

MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITÉ DJILLALI LIABES DE SIDI BEL ABBÈS



**Laboratoire des Structures et Matériaux
Avancés dans le Génie Civil et Travaux Publics**



FACULTE DE TECHNOLOGIE

DEPARTEMENT DE GENIE CIVIL et TRAVAUX PUBLICS

**THESE DE DOCTORAT
EN SCIENCES**

Spécialité : **Génie Civil**
Option : **Matériaux**

Présentée par : **ZEMRI Cheikh**

Sujet de thèse

**Étude de la diffusion et la perméabilité des
matériaux cimentaires avec l'emploi du ciment
des hauts fourneaux**

Soutenue le 21 décembre 2020 devant le jury composé de :

B. Krour	MCA	UDL - SBA	Président
L. Laoufi	MCA	UMS – Mascara	Rapporteur
Y. Senhadji	MCA	UMS – Mascara	Rapporteur
M. Bachir Bouiadjra	Pr	UDL – SBA	Encadreur

Année Universitaire 2020 / 2021

Remerciements

Ce travail a été réalisé en collaboration entre le Laboratoire des structures et matériaux avancé dans le Génie Civil et Travaux Publics du département de Génie Civil et travaux publics de l'Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes et le Laboratoire de Génie Civil et de Génie Mécanique à l'INSA de Rennes.

J'exprime ma profonde gratitude à mes directeurs de thèse M. Mohamed BACHIR BOUIAJRA, Professeur de l'Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes et M. William PRINCE, Professeur de l'Institut Nationale des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes en France, Mme Siham Kamali-Bernard, Maître de Conférences HDR de l'Institut Nationale des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes en France d'avoir accepté de diriger cette thèse.

Mes sincères remerciements s'adressent également à Messieurs Baghdad KROUR, Laid LAOUFI et Yassine SENHDJI qui ont accepté de faire parti de mon jury et d'évaluer mon travail.

Je remercie chaleureusement toute l'équipe du laboratoire de Génie Civil et de Génie Mécanique à l'INSA de Rennes, personnel permanent pour l'aide qu'ils m'ont apporté lors de la mise en œuvre et de la réalisation des essais.

J'exprime aussi mes sincères remerciements envers mes amis et collègues de l'université de MASCARA et de l'université de Sidi Bel Abbes pour tous les moments agréables que j'ai partagés avec eux. Je ne vais pas prendre le risque de tous les citer, j'ai trop peur d'oublier quelqu'un mais je tiens tout simplement à les remercier.

Enfin, Je remercie avec beaucoup d'émotion, ma famille, qui a su me donner sans cesse son soutien moral au cours de ma vie pour rendre possible mes études et par conséquent, cette thèse de Doctorat.

ملخص

في الوقت الحالي ، حيث تكون حماية بيئتنا ضرورية ، تشمل المباني الخرسانية بشكل متزايد على الأسمنت الذي يحتوي على إضافات معدنية ، مثل خبث الفرن العالي. في الواقع ، فإن إنتاج الإسمنت المركب يجعل من الممكن تقليل انبعاثات غازات الاحتباس الحراري وكذلك إعادة استخدام النفايات الصناعية.

تتيح الخرسانة المصنوعة من الأسمنت الخبث للفرن العالي (CEM III) تحسين خصائص معينة للمواد الأسمنتية مثل قابلية التشغيل الأفضل ، والمقاومة الجيدة لتفاعلات السليكا القلوية ، وانتشار الكلوريدات والهجمات. الكبريتات. يوصى باستخدام أسمنت خبث الفرن العالي بشكل خاص للهياكل الضخمة (أرصعة الجسور ، والسدود ، والأنفاق ، والمباني الصناعية ، ومواقف السيارات ، وما إلى ذلك) بسبب انخفاض حرارة إطلاقها أثناء الترطيب.

في حالة الأنفاق ، قد تتعرض الهياكل الخرسانية وفي الظروف العرضية لمخاطر الحريق. عندما تتعرض مادة أسمنتية لدرجات حرارة عالية تزيد عن 100 درجة مئوية ، فإن خواصها الفيزيائية (الكتلة ، المسامية) ، وأدائها الميكانيكي (قوة الانضغاط ، معامل المرونة) وخصائص النقل (نفاذية الغاز) تتدهور بسبب تعديل بنيتها المجهرية.

الهدف من هذه الأطروحة هو توصيف سلوك درجات الحرارة العالية من ملاط الاسمنت مع خبث الفرن العالي (CEM III). على سبيل المقارنة ، أجريت الحملة التجريبية أيضاً على ملاط مرجعي محضر من الأسمنت البورتلاندي (CEM I).

بعد المعالجة الرطبة لمدة 90 يوماً والتجفيف بالهواء لمدة 14 يوماً ، تمت معالجة العينات مسبقاً بالحرارة عند 160 و 300 و 400 و 650 درجة مئوية. بسرعة 1 درجة مئوية / دقيقة ، متبوعة بمستوى درجة حرارة ثابتة لمدة 1 ساعة. بعد التبريد ، تم إجراء اختبارات فقد الكتلة واختبارات انتشار الموجات فوق الصوتية واختبارات الانضغاط وشد الانحناء. جنباً إلى جنب مع هذه الاختبارات الفيزيائية والميكانيكية ، تم إجراء دراسة المتانة. تم إجراء اختبارات نفاذية الغاز وانتشار أيونات الكلوريد في ظل ظروف عابرة.

أظهرت نتائج هذه الدراسة أن استخدام أسمنت خبث الأفران العالية في المواد الإسمنتية يظهر سلوك ناري جيد.

الكلمات المفتاحية

الأسمنت الخبث للأفران العالية ; درجة حرارة عالية ; المقاومة الميكانيكية ; وحدة المرونة ; نفاذية الغاز ; انتشار أيونات الكلوريد.

Résumé

Actuellement où la protection de notre environnement est capitale, les bâtisses en béton font intervenir de plus en plus des ciments comprenant des ajouts minéraux, tels que le laitier de haut-fourneau. En effet, la production des ciments composés permet de réduire le dégagement des gaz à effets de serre ainsi qu'une réutilisation des déchets industriels.

Les bétons formulés à base de ciment aux laitiers de haut-fourneau (CEM III) permettent d'améliorer certaines propriétés des matériaux cimentaires telles qu'une meilleure ouvrabilité, une bonne résistance aux réactions alcali-silices, à la diffusion des chlorures et aux attaques sulfatiques. Les ciments aux laitiers de haut-fourneau sont notamment recommandés pour des ouvrages massifs (piles de pont, barrages, tunnels, bâtiments industriels, parkings etc.) suite à son faible dégagement de chaleur lors son hydratation.

Dans le cas des tunnels, les structures en béton, et dans des conditions accidentelles, peuvent être sujettes à des risques d'incendie. Quand un matériau cimentaire est exposé à de hautes températures, au-delà de 100°C, ses propriétés physiques (masse, porosité), ses performances mécaniques (résistance en compression, module d'élasticité) et ses propriétés de transfert (perméabilité au gaz) se dégradent du fait de la modification de sa microstructure.

