Carbonation Depth for Initiation of Steel corrosion in Fully Carbonated Concrete and Development of Electrochemical Carbonation Induced Corrosion Model”. International Journal of Electrochemical Science, 2009, 4:1178-1195.

[RILEM TC154], “Half cell potential measurements – potential mapping to locate corroding reinforcement in concrete structures”, RILEM TC154 Recommendations.

[RILEM TC-14-EMC], “Techniques électrochimiques pour mesurer la corrosion dans le béton”, RILEM TC-14-EMC Recommendations.

[ROPER et BAWEJA, 1991]. ROPER H. et BAWEJA D., “Carbonatation-Chloride Interaction and their influence on Corrosion Rates of Steel in Concrete”, Durability of concrete, ACI SP-126, 1991, 295-315.

[ROUHAN et SCHOEFS, 2003] ROUHAN A. et SCHOEFS F., “Probabilistic modeling of inspection results for off-shore structures”, Structural Safety, 2003, 25: 379-399.

[SAETTA et VITALIANI, 2004] SAETTA A.V. et VITALINI R.V., 2004 “Experimental investigation and numerical modeling of carbonation process in reinforced concrete structures”. Part I: Theoretical formulation" Cement and Concrete Research, 2004, 34: 571–579.

[SALEEM et al., 1996] SALEEM M., SHAMEEM M., HUSSAIN S.E. et MASLEHUDDIN M. “Effect of moisture, chloride and sulphate contamination on the electrical resistivity of Porland cement concrete”. Construction and Building Materials, 1996, 10:209-214.

[SANDBERG, 1998] SANDBERG P.. “Chloride initiated reinforcement corrosion in marine concrete”, Report TVBM-1015. Technical report, Lund Institute of Technology, Lund, Sweden 1998.

[SAUMAN, 1971] SAUMAN Z. “Carbonization of porous concrete and its main binding components”, Cement and Concrete Research, 1971, 1:645-662.

[SAUMAN et LACH, 1972] SAUMAN Z. et LACH V., “Long terme carbonatation of the phases 3CaO.Al2O3.6H2O and 3CaO.Al2O3.SiO2.4H2O”, Cement and Concrete Research, 1972, 2: 453- 446.

[SELLIER et al 2010] SELLIER A., LA BORDERIE C., TORRENTI J.M. et MAZARS J., “The french National project CEOS.FR, Assessment of cracking risk for special concrete structures under THCM stresses, in Concrete under severe conditions” Environment and Loading, volume 1, edited by Castro-Borges P, Moreno E.I, Sakai K, Gjorv. O.E, Banthia N, 2001.

[SENSO, 2009] Projet ANR SENSO, “Stratégie d’évaluation non déstructive pour la surveillance des ouvrages en béton” . Partenaires scientifiques : LMDC – Université de Toulouse ; GHYMAC – Université de Bordeaux I ; IEMN – Ecole Centrale de Lille ;LCPC – Nantes ;LCND – Université de la Méditerranée ;ONERA – Toulouse ; LEAT – UMR 6071 – Univ. Sophia Antipolis 2009.

[SHEILS et al., 2010] SHEILS E., O’CONNOR A., BREYSSE D., SCHOEFS F. et YOTTE S. "Development of a two-stage inspection process for the assessment of deteriorating infrastructure", Reliability Engineering and System Safety 95, 2010, 182–194.

[Shreir, 1976] J.L. SHREIR, “Corrosion”, Newnes – Butter worths, Londre, 1976.

[NGUYEN, 2007] NGUYEN X. S., “Algorithmes probabilistes appliqués à la durabilité et à la mécanique des ouvrages de génie civil”, Thèse de Doctorat de l'INSA Toulouse 2007.

[SONG, 2000]. SONG G. “Theoretical analysis of the measurement of polarisation resistance in reinforced concrete”. Cement and Concrete Composites, 2000, 22:407–415.

[STERN et GEARY,1957] STERN, M. et GEARY, A. L. “Electrochemical polarization, i. a theoretical analysis of the shape of polarization curves”. Journal of the Electrochemical Society, 1975, 104:56–63.

[STEWART et ROSOWSKY, 1998] STEWART M.G. et ROSOWSKY D.V. "Time dependant reliability of deteriorating reinforced concrete bridge decks" Structural Safety 20, 1998, 91–109.

[SUBRAMANIAM et BI., 2010] SUBRAMANIAM K.V. et BI M., “Investigation of steel corrosion in cracked concrete: Evaluation of macrocell and microcell rates using Tafel polarization response”, Corrosion Science, 2010, 52: 2725–2735.

[SWENSON et SEREDA, 1968]. SWENSON E.G. et SEREDA P.J. “Mechanisme of the carbonatation shrinkage of lime and hydrated cement”. J. appl. Chem, 1968, 18: 111- 117.

[THIERY et al., 2003] THIERY M., VILAIN G. et PLATRET G., “Effect of carbonation on density, microstructure and liquid water saturation of concrete”, Proc. 9th Eng. Conf. on Advances in Cement and Concrete, USA (Copper Mountain), 2003, 481-490.

[THIERY et al., 2004] THIERY M., VILAIN G., JAAFAR W., “Estimation de la perméabilité des matériaux cimentaires par porosimétrie au mercure”, Bullentin du groupe Francophone d’Humidimétrie et transferts en milieu poreux, 2004, vol.46.

[THIERY, 2005] THIERY M., “Modélisation de la carbonatation atmosphérique des bétons – Prise en compte des effets cinétiques et de l'état hydrique”, Thèse de Doctorat de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées 2005.

[THIERY et al., 2007] THIERY M., BAROGHEL BOUNY V., BOURNETON N., VILLAIN G. et STEFANI C., “Modélisation du séchage des bétons, analyse des différents modes de transfert hydrique”, Revue européenne de Génie Civil, 2007, 11 : 541-577.

[TOGNAZZI, 1998], TOGNAZZI C., “Couplage fissuration-dégradation chimique dans les matériaux cimentaires: caractérisation et modélisation”, Thèse de doctorat de l'INSA de Toulouse, 1998.

[TUUTTI, 1982] TUUTTI K. “Corrosion of Steel in Concrete”, Swedish Cement and Concrete Research Institute, Rapport 1982.

[VERBECK, 1958] VERBECK G. “Carbonation of hydrated Portland cement“, ASTM Special Publication 1958, 205:17-36.

[VIDAL, 2003] VIDAL T. “Requalification des structures dégradées par la corrosion”, Thèse de doctorat de l’INSA de Toulouse 2003.

[VU et STEWART, 2005] VU K. et STEWART M. "Predicting the likelihood and extent of reinforced concrete corrosion-induced cracking" Journal of Structural Engineering 131 2005, 1681–1689.

[XI et al, 1994] XI Y., BAZANT Z. et JENNINGS H. “Moisture diffusion in cementitious materials -adsorption isotherms”. Advanced Cement Based Materials, 1994, 1:248-25

[XIANTUO et al., 1994] XIANTUO C., RUIZHEN Z. et XIAORONG C., “Kinetic study of ettringite carbonation reaction”, Cement and Concrete Research, 1994, 24:1383-1389.

[YILDIRIM et al., 2010], YILDIRIM H., ILICA T. et SENGUL O., “Effect of cement type on the resistance of concrete against chloride penetration”. Constr Build Mater (2010), doi:10.1016/j.conbuildmat.2010.09.023

[YOON et al., 2007] YOON I.K., LU O.C. et PARK K. “Effect of global climatic change on carbonation progress of concrete” Atmospheric Environement Journal, 2007, 41: 7274 – 7285.

[YOUNG et al., 1974]. YOUNG J.F., BERGER R.L. et BREESE J. “Accelerated curing of compacted calcium silicate mortars on exposure to CO_2 ” Journal of the American Cerami Society, 1974, 57: 384 – 397.

[ZIVICA, 2002] ZIVICA V. “Significance and influence of the ambient temperature as a rate factor of steel reinforcement corrosion”, Bull. Mater. Sci., Octobre 2002, 25 :375-379 Indian Academy of Sciences.

[JAAFAR, 2003] JAAFAR W. “Influence de la carbonatation sur la prorosité et la perméabilité des bétons”, Rapport de Stage, Université Marne la Vallée, 2003.

[WEYDERT, 2003] WEYDERT R., “Einfluss der Umgebungbedingungen auf das Instansetzungsprinzip “W” bei Korrosion infolge Karbonatisierung des Betons”, Materials and Corrosion, 2003, 54: 447- 453.

VII Annexes

Caractéristiques des ciments utilisés

Tableau 1. Constituants des ciments

			CEM I	CEM II	CEM III
Constituants principaux (%)	Clinker		96	72	57
	Calcaire (LL)		-	28	-
	Laitier		-	-	40
	Avec	C_3S	64.2	64.2	58.09
		C_3A	10.9	10.9	11.82
		C_4AF	7.5	7.5	7.47
		C_2S	10	10	10
Constituants secondaires (%)	Calcaire (LL)		3.4	-	-
	Filler (F)		0.6	-	3
	Gypse		3	2.5	3
Additifs (%)	Agent de mouture		0.04	0.03	0.02
	Autres		0.027	-	0.35
	Agent de réducteur de Cr VI		0.027	0.027	0.015

Tableau 2. Caractéristiques chimiques des ciments (%) – Usine de Martres-Tolosane

Caractéristique	CEM I 52.5 R	CEM II B-LL 32.5 N	CEM III A 52.5 N
SiO_2	20.29	15.81	26.12
Al_2O_3	5.56	4.23	7.79
Fe_2O_3	2.32	1.98	1.65
CaO	64.22	61.58	54.69
MgO	2	1.31	4.05
K_2O	0.57	0.52	0.43
Na_2O	0.18	0.1	0 .65
SO_3	3.17	2.41	1.82
S^{2-}	0.01	ND	0.32
Cl^-	0.03	0.02	0.35
TiO_2	ND	ND	ND
MnO	ND	ND	ND
P_2O_5	0.29	0.18	0.16
Perte au feu	1.49	12.04	2.06