Cette thèse a ainsi pour but de caractériser le comportement à haute température des mortiers à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CEM III). À des fins de comparaison, la campagne expérimentale a été menée aussi sur des mortiers de référence préparés à base de ciments Portland (CEM I). Après une cure humide de 90 jours et un séchage à l'air pendant 14 jours, les éprouvettes ont été soumises à un traitement thermique de 160, 300, 400 et 650°C. Avec une vitesse de 1°C/min, suivie d'un palier de température constante d'une durée de 1 heure. Après refroidissement, des pertes de masse, des essais de propagation des ondes ultrasonores, des essais de compression et de traction par flexion ont été réalisés. Parallèlement à ces essais physiques et mécaniques, une étude de durabilité a été menée. Des essais de perméabilité aux gaz et de diffusivité aux ions chlorure en régime transitoire ont été réalisés.

Les résultats obtenus de cette étude indiquent que l'utilisation du ciment au laitier de haut-fourneau dans les matériaux cimentaires montre un bon comportement au feu.

Mots clés

Ciment de laitiers de haut-fourneau, Haute température, résistance mécanique, module d'élasticité, perméabilité aux gaz, diffusivité aux ions chlorure.

Abstract

Currently, where the protection of our environment is essential, concrete buildings increasingly involve cements containing mineral additions, such as blast furnace slag. In fact, the production of compound cements makes it possible to reduce greenhouse gas emissions as well as the reuse of industrial waste.

Concretes formulated with blast furnace slag cement (CEM III) make it possible to improve certain properties of cementitious materials such as better workability, good resistance to alkali-silica reactions, to the diffusion of chlorides and to sulfate attack. Blast furnace slag cements are particularly recommended for massive structures (bridge piers, dams, tunnels, industrial buildings, parking lots, etc.) because of their low heat release during hydration.

In the case of tunnels, concrete structures and in accidental conditions may be exposed to fire hazards. When a cementitious material is exposed to high temperatures, above 100 ° C, its physical properties (mass, porosity), its mechanical performance (compressive strength, elastic modulus) and its transfer properties (gas permeability) deteriorate due to the modification of its microstructure.

The objective of this thesis is to characterize the high temperature behavior of cement-based mortars with blast furnace slag (CEM III). By way of comparison, the experimental campaign was also carried out on reference mortars prepared from Portland cements (CEM I). After a 90-day wet cure and 14-day air-drying, the specimens were subjected to a heat treatment of 160, 300, 400 and 650 °C. With a rate of 1 °C/min, followed by a constant temperature level for 1 hour. After cooling, mass losses, ultrasonic wave propagation tests, compression and flexural tensile tests were carried out. Along with these physical and mechanical tests, a durability study was carried out. Gas permeability and chloride ion diffusivity tests under transient conditions were carried out.

The results of this study show that the use of blast furnace slag cement in cementitious materials exhibits good fire behavior.

Keywords :

Blast furnace slag cement, high temperature, mechanical strength, elastic modulus, gas permeability, chloride ions diffusion.

Table des matières

Dédicace.....	i
Remerciements.....	ii
ملخص.....	iii
Résumé.....	iv
Abstract.....	v
Table des matières.....	vi
Table des figures	viii
Liste des tableaux.....	xi

Introduction générale.....	1
----------------------------	---

Chapitre I

Ciment aux laitiers de haut-fourneau

I.1	Introduction.....	7
I.2	Le ciment Portland.....	7
	I.2.1 Fabrication.....	7
	I.2.2 Composition.....	8
I.3	Le laitier de haut-fourneau.....	8
	I.3.1 Fabrication.....	8
	I.3.2 Processus de granulation.....	10
I.4	Historique de l'utilisation des laitiers de haut-fourneau.....	11
I.5	Composition chimique du laitier de haut-fourneau.....	12
I.6	Réactivité du laitier.....	14
I.7	Composition minéralogique du laitier.....	15
	I.7.1 Laitier granulé.....	15
	I.7.2 Laitier cristallisé.....	17
I.8	Aspect environnemental.....	18
I.9	Couleur du béton au laitier de haut-fourneau.....	22
I.10	Ciments de haut-fourneau (CEM III).....	22
	I.10.1 Propriétés des ciments au laitier de haut-fourneau.....	24
	I.10.2 Comparaison avec les ciments Portland (CEM I).....	25
I.11	Mécanismes d'hydratation des ciments.....	26
	I.11.1 Hydratation du clinker.....	27
	a. Hydratation de l'alite et de la bélite.....	27
	b. Hydratation de la célite et de la ferrite.....	28
	I.11.2 Hydratation des ciments au laitier de haut-fourneau.....	29
I.12	Utilisation.....	32
	I.12.1 Emplois dans les ciments.....	32
	I.12.2 Emplois dans le béton.....	35
	I.12.3 Emplois dans la construction d'assises de chaussées.....	36
	I.12.4 Dans divers autres domaines.....	36
I.13	Conclusion.....	37
	Références bibliographiques.....	38

Chapitre II

Propriétés des mortiers et des bétons aux laitiers de haut-fourneau

II.1	Introduction.....	41
II.2	Propriétés des mortiers et bétons à l'état frais.....	41
	II.2.1 Ouvrabilité et propriétés rhéologiques fondamentales.....	41
	II.2.2 Temps de prise.....	46
	II.2.3 Chaleur d'hydratation.....	48

II.3	Propriétés des mortiers et bétons à l'état durci.....	52
II.3.1	Résistance à la compression.....	52
II.3.2	Résistance à la traction.....	55
II.3.3	Module d'élasticité.....	58
II.4.	Durabilité.....	63
II.4.1	Perméabilité.....	63
II.4.2	Diffusion.....	67
II.5	Conclusion.....	73
	Références bibliographiques.....	74

Chapitre III

Méthodologie, matériaux et techniques expérimentales

III.1	Introduction.....	78
III.2	Matériaux.....	78
III.2.1	Ciment.....	78
III.2.2	Sable.....	79
III.3	Formulation des éprouvettes et conditions de cure.....	79
III.4	Traitement thermique.....	81
III.5	Masse volumique apparente et porosité accessible à l'eau.....	83
III.6	Essai de perméabilité au gaz.....	84
III.7	Essai de diffusion des ions chlorure.....	86
III.8	Mesure de la vitesse de propagation d'ondes ultrasonores.....	88
III.9	Essais mécaniques.....	91
III.10	Conclusion.....	92
	Références bibliographiques.....	94

Chapitre IV

Résultats et discussions

IV.1	Introduction.....	96
IV.2	Masse volumique apparente et porosité.....	96
IV.3	Perte de masse.....	98
IV.4	Perméabilité.....	100
IV.5	Diffusion des ions chlorures.....	103
IV.6	Résistances à la compression.....	106
IV.7	Résistances à la traction.....	109
IV.8	Module d'élasticité.....	111
IV.9	Courbe contrainte-déformation.....	114
IV.10	Vitesse de propagation des ondes ultrasonores.....	116
IV.11	Corrélation.....	119
IV.12	Conclusion.....	122
	Références bibliographiques.....	126
	Conclusion générale.....	132