Isothermes hydriques

Tableau 3. Variation de S_r(HR) et de k_{rl}(HR) des trois bétons non carbonatés

	BETON I – CEM I		BETON II – CEM II		BETON III – CEM III	
HR	S_r	k_{rl}	S_r	k_{rl}	S_r	k_{rl}
1	1	1	1	1	1	1
0.995	0.902	0.050005	0.910	0.03739	0.868	0.014538
0.97	0.774	0.005307	0.851	0.005204	0.847	0.002257
0.9	0.721	0.001243	0.820	0.001391	0.818	0.000609
0.86	0.686	0.00074	0.795	0.000902	0.794	0.000396
0.8	0.631	0.000374	0.752	0.000523	0.751	0.00023
0.76	0.593	0.000241	0.721	0.000375	0.720	0.000165
0.7	0.539	0.000128	0.674	0.000233	0.673	0.000102
0.6	0.476	0.000054	0.615	0.000121	0.615	5.32E-05
0.55	0.449	3.62E-05	0.584	8.59E-05	0.583	3.77E-05
0.44	0.371	1.12E-05	0.486	0.00003	0.485	1.32E-05
0.4	0.334	6.1E-06	0.439	1.72E-05	0.439	7.6E-06
0.3	0.223	6E-07	0.292	1.8E-06	0.292	8E-07
0.2	0.131	2.78E-08	0.169	8.08E-08	0.168	3.51E-08
0.1	0.072	7.86E-10	0.090	2.01E-09	0.090	8.79E-10
0.01	0.013	2.28E-14	0.016	5.08E-14	0.016	2.22E-14
0.2	0.091	3.80E-09	0.114	9.51E-09	0.113	4.12E-09
0.3	0.118	1.92E-08	0.148	4.91E-08	0.148	2.17E-08
0.4	0.149	8.48E-08	0.190	2.00E-07	0.190	1.00E-07
0.44	0.163	1E-07	0.206	4E-07	0.206	2E-07
0.55	0.200	6E-07	0.255	1.5E-06	0.254	6E-07
0.6	0.220	1.1E-06	0.277	2.7E-06	0.277	1.2E-06
0.7	0.278	0.000005	0.339	1.02E-05	0.339	4.5E-06
0.76	0.340	1.79E-05	0.405	3.12E-05	0.405	1.36E-05
0.8	0.397	4.64E-05	0.464	7.15E-05	0.463	3.13E-05
0.86	0.513	0.000222	0.586	0.000289	0.585	0.000127
0.9	0.613	0.000669	0.691	0.00078	0.689	0.00034
0.97	0.773	0.005299	0.851	0.005192	0.846	0.002252
0.995	0.902	0.050005	0.910	0.03739	0.868	0.014538
1	1	1	1	1	1	1

Tableau 4. Variation de S_r(HR) et de k_{rl}(HR) des trois bétons carbonatés

	BETON I - CEMI		BETON II - CEMII		BETON III - CEMIII	
HR	S_r	k_{rl}	S_r	k_{rl}	S_r	k_{rl}
1.000	1	1	1	1	1	1
1.000	0.995	0.988998	0.995	0.9894	0.994	0.362097
1.000	0.994	0.328803	0.995	0.9894	0.989	0.212983
0.999	0.988	0.202041	0.994	0.290663	0.969	0.127363
0.999	0.98	0.15893	0.991	0.231007	0.953	0.098178
0.997	0.89	0.042121	0.925	0.06594	0.850	0.02436
0.995	0.842	0.021633	0.875	0.034205	0.814	0.012851
0.992	0.811	0.012113	0.834	0.018654	0.797	0.007528
0.990	0.803	0.009363	0.819	0.014155	0.793	0.005912
0.970	0.781	0.002862	0.785	0.004134	0.778	0.001856
0.900	0.719	0.000646	0.721	0.000926	0.719	0.000423
0.860	0.684	0.000384	0.686	0.000548	0.684	0.000252
0.800	0.636	0.000201	0.636	0.000287	0.635	0.000132
0.760	0.61	0.000141	0.611	0.000202	0.610	9.28E-05
0.700	0.583	9.37E-05	0.584	0.000133	0.583	6.14E-05
0.600	0.527	4.47E-05	0.527	6.35E-05	0.527	2.93E-05
0.550	0.484	0.000027	0.485	3.84E-05	0.484	1.76E-05
0.440	0.351	4.40E-06	0.351	6.30E-06	0.351	2.90E-06
0.400	0.288	1.50E-06	0.288	2.10E-06	0.288	0.000001
0.300	0.193	1.00E-07	0.193	2.00E-07	0.192	9.31E-08
0.200	0.124	1.07E-08	0.124	1.53E-08	0.123	6.96E-09
0.100	0.07	3.73E-10	0.071	5.39E-10	0.070	2.47E-10
0.010	0.014	1.42E-14	0.014	2.04E-14	0.014	9.27E-15
0.200	0.097	2.82E-09	0.097	4.04E-09	0.096	1.84E-09
0.300	0.124	1.32E-08	0.123	1.85E-08	0.123	8.38E-09
0.400	0.154	5.22E-08	0.154	7.47E-08	0.154	3.50E-08
0.440	0.172	1.00E-07	0.172	1.00E-07	0.172	6.75E-08
0.550	0.219	5.00E-07	0.220	7.00E-07	0.219	3.00E-07
0.600	0.241	9.00E-07	0.241	1.30E-06	0.241	6.00E-07
0.700	0.285	0.000003	0.285	4.30E-06	0.284	1.90E-06
0.760	0.318	6.60E-06	0.320	9.70E-06	0.319	4.40E-06
0.800	0.356	1.42E-05	0.358	2.05E-05	0.356	9.30E-06
0.860	0.45	6.33E-05	0.451	9.15E-05	0.449	4.15E-05
0.900	0.545	0.000214	0.549	0.000314	0.545	0.000141
0.970	0.773	0.002761	0.777	0.003998	0.769	0.001789
0.995	0.842	0.021633	0.875	0.034205	0.814	0.012851
1	1	1	1	1	1	1