Table des figures

Chapitre I

Ciment aux laitiers de haut-fourneau

I.1	Schéma de principe d'un haut fourneau.....	9
I.2	Dispositif de siphonage.....	9
I.3	Diagramme ternaire CaO-SiO ₂ -Al ₂ O ₃	13
I.4	Domaine de laitier dans le diagramme ternaire CaO-SiO ₂ -Al ₂ O ₃	13
I.5	Les particules vitreuses de laitier en blanc.....	16
I.6	Les grains du laitier.....	16
I.7	Des cristaux de ménilite dans une particule vitreuse du laitier.....	17
I.8	Influence du remplacement du ciment par le laitier granulé de haut-fourneau sur les émissions totales de CO ₂ par tonne de ciment.....	20
I.9	Influence de la proportion de laitier dans le ciment sur les émissions de CO ₂ résultant de causes spécifiées dans le processus de fabrication du ciment.....	20
I.10	Influence de la proportion des laitiers dans le ciment sur la demande totale d'énergie dans le processus de fabrication du ciment.....	21
I.11	Influence de la proportion des laitiers dans le ciment sur la proportion de la demande d'énergie électrique/thermique dans le processus de fabrication du ciment.....	21
I.12	Proportions des deux principaux composants dans les ciments CEM III A, B et C.....	23
I.13	Évolution des résistances à la compression des ciments CEM III et des CEM I au cours de l'hydratation.....	26
I.14	Volumes des différents hydrates formés après hydratation complète du ciment Portland dans un mélange de ciment Portland et de laitier de haut-fourneau en fonction de la proportion de laitier de haut-fourneau, selon le modèle proposé par Barbara Lothenbach.....	30
I.15	Domaine de stabilité du gel d'alumine.....	31
I.16	Distribution des hydrates du laitier dans un ciment au laitier.....	32

Chapitre II

Propriétés des mortiers et des bétons aux laitiers de haut-fourneau

II.1	Effets du taux de remplacement du LHF sur les propriétés rhéologiques des pâtes de ciment.....	42
II.2	Effet de l'addition de minéraux sur les propriétés rhéologiques du mortier.....	42
II.3	Les résultats des essais rhéologiques.....	43
II.4	Valeurs d'affaissement moyennes des mélanges expérimentaux.....	45
II.5	Affaissement des bétons autoplaçants.....	45
II.6	Effet du laitier granulé de haut fourneau sur les temps de prise du béton.....	47
II.7	Les temps de prise des pâtes de ciment en fonction de la cendre volante et LHF... ..	48
II.8	Influence de la teneur en C ₃ A sur le dégagement de chaleur, à teneur en C ₃ S à peu près constante.....	49
II.9	Influence de la teneur en C ₃ S sur le dégagement de chaleur, à teneur en C ₃ A à peu près constante.....	49
II.10	Courbes calorimétriques obtenues au cours des hydratations des bétons contenant du CEM I et LHF.....	50
II.11	Taux de dégagement de chaleur dans des conditions isothermes (283, 293 et 308 K) pour les pâtes de ciment avec LHF.....	51
II.12	Courbes calorimétriques de l'hydratation de trois ciments au laitier.....	52

II.13	Développement de la résistance à la compression des mortiers à différentes températures de durcissement.....	53
II.14	Effets du la teneur du LHF et les conditions de durcissement sur la résistance à la compression de 28 et 90 jours des bétons à haut performance.....	54
II.15	Développement de la résistance à la compression des bétons dosés à 280 kg/m ³	55
II.16	Effet du LHF sur la résistance à la flexion.....	56
II.17	Résistances à la flexion en fonction de l'âge du béton.....	57
II.18	Effets du remplacement du laitier et des conditions de durcissement sur la résistance à la traction par fendage des bétons à 28 et 90 jours.....	57
II.19	Le module d'élasticité statique du BAP en fonction du LHF.....	59
II.20	Effet du LHF sur le module d'élasticité dynamique (Ed)	59
II.21	Module d'élasticité de différents mélanges.....	60
II.22	Module d'élasticité du béton au LHF à l'âge de 28 jours.....	61
II.23	Module d'élasticité statique des bétons pour le groupe de mélange M1.....	62
II.24	Module d'élasticité statique des bétons pour le groupe de mélange M2.....	62
II.25	Module d'élasticité statique des bétons pour le groupe de mélange M3.....	62
II.26	Influence du LHF sur la perméabilité à l'azote du BHP à divers rapports E/C.....	64
II.27	Comparaison de la charge totale passée et de la perméabilité.....	64
II.28	Coefficient de perméabilité aux gaz du béton avec E /C = 0,65 (a) et 0,42 (b).....	65
II.29	Perméabilité à l'oxygène pour les mortiers avec LHF après 90 et 360 jours de durcissement humide.....	66
II.30	Le coefficient de diffusion des ions chlorure du BAP en fonction du LHF.....	67
II.31	Effets du LHF et les conditions de durcissement sur la diffusion des ions chlorures des bétons à haut performance.....	68
II.32	Conduction des ions chlorure pour les mortiers avec LHF après 90 et 180 jours de durcissement humide.....	70
II.33	Corrélation entre le coefficient de diffusion des ions chlorure et charge totale Q	71
II.34	Résultats du coefficient de diffusion des ions chlorures à l'état d'équilibre pour les mortiers CEM I et III.....	73

Chapitre III

Méthodologie, matériaux et techniques expérimentales

III.1	Malaxeur pour mortiers.....	79
III.2	Les moules cylindrique et prismatique.....	80
III.3	Le bac de conservation des échantillons dans l'eau à 20°C ± 2°C.....	81
III.4	Le four Nabetherm.....	82
III.5	Courbe de chargement thermique.....	83
III.6	Le matériel expérimental pour la détermination de la masse volumique apparente et de la porosité accessible à l'eau.....	84
III.7	Dispositif de mesure de la perméabilité statique au gaz d'un échantillon de mortier.....	84
III.8	Cellule de perméabilité axiale en PVC.....	85
III.9	Stabilisation de l'écoulement gazeux dans un béton.....	86
III.10	Préparation des éprouvettes pour l'essai de diffusion des ions chlorures.....	87
III.11	Essai de diffusion des ions chlorure en régime transitoire.....	87
III.12	Dispositif de mesure de la vitesse de propagation d'ondes ultrasonores.....	89
III.13	Dispositif pour le positionnement des transducteurs et l'éprouvette.....	90
III.14	Traitement de signaux ultrasonores.....	91
III.15	Dispositifs expérimentaux pour les essais de compression et de flexion.....	92

Chapitre IV

Résultats et discussions

IV.1	Perte de masse en fonction de la température.....	100
IV.2	Effet de la température sur la perméabilité apparente des mortiers.....	103
IV.3	Effet de la température sur le coefficient de diffusion des ions chlorure des mortiers.....	106
IV.4	Effet de la température sur la résistance à la compression.....	107
IV.5	Effet de la température sur la résistance à traction par flexion des mortiers.....	111
IV.6	Effet de la température sur le module d'élasticité des pâtes de ciment (a) et mortier (b)	113
IV.7	Effet de la température sur la courbe contrainte-déformation.....	116
IV.8	Effet de la température sur la vitesse de propagation des ondes ultrasonores sur les mortiers.....	118
IV.9	Relation entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et la résistance à la compression.....	120
IV.10	Relation entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et le module d'élasticité.....	120
IV.11	Relation entre la résistance à la compression et le module d'élasticité.....	121
IV.12	Relation entre la résistance à compression et le coefficient de perméabilité des gaz.....	121
IV.13	Relation entre coefficient de perméabilité des gaz et le coefficient de diffusion apparent.....	122

Liste des tableaux

Chapitre I

Ciment aux laitiers de haut-fourneau

I.1	Compositions chimiques des laitiers de haut-fourneau (%).....	12
I.2	Comparaison des compositions chimiques du ciment Portland et du laitier de haut-fourneau (%).....	14
I.3	Consommation d'énergie typique pour la production de liant.....	22
I.4	Exigences mécaniques et physiques des ciments CEM III.....	23
I.5	Exigences chimiques des ciments CEM III.....	24