Résultats expérimentaux - Coefficients de Tafel

Tableau 4. Résultats expérimentaux de Tafel - Groupe EXPO

	SERIE 1 – BETON CEM I			SERIE 2 – BETON CEM II			SERIE 3 – BETON CEM III		
	N°	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	N°	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	N°	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)
E 15 NC	23		0.206	145	0.247	0.158	161	0.776	0.195
	30			136	0.666	0.165	158	3.617	0.421
	63			147	0.649	0.254	157	0.678	0.149
	28		0.395	126	0.134	0.185	168	0.654	0.122
	74			134		0.381	150		0.537
	42	0.263	0.124	144			178		
E15 C	25	1.255	0.577	124	2.292	0.178	177	1.316	0.728
	5	0.757	0.429	135	0.712	0.388	163		0.165
	59	0.765	0.513	116	0.694	0.366	151	1.54	0.649
	16			143		0.098	149	0.55	0.29
	58	1.029	0.232	119	0.402	0.399	179	0.123	0.113
	9	3.377	0.458	146		0.117	169	0.885	
	27	0.698	0.308	127	0.649	0.172	153		
	83	0.338	0.31	112	4.631	0.306	181	0.738	0.327
	15	0.39	0.393	141	0.417	0.154	165	1.264	0.934
	18	1.395	0.422	132	0.596	0.52	175	0.505	
	1	0.212	0.141	118	0.273	0.165	148	0.451	0.54
	41	0.569	0.395	123	0.503	0.049	176	0.748	0.547
	43	0.263	0.192	140			166	0.506	0.522
	19	2.006	0.719	138	0.512	0.518	171	0.133	0.104
	7	0.19	0.147	115	1.247	0.591	172	0.125	0.109
E30 C	12		0.304	130	1.753	0.171	173	1.48	0.162
	20	0.2	0.904	113		0.2	170	1.285	0.42
	65	1.673	0.153	121	1.128	0.196	164	0.53	0.218
	6	2.037	0.488	111	0.253	0.043	122	2.214	0.733
	105	3.278	0.388	128	0.676	0.066	160	1.02	0.108
	13	1.005	0.092	120	1.083	0.109	180	0.225	0.134
	44	0.09	0.094	142	1.307	0.221	154	0.677	0.11
	103	0.629	0.091	125	0.796	0.133	155	0.648	0.139
	104		0.181	133		0.891	162	0.756	0.132
	47			131	0.294	0.173	174		
	10	0.086	0.059	129	0.448	0.0763	117		0.347
	4	0.534	0.11	110	5.807	0.169	156	0.56	0.183
	61	2.496	0.448	139	0.427	0.063	167	0.67	0.168
	26	0.836	0.139	114			152	0.796	0.24
	36	1.211	0.379	137	0.649	0.172	159		0.142

Tableau 5. Résultats expérimentaux de Tafel - Groupe H/S

	SERIE 4 – BETON CEM I			SERIE 5 – BETON CEM II			SERIE 6 – BETON CEM III		
	N°	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	N°	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	N°	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)
E 15 NC	324	1.086	0.221	424	0.298	0.048	534	0.395	0.032
	313	0.13	0.177	420	0.786	0.177	529	0.791	0.151
	307	0.474	0.205	413	0.12	0.12	508		0.015
	312		0.144	415	0.328	0.091	510	0.467	0.115
	308	0.45	0.153	422	0.12	0.102	511	0.516	0.1
	319	0.416	0.124	436	0.48	0.047	521	0.898	0.151
E15 C	318	0.134	0.112	417	0.617	0.335	522	1.117	0.526
	329	0.849	0.513	401	0.509	0.328	533	0.741	0.401
	323	0.11	0.108	425	1.932	0.608	513	0.291	0.288
	317	0.91	0.792	408	0.799	0.561	506	1.974	1.026
	311	1.001	0.801	431	1.025	0.432	507	1.275	0.798
	328	0.911	0.663	405	0.723	0.367	524	3.916	2.583
	303	1.323	0.53	435	0.574	0.949	535	0.879	0.565
	315	0.156	0.128	419	0.673	0.381	523	1.025	0.664
	302	0.149	0.109	429	0.954	1.238	509	0.256	0.213
	332	0.73	0.504	434	0.83	0.503	505	0.184	0.148
	310	0.158	0.077	409	0.68	0.247	502	0.223	0.165
	304	0.92	0.632	414	0.667	0.508	531	0.958	0.417
	321	0.783	0.515	430		0.698	519	1.494	0.916
	334	1.589	1.199	412	0.837	0.487	514	0.913	0.575
	301	1.232	0.518	427	2.343	1.942	536	0.665	0.466
E30 C	333	0.535	0.337	411	0.153	0.125	518	0.571	0.133
	320	0.144	0.148	406	0.582	0.282	530	1.021	0.199
	314	0.093	0.101	432	0.742	0.25	501	0.48	0.237
	309	0.593	0.395	428	0.846	0.324	503	0.715	0.165
	316	0.441	0.098	416	1.543	0.098	532	1.478	0.563
	327	0.559	0.322	433	0.693	0.258	527	1.79	0.422
	322	0.819	0.286	423	0.318	0.138	520	0.629	0.158
	330	0.574	0.202	404	0.752	0.253	517	0.604	0.267
	335	1.169	0.243	407	3.301	5.817	525		0.162
	305	0.695	0.142	421	0.388	0.17	516	0.344	0.155
	336	0.929	0.507	426	0.195	0.297	526	0.54	0.092
	326	0.73	0.213	402	0.959	0.279	515	0.938	0.16
	331	0.656	0.238	410	0.397	0.085	528	0.905	0.27
	325	0.459	0.281	403	0.438	0.206	504	1.017	0.484
	306	0.874	0.068	418	0.54	0.12	512	0.346	0.147