Chapitre II

Propriétés des mortiers et des bétons aux laitiers de haut-fourneau

II.1	Chaleur d'hydratation des phases du ciment.....	49
II.2	Résistance à la traction par fendage des BHP.....	58
II.3	Coefficient de migration des ions chlorures.....	69

Chapitre III

Méthodologie, matériaux et techniques expérimentales

III.1	Composition chimique élémentaire des ciments utilisés (%).....	78
III.2	Composition minéralogique des ciments utilisés.....	78
III.3	La composition des pâtes et mortiers (Kg/m ³).....	79

Chapitre IV

Résultats et discussions

IV.1	Densité sèche et porosité communicante des pâtes de ciment et mortiers.....	98
IV.2	Perméabilité apparente des mortiers en fonction de la température.....	103
IV.3	Coefficient de diffusion apparent des ions chlorure des mortiers en fonction de la température.....	106
IV.4	Résistance à la compression résiduelle des pâtes de ciment et mortier en fonction de la température.....	107
IV.5	Vitesse des ondes ultrasonores des mortiers exposés à des températures élevées (km/s).....	118
IV.6	Qualité du béton en fonction de la vitesse de propagation du son.....	119

INTRODUCTION

GENERALE

Introduction Générale

Le développement durable est une conception de la croissance économique qui s'inscrit dans une perspective de long terme et qui intègre les contraintes liées à l'environnement et au fonctionnement de la société. Selon la définition donnée dans le rapport de la Commission mondiale sur l'environnement et le développement de l'Organisation des Nations unies, dit rapport Brundtland, où cette locution est apparue pour la première fois en 1987 : « Le développement durable est un développement qui répond aux besoins du présent sans compromettre la capacité des générations futures de répondre aux leurs ».

Dans le génie civil, la prise en compte des exigences liées au développement durable induit la réduction des impacts environnementaux tout au long du cycle de vie des ouvrages tout en conservant leur qualité d'usage (fonctionnalités et performances).

L'analyse de cycle de vie d'un ouvrage de génie civil est une donnée normalisée. Elle quantifie les impacts sur l'environnement d'un matériau durant toute son existence, depuis l'extraction des matières premières nécessaires à sa fabrication, jusqu'à sa fin de vie. Elle montre que les impacts environnementaux des matières premières utilisées pour sa fabrication et sa mise en œuvre sont importants alors que ceux liés à la durée de service sont minimes et que ce matériau offre, en fin de vie, une excellente recyclabilité.

Le béton, un assemblage de matériaux de nature généralement minérale, est composé d'un mélange de granulats, de sable, et d'eau aggloméré par un liant hydraulique (le plus souvent du ciment) qui sert de colle. Parmi ces composants, le ciment est celui dont la production est non seulement consommatrice de calcaires, d'argiles, de marnes et de combustibles, mais est également à l'origine de la majeure partie des émissions de gaz à effet de serre (plus de 80% sont liés à la phase de production, entre 10 et 15 % sont dus à la mise en œuvre et entre 2 et 5% sont attribués au transport). Une tonne de ciment fabriqué induit près d'une tonne de CO₂ rejetée dans l'atmosphère. L'industrie cimentière est alors responsable de 5% des émissions de gaz à effet de serre liées à l'activité humaine. En 2015, la production mondiale de ciment représenté 4,6 milliards de tonnes. Ce qui représente 555 kg de ciment par habitant et par an. Au vue de leur valeur ajoutée, l'efficience des ciments n'est garantie que pour des faibles parcours de transport.

La part principale de la production de gaz à effet de serre dans l'industrie cimentière résulte du processus chimique de transformation essentiel à la production du clinker (composant du ciment obtenu par calcination d'un mélange cristallisé de calcaire et d'argile). En effet, la formation de la chaux liée à la décarbonatation du calcaire (à partir de 550°C) entraîne le dégagement du dioxyde de carbone (CO₂). Cette réaction chimique constitue plus de 60 % des émissions du dioxyde de carbone dues à la fabrication des ciments, les 40 % restants sont dus aux transports et aux besoins en énergie des procédés de clinkérisation (combustible) et de broyage. Le développement de l'industrie cimentière est donc fortement lié à une stratégie qui permet de limiter ces émissions de gaz et de participer au développement durable. La production de clinker nécessite de grandes quantités d'énergie (de l'ordre de 4 GJ/t). Grâce à l'optimisation des procédés de fabrication et la rénovation des fours de cimenteries, des réductions des émissions de dioxyde de carbone (CO₂) et d'hémioxyde nitreux (N₂O) reconnus comme gaz à effet de serre ont pu être obtenues.

Le remplacement des traditionnelles énergies fossiles (Pétrole, gaz naturel et charbon) utilisées pour l'alimentation des fours par des combustibles de substitution est une alternative intéressante. Elle permet l'économie des matières premières naturelles d'origine pétrolière ainsi qu'une réduction des émissions des gaz à effet de serre fossile au profit de matières renouvelables. Parmi les combustibles les plus utilisés on peut citer : les déchets ultimes ou les sous produits industriels tels que les cosses de cafés, les balles de riz, les pneumatiques et huiles usagées, les farines animales, etc. La mise en œuvre de ces solutions, entre autres, a permis à l'industrie cimentière une réduction de 20% des émissions de CO₂ par tonne de ciment.

Une autre stratégie permettant de limiter les émissions des gaz à effet de serre est l'utilisation d'autres liants hydrauliques que le clinker. L'utilisation de matériaux de substitution, notamment d'origine industrielle, permet d'éviter les émissions de CO₂ liées à la décarbonatation du calcaire lors de la production de clinker. Cette alternative au clinker permet à la fois une réduction des rejets et une économie d'énergie primaire. Les produits les plus couramment utilisés et normés sont : les cendres volantes (déchets des centrales thermiques), la fumée de silice (sous-produit de la métallurgie) et le laitier de haut-fourneau (sous-produit de la sidérurgie). Cette substitution permet la production d'innombrables nuances cimentaires et ainsi de diversifier les performances, la qualité et l'utilisation du produit fini. Les nuances cimentaires sont définies et classées en 5 catégories par la norme NF EN 197-1 : le ciment Portland (CEM I) ; le ciment Portland composé (CEM II) ; le ciment de haut-fourneau (CEM III) ; le ciment pouzzolanique (CEM IV) et le ciment composé (CEM

V). Au point de vue de cette substitution, seul le laitier de haut-fourneau peut être remplacé, au ciment Portland, dans des proportions maximales puisqu'elles peuvent atteindre jusqu'à 95% en poids du ciment. À ce niveau de substitution, la valorisation, en termes de limitations d'émissions directes de CO₂, est maximale. La réduction de l'émission directe de CO₂ varie entre 28% et 90% avec l'ajout de laitier de haut-fourneau. Considéré aujourd'hui comme un sous-produit industriel issu de la fabrication de la fonte, aucune émission de CO₂ n'est imputée au laitier de haut-fourneau car les émissions de CO₂ sont imputées à la fonte considérée comme le principal produit issu du process.