Tableau 6. Résultats expérimentaux de Tafel - Groupe IMBI

	SERIE 7 – BETON CEM I			SERIE 8 – BETON CEM II			SERIE 9 – BETON CEM III		
	N°	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	N°	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	N°	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)
E 15 NC	604	0.308	0.096	701	0.309	0.156	833	1.042	0.07
	628	0.921	0.126	711	0.59	0.139	816	0.816	0.137
	601	0.149	0.125	719	2.206	0.287	829	0.375	0.113
	619	0.315	0.008	729	0.135	0.07	813	0.299	0.105
	633	0.556	0.221	715	0.075	0.102	809	1.182	0.095
	616	0.207	0.1	727	0.271	0.082	802	0.651	0.117
E15 C	617	1.436	0.716	724	1.095	0.591	836	0.864	0.588
	605	1.064	0.392	705	1.013	0.475	808	0.884	0.559
	629	0.601	0.285	703	1.348	0.748	821	1.061	0.828
	606	1.111	0.6	736	1.59	0.39	807	1.086	0.724
	612	0.333	0.276	721	0.779	0.348	827	0.909	0.75
	634	0.189	0.123	733	1.583	0.54	819	1.241	1.037
	602	1.297	0.624	718	0.271	0.18	804	0.207	0.173
	607	1.277	0.635	735	0.193	0.112	823	0.374	0.277
	609	0.324	0.348	725	0.39		805	1.712	0.878
	608	0.354	0.395	713	0.509	0.297	814	0.995	0.793
	627	0.494	0.286	712	1.161	0.451	801	0.844	0.59
	614	1.854	0.656	708	0.738	0.37	828	0.754	0.678
	625	0.282	0.199	714	0.34	0.213	820	1.137	0.922
	626	1.314	0.268	709	0.757	0.293	818	1.274	0.787
	623	0.625	0.307	717	0.263	0.162	831	0.938	0.53
E30 C	624	1.772	0.529	716	1.272	0.166	822	0.404	0.221
	631		0.48	722		0.115	811	1.224	0.476
	636	0.66	0.175	728	1.027	0.336	835	0.73	0.238
	613	0.967	0.445	707	0.174	0.13	806	0.629	0.311
	632	0.218	0.135	732	1.34	0.615	803	0.664	0.196
	630	0.768	0.192	706	0.066	0.097	824	0.823	0.289
	618	0.57	0.163	734	0.158	0.103	825	0.372	0.195
	622	0.2	0.157	730	0.176	0.145	812	0.488	0.215
	611	0.53	0.212	726		0.36	834	0.65	0.198
	603	0.522	0.275	710		0.315	826	0.65	0.159
	635	0.226	0.124	720		0.146	817	0.468	0.188
	621	0.779	0.433	731	0.201	0.183	832	0.848	0.196
	620	1.013	0.224	702		0.19	830	0.98	0.126
	615	0.078	0.103	723	0.428	0.171	815	0.68	0.223
	610	0.113	0.128	704	0.25	0.12	810	0.625	0.135

Paramètres de corrosion aux échéances de rupture

Tableau 7. Béton CEM I – Groupe EXPO

	N°	Echéance (j)	Perte(g)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)	x_c (mm)
E15NC	23	417	0.0190	68.292	-85.36	
	30	417	0.0150	40.705	-90.32	
	63	417	0.0150	25.181	-143.90	
	28	162	0.0250	45.120	-262.90	0.964
	74	162	0.0100	43.389	-290.10	1.100
	42	216	0.0230	8.443	-363.70	
E15 C	25	417	0.0590	2.452	-513.30	23.714
	5	417	0.0640	2.222	-524.60	25.000
	59	417	0.0570	1.689	-579.80	30.429
	16	162	0.0400	19.164	-351.50	19.667
	58	216	0.1450	262.900	33.85	22.667
	9	162	0.0470	28.181	-381.40	17.600
	27	375	0.0720	63.228	-63.28	27.000
	83	382	0.0830	20.055	-31.71	20.857
	15	389	0.0580	5.610	-123.30	20.286
	18	382	0.0620	53.604	-69.12	15.857
	1	216	0.0680	22.833	-322.20	21.333
	41	382	0.1110	81.005	22.49	21.143
	43	375	0.2540	11.472	-133.60	34.667
	19	197	0.0820	4.618	-407.10	37.750
	7	197	0.1020	3.867	-442.50	34.500
E30 C	12	417	0.0260	4.165	-386.80	18.857
	20	417	0.0630	5.322	-448.40	17.429
	65	417	0.0090	5.809	-124.90	17.714
	6	382	0.0600	59.278	-59.18	30.55
	105	375	0.0740	56.865	-79.49	30.667
	13	375	0.0600	60.287	33.73	14.000
	44	197	0.0230	225.979	-60.00	17.330
	103	216	0.0600	174.422	57.81	25.333
	104	382	0.0160	3.677	129.50	18.679
	47	162	0.0110	33.932	-40.52	17.000
	10	216	0.0600	206.233	-65.21	17.000
	4	197	0.0150	201.267	26.15	32.500
	61	162	0.0720	16.500	-339.10	16.375
	26	389	0.0530	69.600	-3.66	13.33
	36	389	0.0560	131.075	-10.29	30.33

Tableau 8. Béton CEM II – Groupe EXPO

	N°	Echéance (j)	Perte (g)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)	x_c (mm)
E15NC	145	417	0.0040	45.637	-113.30	
	136	417	0.0280	33.080	-66.45	
	147	417	0.0130	29.933	-142.50	
	126	216	0.0170	77.779	-133.50	
	134	162	0.0290	56.711	15.26	1.630
	144	162	0.0060	2.628	27.66	2.010
E15 C	124	417	0.0460	9.415	-347.400	15.500
	135	417	0.0820	1.302	-558.000	15.500
	116	417	0.0670	2.914	-507.200	12.500
	143	197	0.0550	46.426	-272.900	15.400
	119	382	0.1260	1.893	-175.800	12.857
	146	197	0.0500	169.450	-39.660	13.667
	127	216	0.0710	101.017	-203.600	23.333
	112	216	0.0740	49.564	-235.700	19.667
	141	389	0.0850	27.250	-52.510	12.000
	132	382	0.0880	3.083	-425.400	29.143
	118	375	0.0900	41.713	-147.100	12.000
	123	375	0.0260	2.791	40.660	11.333
	140	162	0.0700	7.261	-432.200	
	138	382	0.1070	27.409	-145.000	17.000
	115	162	0.1100	14.349	-361.100	22.091
E30 C	130	417	0.0500	18.898	-227.700	20.000
	113	417	0.0530	44.842	-151.100	11.67
	121	417	0.0170	21.383	-231.400	19.670
	111	375	0.0490	31.187	-12.740	16.000
	128	375	0.0160	31.633	16.240	12.000
	120	197	0.0400	198.137	-54.070	17.00
	142	382	0.0630	61.256	-73.110	11.33
	125	216	0.0680	85.647	-126.900	22.333
	133	162	0.0600	43.058	-130.500	17.33
	131	197	0.0680	115.580	-46.230	17.00
	129	382	0.0180	93.155	34.450	9.000
	110	216	0.0610	94.330	-47.810	15.333
	139	389	0.0250	38.229	54.100	8.857
	114	162	0.0270	107.857	-91.440	13.67
	137	389	0.0560	23.361	-59.660	12.286

Tableau 9. Béton CEM III – Groupe EXPO

	N°	Echéance (j)	Perte (g)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)	x_c (mm)
E15NC	161	417	0.0750	9.747	-203.50	
	158	417	0.0170	5.416	-108.60	
	157	417	0.0340	41.532	-203.70	
	168	216	0.0050	114.357	38.17	
	150	162	0.0400	41.960	-35.47	1.446
	178	162	0.0470	8.139	-167.10	1.362
E15 C	177	417	0.1170	1.193	-511.20	25.750
	163	417	0.0840	2.709	-511.20	22.875
	151	417	0.1190	1.471	-457.20	20.625
	149	382	0.0950	76.304	7.80	17.375
	179	216	0.0350	13.397	-281.90	23.750
	169	375	0.2110	11.120	-106.90	24.500
	153	162	0.0700	5.433	-404.50	16.615
	181	382	0.0780	7.298	-93.83	19.000
	165	216	0.1850	3.045	-297.50	28.250
	175	389	0.1030	54.424	-89.48	22.000
	148	375	0.1060	47.931	-115.70	26.750
	176	197	0.0500	6.114	-448.00	28.545
	166	162	0.1420	4.192	-548.30	19.667
	171	197	0.0750	4.512	-446.40	32.091
	172	417	0.1200	0.680	-583.20	23.750
E30 C	173	417	0.0440	7.062	-166.800	20.375
	170	417	0.0470	4.709	-212.500	20.50
	164	382	0.0660	94.794	-49.820	15.5
	122	162	0.1000	12.012	-321.400	19.50
	160	382	0.0210	34.104	118.300	12.750
	180	375	0.0580	45.182	-3.195	12.000
	154	197	0.0370	127.606	37.600	19.25
	155	382	0.0060	47.651	45.820	12.00
	162	197	0.0380	97.429	-62.950	24.000
	174	162	0.0220	49.985	-84.050	18.25
	117	216	0.0650	22.744	-231.300	18.250
	156	375	0.0710	77.691	-45.480	29.80
	167	389	0.0500	160.015	91.270	15.00
	152	216	0.0840	27.480	-210.800	23.500
	159	389	0.0470	123.300	112.000	15.250

Tableau 10. Béton CEM I – Groupe H/S

	N°	Echéance (j)	Perte (g)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)	x_c (mm)
E15NC	324	262	0.0170	13.849	-93.640	5.50
	313	248	0.0490	2.174	-136.300	3.94
	307	83	0.0020	6.817	56.510	5.00
	312	290	0.0080	30.436	-105.500	
	308	290	0.0110	32.114	6.866	
	319	290	0.0020	68.082	-15.120	
E15 C	318	262	0.1240	1.642	-538.800	28.50
	329	248	0.1160	0.923	-565.700	31.25
	323	290	0.1820	1.406	-554.800	30.00
	317	248	0.1430	2.894	-418.000	22.67
	311	255	0.1350	1.457	-545.600	25.13
	328	290	0.1140	1.887	-571.400	32.25
	303	83	0.0840	6.334	-370.855	36.00
	315	255	0.1210	0.705	-570.700	27.38
	302	241	0.0990	1.415	-555.500	32.00
	332	290	0.1180	1.477	-597.000	28.50
	310	83	0.0560	6.132	-413.866	29.00
	304	241	0.1010	0.988	-548.400	26.75
	321	248	0.1110	1.696	-528.500	24.25
	334	262	0.1130	1.192	-554.800	30.38
	301	83	0.1090	1.480	-336.755	37.00
E30 C	333	248	0.1220	2.538	-514.200	30.15
	320	255	0.0900	13.718	-205.200	23.50
	314	241	0.0940	13.890	103.700	21.25
	309	290	0.1310	2.886	-484.200	20.75
	316	241	0.0070	4.194	-490.490	19.00
	327	290	0.1340	4.012	-497.400	31.50
	322	255	0.0360	8.002	-334.700	21.75
	330	269	0.0250	46.679	-148.200	17.75
	335	290	0.1280	3.346	-426.700	22.00
	305	262	0.0300	22.900	-70.590	28.00
	336	269	0.0160	2.992	-510.400	24.50
	326	262	0.0740	6.364	-468.500	20.28
	331	83	0.0350	18.334	-277.600	33.00
	325	248	0.1280	2.424	-514.600	21.25
	306	83	0.0620	6.920	32.500	20.25