De plus, si les ciments au laitier de haut-fourneau sont « respectueux » de l'environnement lors de leur production, ils possèdent également des propriétés physico-chimiques et des applications avantageuses telles que leur haute résistance aux attaques sulfatiques et aux diffusions des ions chlorures, une faible perméabilité, une faible chaleur d'hydratation, une bonne résistance au gel, une excellente durabilité,... Or, la durabilité des structures construites en béton est devenue un axe de recherche majeur. Suite à ces nombreux avantages, les bétons avec du laitier de haut-fourneau sont largement utilisés pour les constructions et les ouvrages de génie civil (autoroutes, ponts, écluses, stations d'épuration, revêtement de tunnel ...).

Dans le cas des tunnels, les structures en béton, et dans des conditions critiques ou accidentelles, peuvent être sujettes à des risques d'incendie. L'étude de l'effet des hautes températures sur le béton ou les structures en béton a commencé à partir des années 1920. Cependant, à partir de la moitié des années 1990, un nouvel intérêt a l'évaluation des performances des bétons lorsqu'ils sont soumis à des températures extrêmes sont conduits, en particulier, après les incendies dans les différents tunnels européens : tunnel du Storebealt (1994) au Danemark, sous la Manche (1996, 2006 et 2008), de Tauern (1999) en Autriche, du Mont Blanc (1999) et du Fréjus (2005) en France ou bien encore du Gothard (2001) en Suisse. Après ces incendies, les voussoirs de ces tunnels ont été gravement endommagés. En effet, quand les matériaux cimentaires sont exposés à des hautes températures, le chargement thermique imposé conduit à des transferts thermiques et hydriques au sein de la structure en béton. Divers phénomènes sont à noter suite à ce chargement. Parmi lesquels, on cite l'évolution de la teneur en eau due à l'évaporation de l'eau libre (jusqu'à 105°C), la déshydratation chimique de la pâte de ciment due à la perte de l'eau liée (au-delà de 105°C), la dilatation thermique, la contraction provoquée par le changement de phase, la fissuration thermique, le changement de pression de pores etc. Ces mécanismes représentent les causes principales de la fissuration du béton soumis à de hautes températures. Ces fissurations

fragilisent alors les structures et autorisent ainsi la pénétration d'agents agressifs dans le béton, et par conséquent, elle entraîne une détérioration plus rapide de durabilité des structures.

La durabilité d'un ouvrage en béton est très souvent liée à la capacité de son béton à empêcher les agents agressifs de pénétrer dans sa porosité. L'aptitude des bétons à résister à l'intrusion de ces agents est caractérisée par deux grandeurs physiques à savoir : la perméabilité et la diffusivité. Ces deux paramètres sont considérés comme des indicateurs de la durabilité. Ces deux indicateurs de la durabilité correspondent à deux mécanismes bien distincts de transport de matière : la perméabilité décrit un écoulement (d'eau ou de gaz) qui se produit sous gradient de pression, elle dépend de la taille des espaces poreux dans lesquels s'écoule le fluide ainsi que de leur interconnexion. Tandis que, la diffusivité est relative au déplacement d'une espèce chimique à l'échelle moléculaire sous l'effet d'un gradient de concentration, elle ne dépend pas de la taille des pores mais de leur interconnexion.

Cette étude s'intéresse au comportement des pâtes de ciment et mortier à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CEM III) soumis à un endommagement thermique. À des fins de comparaison, nous avons déterminé que le meilleur matériau de référence serait le ciment Portland (CEM I), qui est principalement composé de clinker et d'additifs mineurs (gypse comme régulateur de prise), mais ne contient pas de laitier de haut-fourneau. Cet endommagement n'est pas dû uniquement à la partie chauffage mais à la partie refroidissement car celle-ci participe en grande partie à la dégradation des matériaux cimentaires. En effet, lors du refroidissement, le matériau cimentaire continue également à évoluer. Il a été constaté une expansion de la chaux vive lors de son rehydratation pour reformuler partiellement de la Portlandite. À cet effet, les propriétés mesurées dans cette campagne expérimentale sont toutes des propriétés résiduelles. Les échantillons sont soumis à des différents cycles de chauffage-refroidissement (160°C, 300°C, 400°C et 650°C).

Afin de bien définir le contexte de la thèse, l'étude bibliographique s'articulera en deux chapitres. Le **premier chapitre** sera consacré à une brève description du laitier de haut-fourneau : méthode de fabrication, composition chimique, composition minéralogique et leur réactivité. Ensuite le ciment au laitier de haut-fourneau : spécificités et leurs propriétés reconnues seront présentées. Les mécanismes d'hydratation des ciments avec et sans laitier de haut-fourneau seront alors évoqués pour mettre en exergue les différences dans la minéralogie, la microstructure et donc dans la porosité.

Puis, l'étude portera sur le choix du laitier de haut-fourneau comme un ajout minéral substitué au clinker dans une démarche de développement durable et enfin les différents domaines d'utilisation seront présentés.

Le **deuxième chapitre** de ce document présente une synthèse des travaux antérieurs réalisés sur l'effet du laitier de haut-fourneau sur les propriétés physiques et mécaniques des matériaux cimentaires (pâte de ciment, mortier et béton) ainsi que leurs durabilités (perméabilité et diffusivité).

Le **troisième chapitre** est consacré à la présentation des travaux expérimentaux qui ont été réalisés dans le cadre de cette thèse. Dans un premier temps les matériaux utilisés, formulation et conservation des échantillons ainsi que les procédures expérimentales liées à l'application des différents cycles de chauffage-refroidissement sont présentés. Dans un second temps, les protocoles expérimentaux nécessaires pour la caractérisation des principales propriétés de nos échantillons ayant subi différentes températures de traitement seront exposés.


Enfin, le **quatrième** et dernier chapitre sera consacré à la présentation et l'interprétation des résultats d'essais expérimentaux qui caractérisent l'influence de l'addition minérale, à savoir le laitier de haut-fourneau, et les cycles de chauffage-refroidissement sur les propriétés des pâtes de ciment et mortiers.

Une conclusion générale est donnée à l'issue de ce travail pour faire le point sur les résultats obtenus des expériences de laboratoire, ainsi que les perspectives qui en découlent.



CHAPITRE I

*Ciment aux laitiers de
haut-fourneau*



I.1. Introduction

Les ajouts minéraux proviennent principalement de l'industrie, en tant que sous produits. Les cendres de combustion du charbon dans les centrales thermiques (cendres volantes), la silice émanant de certain procédés métallurgiques (fumée de silice) et le laitier de haut fourneau sont les principaux sous produits de l'industrie qui peuvent être utilisés comme ajouts au béton. Ces poudres minérales d'une granulométrie voisine de celle de ciment, voire plus fines, peuvent avoir un caractère hydraulique latent, soit un caractère pouzzolanique ou ils peuvent être chimiquement inertes. Dans tous les cas, du fait de leur finesse, ces fines vont jouer un rôle actif vis-à-vis la compacité du squelette, c'est le rôle de remplissage, ainsi ces ajouts modifient la micro structure du béton en terme caractéristiques physiques et chimiques, conduisent à la segmentation de larges pores capillaires et offrent un grand nombre de sites de germination pour la précipitation des produits d'hydratation qui permettent de réduire les dimensions de cristaux de chaux.

Le laitier du haut fourneau est le matériau hydraulique latent, le plus utilisé dans la fabrication des ciments avec ajouts, partout dans le monde, vu ses propriétés stables, comparées à celles des autres sous produits industriels.