Tableau 11. Béton CEM II – Groupe H/S

	N°	Echéance (j)	Perte (g)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)	x_c (mm)
E15NC	424	83	0.006	4.372	-4.67	4.925
	420	290	0.020	41.012	-20.85	
	413	290	0.010	55.281	-192.20	
	415	290	0.031	36.744	-68.08	
	422	248	0.042	10.962	-93.47	4.750
	436	83	0.011	2.628	27.66	4.625
E15 C	417	255	0.091	6.006	-502.300	14.250
	401	241	0.101	2.264	-449.800	25.500
	425	83	0.092	3.829	-297.300	34.500
	408	262	0.074	4.902	-411.000	26.250
	431	290	0.104	3.957	-561.700	29.500
	405	290	0.116	2.623	-536.100	24.500
	435	269	0.093	6.184	-390.600	18.375
	419	290	0.109	2.944	-512.400	28.625
	429	255	0.115	3.085	-523.900	13.625
	434	269	0.068	6.489	-467.700	19.500
	409	269	0.064	7.325	-448.100	13.000
	414	248	0.147	3.596	-476.400	19.333
	430	83	0.079	14.476	-290.800	32.250
	412	262	0.087	3.741	-482.900	26.500
	427	241	0.224	2.065	-502.500	21.500
E30 C	411	248	0.009	47.410	-205.700	21.00
	406	241	0.116	2.825	-387.100	23.250
	432	290	0.087	6.529	-221.200	23.50
	428	83	0.031	17.319	-300.200	31.750
	416	248	0.041	17.881	-66.380	20.75
	433	290	0.118	4.451	-407.000	29.25
	423	255	0.021	14.811	-209.500	19.00
	404	241	0.102	5.877	-408.600	18.000
	407	262	0.091	7.586	-343.000	21.250
	421	290	0.085	9.510	-268.500	20.250
	426	83	0.001	56.530	-116.100	24.750
	402	255	0.081	3.424	-419.000	15.250
	410	262	0.012	52.277	-63.790	21.500
	403	262	0.068	13.788	-283.500	20.50
	418	262	0.017	28.348	-52.090	23.500

Tableau 12. Béton CEM III – Groupe H/S

	N°	Echéance (j)	Perte (g)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)	x_c (mm)
E15NC	534	83	0.007	15.561	-29.67	3.750
	529	290	0.007	4.623	1.05	
	508	83	0.002	3.326	-17.78	4.250
	510	290	0.015	12.935	-166.10	
	511	290	0.017	1.483	-249.50	
	521	248	0.033	54.193	-211.50	2.438
E15 C	522	262	0.479	1.893	-544.500	18.25
	533	290	0.15	1.483	-408.800	23.00
	513	83	0.067	4.376	-344.700	26.750
	506	269	0.162	1.625	-524.400	20.125
	507	262	0.113	1.634	-416.600	25.500
	524	241	0.109	2.422	-424.300	13.500
	535	269	0.105	2.376	-514.000	14.875
	523	255	0.185	1.470	-448.200	18.750
	509	248	0.15	1.964	-586.700	17.250
	505	248	0.113	1.294	-502.800	19.125
	502	241	0.114	1.080	-408.800	15.750
	531	290	0.13	1.574	-461.100	18.000
	519	255	0.165	1.323	-471.800	20.125
	514	290	0.14	1.918	-471.100	20.625
	536	83	0.072	2.530	-366.600	26.000
E30 C	518	269	0.066	1.598	-114.70	14.00
	530	290	0.103	3.311	-130.50	15.000
	501	241	0.092	12.644	-220.80	14.750
	503	255	0.052	4.078	-201.80	16.250
	532	248	0.21	3.003	-429.10	16.111
	527	269	0.057	2.615	-499.50	16.750
	520	248	0.04	10.648	-201.60	15.50
	517	290	0.101	4.184	-432.60	19.375
	525	255	0.071	4.086	-351.50	13.250
	516	83	0.066	27.881	-118.70	25.500
	526	83	0.102	7.020	-65.88	25.250
	515	262	0.001	11.166	-193.30	20.375
	528	290	0.078	2.642	-444.40	16.375
	504	241	0.115	4.302	-369.90	24.500
	512	262	0.014	3.431	-213.40	16.250