Aussi, en tant qu'ajout cimentaire, il présente des caractéristiques intéressantes, notamment du point de vue de la constance de sa composition chimique parce que celle-ci doit se situer dans une zone bien définie du diagramme de phases $\text{SiO}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ [1].

Ce premier chapitre sera consacré à l'étude générale des ciments au laitier et de leurs constituants. La première partie de ce chapitre sera consacré aux modes d'élaboration et de traitement du laitier, ses propriétés physico-chimiques, minéralogiques, sa réactivité, les modes d'activation et son utilisation, en particulier dans les ciments. La deuxième partie traitera le ciment au laitier de haut-fourneau, spécificités et leurs propriétés reconnues seront présentées. Les mécanismes d'hydratation des ciments avec et sans laitier de haut-fourneau seront alors évoqué pour montrer pourquoi des différences dans la minéralogie, la microstructure et donc dans la porosité sont attendues. Historique et domaine de l'utilisation des laitiers de haut-fourneau ainsi que l'aspect environnemental seront aussi abordés dans ce chapitre.

I.2. Le ciment Portland

I.2.1. Fabrication

Le ciment Portland est fabriqué à partir d'un mélange de calcaire (80%) et d'argile (20%). Ces produits sont d'abord broyés ensemble pour former un mélange appelé le cru. Après ce

broyage, le cru est calciné à 1450°C dans un four rotatif. À la sortie du four, le produit obtenu est refroidi par une trempe et à nouveau broyé, il en résulte un nouveau matériau : le clinker. En y ajoutant un faible pourcentage de gypse CSH_2 (5%), permettant de réguler la prise, on obtient le ciment Portland. La finesse du ciment Portland est proche de 3500 cm^2/g .

I.2.2. Composition

Le ciment Portland a des propriétés hydrauliques, c'est-à-dire qu'il fait prise avec l'eau. Pour comprendre les mécanismes d'hydratation du ciment Portland, il est nécessaire de connaître sa composition chimique car chacun de ses constituants sont des réactifs dont les cinétiques d'hydratation sont différentes. Suivant le processus de fabrication (matières premières utilisées, cuisson, trempe, etc.), les proportions de chaque phase vont varier dans la composition chimique du ciment. Cependant, quatre constituants principaux peuvent être distingués dans le ciment Portland

- Silicate tricalcique (ou Alite) : $3\text{CaO}, \text{SiO}_2$ (C_3S) 50-70%;
- Silicate bicalcique (ou Bélite) : $2\text{CaO}, \text{SiO}_2$ (C_2S) 15-30%;
- Aluminate tricalcique : (ou célite) $3\text{CaO}, \text{Al}_2\text{O}_3$ (C_3A) 5-10%;
- Alumino-ferrite tétracalcique : (ou ferrite) $4\text{CaO}, \text{Al}_2\text{O}_3, \text{Fe}_2\text{O}_3$ (C_4AF) 5-15%.

I.3. Le laitier de haut-fourneau

I.3.1. Fabrication

Le laitier de haut-fourneau est un sous-produit de l'industrie sidérurgique constitué par la partie non-ferreuse du minerai (la gangue) fondue lors de la confection de la fonte dans les hauts-fourneaux. Il est formé essentiellement de silicates et alumino-silicates de calcium. En général, une tonne d'acier permet de produire 300 kg de laitier de haut-fourneau.

Dans la partie supérieure du haut fourneau, le minerai de fer (Hématite Fe_2O_3 ou Magnétite Fe_3O_4) aggloméré est chargé en couches alternées avec du coke, un combustible puissant proche du carbone pur fabriqué à partir de charbon. L'air chaud insufflé dans le bas du haut fourneau à une température proche de 1200°C, provoque la combustion du coke qui entraîne la fusion du minerai entre la température de 1350°C et 1550°C pour former la fonte, tandis que l'association de la silice et de l'alumine avec la chaux et le magnésium va produire le laitier fondu. La fonte est recueillie sous forme liquide à une température de 1500°C (environ 96% Fe et 4% C) et le laitier dans le bas du haut fourneau (Fig. I.1).

La fonte présente une densité de 7 alors que le laitier est autour de 3, ainsi les deux liquides en fusion initialement réunis se séparent par densité, la fonte restant à la base du four et le laitier (liquide silicaté fondu) constituant le « surnageant » à la partie supérieure, ce qui

permet de l'éliminer facilement par une « veine » qui permet l'écoulement du liquide en fusion sur un éclateur puis dans une fosse à eau où il subit un refroidissement. La séparation est réalisée à l'aide d'un dispositif de siphonage (Fig. I.2).

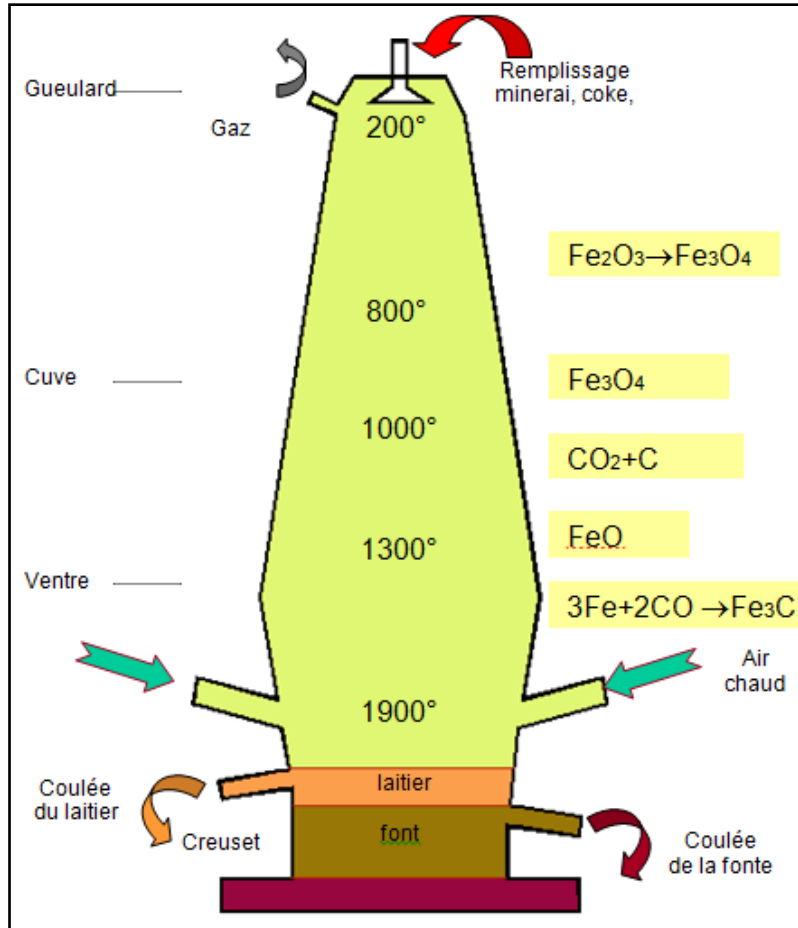


Figure I.1 : Schéma de principe d'un haut fourneau

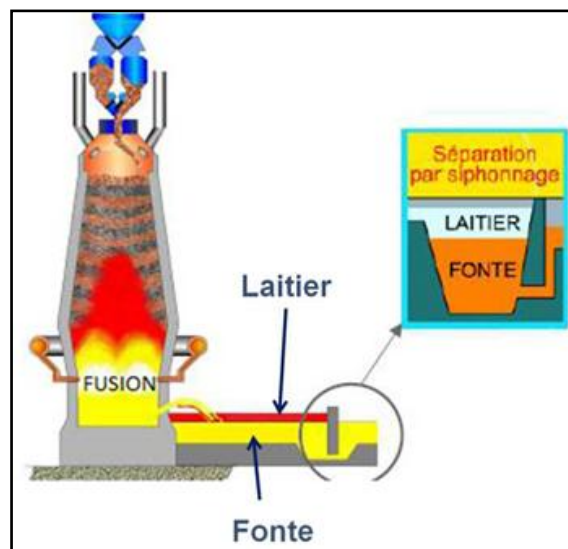


Figure I.2 : Dispositif de siphonnage

Suivant le processus de refroidissement utilisé, on obtient deux types de laitiers de haut fourneau :

- Le laitier de haut fourneau est dit cristallisé, lorsqu'il est conduit par une rigole vers des fosses où il est lentement refroidit à l'air et se cristallise sous forme de roche dure. Au début de la solidification, le laitier est arrosé avec de l'eau pour lui abaisser sa température, ensuite fragmenté, concassé et criblé.
- Le laitier de haut fourneau est dit vitrifié, ou granulé, lorsqu'il est dirigé vers un dispositif dans lequel il subit une trempe, c'est-à-dire un refroidissement très rapide. L'énergie calorifique contenue dans le laitier en fusion provoque son explosion et forme instantanément de fines particules d'un produit vitreux désordonné. Il possède ainsi une énergie interne plus élevée qu'à l'état cristallin, ce qui le rend plus réactif chimiquement [2].

On distingue deux types de laitiers vitrifiés :

- Le laitier vitrifié granulé, pour lequel le refroidissement se fait en bassin ou par jet d'eau sous pression (0,6 MPa). Le principe de la granulation est d'extraire le plus possible de chaleur d'une quantité de laitier fondu, en un minimum de temps.
- Le laitier vitrifié bouleté soumis à deux types d'actions, un jet d'eau et une action mécanique (granulation). Le principe de la granulation est d'extraire le plus possible de chaleur d'une quantité de laitier fondu, en un minimum de temps, afin d'obtenir l'état vitreux indispensable pour son utilisation comme substitut du ciment [3].

I.3.2. Processus de granulation

Le principe est de déverser le laitier liquide sur un tambour tournant cannelé qui comporte des trous en périphérie, alimentés en eau sous pression. Les particules de laitiers sont alors projetées à plusieurs mètres du tambour, ce qui permet une trempe à l'air pendant la durée du trajet des particules.

Cette méthode de traitement thermique permet de conserver, à température ambiante, la composition du laitier à haute température. Suivant Rompaey [3] et Taylor [4], le laitier peut former un produit vitreux (partie vitreuse supérieure à 80%) aux propriétés hydrauliques latentes, si le refroidissement peut atteindre rapidement la température de 800°C.

Une autre méthode de refroidissement a été développée au Canada, appelée la granulation semi-sec ([4, 5]). Ce procédé semi-sec consiste à refroidir le laitier à la fois sous eau et sous air par un système de tambour rotatif (300 tours/min). Cette technique permet de réduire les

quantités d'eau utilisées mais seules les plus petites particules (inférieures à 4 mm) sont dans un état vitreux et peuvent être utilisées dans le ciment [6].

I.4. Historique de l'utilisation des laitiers de haut-fourneau [7]

Les îles britanniques ont enregistré des cas de traitement du fer à l'époque des Celtes en 700 ans avant Jésus-Christ, tandis qu'Aristote en 350 ans avant Jésus-Christ a noté sur l'utilisation du laitier comme drogue. L'utilisation du laitier provenant de la production de fer a été enregistrée en 1589 par les Allemands pour la fabrication des boulets de canon, et leur première utilisation en génie civil est dans la construction des bases routières pendant l'Empire romain. Les premières routes modernes avec du laitier ont été construites en Angleterre en 1813.

En 1862 l'homme d'affaires allemand Emil Langen, Directeur de la fonderie Friedrich Wilhelm, de Troisdorf, fut à l'origine d'une découverte décisive, celle des propriétés hydrauliques du laitier sous sa forme granulée ou vitrifiée. En 1865, la sidérurgie allemande développa ses propres fabrications de liants hydrauliques constitués d'un mélange de chaux et de laitier granulé moulu, conformément à la découverte de Langen. Devant cette concurrence aux ciments Portland, l'Allemand Prussing, aidé par les études du Dr. Michaelis, du Pr. Dietrich et du Pr. Suisse Tetmajer, introduit à partir de 1882, le laitier granulé en cimenterie non sidérurgique. Le laitier est alors mélangé au clinker en toutes proportions (de 5% à 95 %) donnant toute la gamme de ciments au laitier normalisé.

Environ un demi-siècle plus tard, en 1909, la première norme officielle autorisant l'utilisation du laitier dans la production de ciment a été publiée en Allemagne, codifiant légalement l'application de laitier de haut fourneau dans le ciment.

Une autre étape importante dans l'application des laitiers s'est produite en 1880, lorsque l'application des laitiers d'acier comme améliorant du sol a été confirmée.

En outre, des documents historiques du XVIII^e siècle font référence à l'application des laitiers dans la maçonnerie en Europe, tandis que d'autres données indiquent que le ciment de laitiers a été utilisé en 1930 lors de la construction de l'Empire State Building. Bien que le laitier ait prouvé sa polyvalence bien avant le 20^{ème} siècle, il a longtemps été utilisé exclusivement comme ballast de voie pour les chemins de fer aux États-Unis. Avec l'augmentation de la production, le besoin de trouver de nouveaux domaines d'application s'est également accru. L'un des premiers domaines d'application des laitiers à l'époque moderne a été la construction de routes militaires pendant la Première Guerre mondiale.

I.5. Composition chimique du laitier de haut-fourneau

La composition chimique du laitier de haut-fourneau varie suivant la nature du minerai, la composition du calcaire, le combustible utilisé (coke) et le type de fonte fabriquée [3, 6]. Ainsi aux conditions de refroidissement [8]. Cette composition chimique est susceptible de se changer au cours des années selon le type du minéral, avec l'épuisement des sources [5].

Les laitiers sont des silico-aluminates de calcium et de magnésium, ils sont constitués essentiellement de chaux (CaO), de silice (SiO₂), d'alumine (Al₂O₃) et de magnésium (MgO). D'autres éléments mineurs sont présents tels que le soufre (S), l'oxyde de fer (Fe₂O₃) et le manganèse (MnO). En général, la teneur en chaux peut se situer dans la plage : 30-50%, silice 28-38%, alumine 8-24%, magnésie 1-18%, soufre 1-2,5% et oxydes ferreux et manganèse 1 à 3%, sauf dans le cas particulier de la production de ferromanganèse où la teneur en oxyde de manganèse du laitier peut être considérablement plus élevée [5]. Les compositions chimiques typiques des laitiers de haut-fourneau produites dans différents pays sont présentées dans le Tableau I.1.

Leurs compositions chimiques peuvent être représentées dans le diagramme quaternaire C-S-A-M ou plus facilement dans le système ternaire C-S-A avec une quantité constante de MgO (Fig.I.3) [7].