Tableau 13. Béton CEM I – Groupe IMBI

	N°	Echéance (j)	Perte (g)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)	x_c (mm)
E15NC	604	350	0.0000	44.406	-100.90	
	628	350	0.0350	72.850	-28.74	
	601	109	0.0010	11.817	-199.00	1.456
	619	109	0.0000	2.462	20.30	1.578
	633	350	0.0400	47.845	-48.70	
	616	295	0.0500	14.136	-194.10	
E15 C	617	350	0.1350	7.732	-513.60	28.000
	605	350	0.3790	4.984	-421.10	22.714
	629	309	0.1080	8.182	-342.70	15.714
	606	350	0.1210	4.984	-443.10	24.429
	612	132	0.0590	30.918	-235.50	24.333
	634	295	0.0750	16.470	-325.40	22.667
	602	309	0.0920	4.460	-512.30	20.571
	607	109	0.0480	12.717	-493.30	31.250
	609	295	0.0900	7.603	-279.20	23.000
	608	302	0.0940	6.034	-290.50	24.286
	627	329	0.0970	10.929	-327.10	14.00
	614	302	0.1460	2.729	-431.10	23.714
	625	109	0.0750	9.515	-468.50	33.167
	626	132	0.0630	18.795	-429.40	31.667
	623	329	0.1370	12.778	-385.50	15.286
E30 C	624	309	0.1360	4.481	-426.70	16.333
	631	350	0.0990	52.160	-148.80	27.000
	636	109	0.0310	190.490	-68.29	21.000
	613	302	0.1650	3.114	-527.50	17.571
	632	295	0.0890	59.078	-190.00	16.333
	630	350	0.0870	17.361	-348.60	17.429
	618	309	0.0480	25.634	-144.40	19.333
	622	109	0.0310	98.972	-205.00	18.200
	611	309	0.0590	86.075	-67.08	18.000
	603	132	0.0570	164.924	-48.96	22.000
	635	132	0.0340	103.753	-244.00	20.333
	621	350	0.1580	8.148	-388.60	16.857
	620	302	0.0710	46.572	-62.06	17.333
	615	295	0.0520	52.227	-95.94	19.333
	610	329	0.0650	51.411	-102.30	13.330

Tableau 14. Béton CEM II – Groupe IMBI

	N°	Echéance (j)	Perte (g)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)	x_c (mm)
E15NC	701	350	0.0310	83.878	2.17	
	711	350	0.0230	44.905	26.34	
	719	350	0.0200	35.107	-123.90	
	729	109	0.0190	8.055	-45.34	2.427
	715	109	0.0030	6.460	-44.41	2.345
	727	295	0.0200	9.942	96.49	4.333
E15 C	724	350	0.1520	2.1340	-491.2000	28.714
	705	350	0.1530	2.5000	-459.1000	24.571
	703	350	0.1690	5.7570	-467.8000	25.143
	736	109	0.0710	9.0670	-406.7000	26.444
	721	295	0.1600	3.7650	-547.2000	18.333
	733	309	0.1290	1.4740	-589.5000	22.857
	718	109	0.0750	9.3900	-415.3000	25.600
	735	295	0.1210	1.2060	-461.3000	28.333
	725	132	0.0230	24.3800	-305.1000	27.000
	713	132	0.0790	9.9850	-385.1000	25.000
	712	309	0.1330	2.2560	-529.2000	20.286
	708	302	0.1380	3.0800	-488.3000	24.286
	714	302	0.1410	20.2010	-197.7000	19.857
	709	329	0.0850	8.8670	-346.5000	19.33
	717	309	0.1330	3.1600	-466.0000	20.857
E30 C	716	302	0.1050	1.234	-674.10	19.286
	722	309	0.0970	1.112	-630.20	15.286
	728	350	0.1420	2.251	-587.20	41.333
	707	302	0.0770	33.197	-203.00	20.670
	732	295	0.1300	1.512	-691.70	50.000
	706	109	0.0400	51.924	-115.80	23.330
	734	295	0.1010	0.563	-657.10	18.667
	730	132	0.0520	46.632	-126.60	23.333
	726	109	0.0470	37.834	-215.60	23.000
	710	329	0.1020	1.653	-661.80	10.571
	720	309	0.1280	1.415	-678.50	14.33
	731	132	0.0770	22.788	-189.00	20.333
	702	329	0.0880	0.527	-570.00	11.330
	723	329	0.0550	31.133	-234.10	15.429
	704	350	0.1430	2.204	-697.50	32.670

Tableau 15. Béton CEM III – Groupe IMBI

	N°	Echéance (j)	Perte (g)	R_p (kΩ)	E_{corr} (mV)	x_c (mm)
E15NC	833	109	0.006	14.36	-2.911	2.409
	816	109	0.009	29.15	64.700	2.482
	829	295	0.000	10.514	76.33	4.333
	813	350	0.089	38.818	129.60	5.202
	809	350	0.012	4.339	105.30	
	802	350	0.020	174.680	3.35	
E15 C	836	350	0.125	5.284	-463.100	22.857
	808	350	0.130	5.227	-482.500	22.143
	821	350	0.122	4.362	-457.500	19.714
	807	329	0.091	6.315	-426.900	15.286
	827	329	0.066	6.461	-437.700	21.714
	819	309	0.102	7.264	-456.500	24.857
	804	295	0.107	3.583	-447.400	28.000
	823	295	0.091	5.606	-364.800	26.333
	805	109	0.009	52.165	-349.300	25.000
	814	109	0.019	12.199	-387.800	29.500
	801	309	0.112	13.938	-340.900	18.500
	828	302	0.122	7.745	-393.300	22.571
	820	302	0.129	7.353	-428.000	18.000
	818	132	0.057	35.866	-318.500	27.000
	831	132	0.077	42.290	-286.100	25.000
E30 C	822	309	0.100	12.667	-234.30	17.714
	811	350	0.111	14.243	-322.30	24.330
	835	309	0.097	16.912	-115.60	16.714
	806	350	0.005	6.614	-364.10	18.000
	803	350	0.096	30.689	-253.30	19.714
	824	309	0.103	32.299	-269.30	16.143
	825	350	0.136	39.742	-216.90	21.286
	812	302	0.079	79.046	-45.45	17.286
	834	295	0.094	27.015	-184.10	22.333
	826	132	0.053	43.755	-63.37	20.667
	817	302	0.093	27.760	-37.71	23.000
	832	132	0.062	309.000	-21.10	24.333
	830	109	0.029	226.468	-12.12	20.00
	815	109	0.053	29.381	-197.20	18.67
	810	295	0.097	34.949	-243.20	18.333