Tableau I.1 : Compositions chimiques des laitiers de haut-fourneau (%)

Pays	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Fe ₂ O ₃	MnO	S
Algérie	39-45	33-40	8-13	3-9	0,85-1,51	0,64-2,47	0,09-0,90
France	43	35	12	8	2	0,5	0,9
Royaume-Uni	40	35	16	6	0,8	0,6	1,7
États-Unis	41	34	10	11	0,8	0,5	1,3
Canada	40	37	8	10	1,2	0,7	2,0
Allemagne	42	35	12	7	0,3	0,8	1,6
Japon	43	34	16	5	0,5	0,6	0,9
Russie	39	34	14	9	1,3	1,1	1,1
Afrique du sud	34	33	16	14	1,7	0,5	1,0
Égypte	33	36	10	6	1,48	0,52	
Turquie	34-41	34-36	13-19	3,5-7	0,3-2,5	1-2,5	1,2

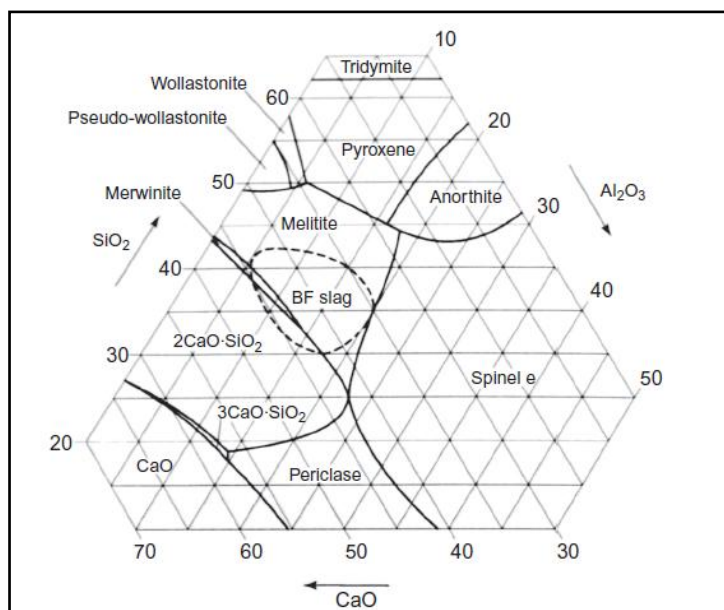


Figure I.3 : Diagramme ternaire CaO-SiO₂-Al₂O₃ [9].

On peut caractériser la composition du laitier par rapport au ciment portland par une représentation triangulaire du système chaux-silice-alumine (Fig. I.4).

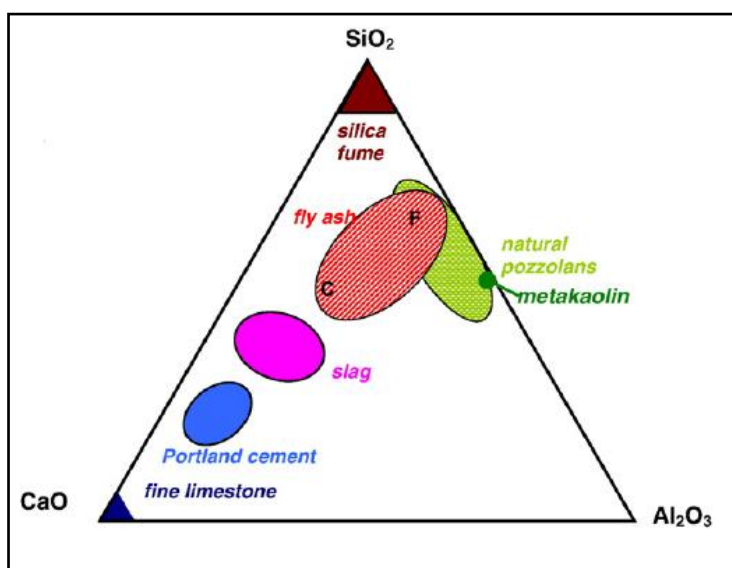


Figure I.4 : Domaine de laitier dans le diagramme ternaire CaO-SiO₂-Al₂O₃ [10].

Le diagramme ternaire (Fig. I.3) montre que le laitier se trouve dans le domaine de la melilitite, de la merwinite et du C₂S. La comparaison entre le ciment Portland et le laitier (Fig. I.4) montre que le laitier est moins riche en CaO et plus riche en SiO₂, Al₂O₃ et MgO que le ciment Portland. C'est la raison pour laquelle les mécanismes d'hydratation du laitier sont différents de ceux du ciment Portland. Dans le Tableau I.2, la comparaison de leurs compositions chimiques est présentée [11].

Tableau I.2 : Comparaison des compositions chimiques du ciment Portland et du laitier de haut-fourneau (%) [11]

	Ciment Portland	Laitier de haut-fourneau
CaO	65	40
SiO ₂	22	35
Al ₂ O ₃	5	15
MgO	1	10
Fe ₂ O ₃	3	< 1

I.6. Réactivité du laitier

La réactivité du laitier est considérée comme un paramètre important pour évaluer son convenance en tant qu'ajout minéraux dans le ciment [12]. De nombreuses études ont tenté de relier ces propriétés à la résistance directement ou de développer une relation qui pourrait expliquer ou prédire la résistance observée dans le béton contenant du laitier. Cependant, la réactivité des laitiers n'est pas encore suffisamment bien comprise. De nombreux indices chimiques ou autres ont été proposés par plusieurs auteurs pour la réactivité hydraulique du laitier. Ils se contredisent souvent et ne sont pas toujours pertinents [13]. Plusieurs facteurs sont connus pour contribuer à la réactivité des laitiers, tels que la composition chimique, la structure du laitier, la vitesse de refroidissement, la finesse de mouture, le traitement thermique, l'environnement alcalin et le temps de stockage.

La composition chimique des laitiers est principalement constituée des quatre composants (MgO, Al₂O₃, SiO₂ et CaO). Il a été observé que l'activité hydraulique des laitiers augmente avec l'augmentation des teneurs en CaO, MgO et Al₂O₃ mais diminue avec l'augmentation de la teneur en SiO₂ [14]. Afin de prédire l'activité hydraulique d'un laitier de haut-fourneau, différentes formules d'hydraulicité ont été proposées. La plus largement utilisée est le rapport $(CaO+MgO+Al_2O_3)/SiO_2$ [15]. Elle correspond à la somme des constituants basiques du laitier sur la somme de ses constituants acides. De faibles valeurs de modules correspondent à une faible réactivité hydraulique mais il n'y a pas toujours une bonne corrélation entre la résistance hydraulique et la résistance mécanique à différents âges [16]. Les valeurs minimales de cet indice varient d'un pays à l'autre. Par exemple, il devrait être de 1,0 en Allemagne et de 1,4 au Japon.

La teneur en verre des laitiers qui affecte les performances techniques du ciment au laitier est considérée comme la variable la plus importante et certainement la plus critique pour l'hydraulicité [14]. Elle dépend de la vitesse de refroidissement [17]. Une vitesse de refroidissement rapide entraîne une teneur élevée en verre. Lorsqu'il est lentement refroidi

dans l'air, le laitier fondu cristallise pour former des silicates de magnésium et de calcium inertes, tels que la mélilite, la merwinite et la monticellite et de plus petites quantités de silicates de calcium et de la pseudowollastonite [18]. Ainsi, afin d'obtenir une bonne réactivité, le laitier doit être rapidement refroidi ou trempé en dessous de 800°C afin d'empêcher la cristallisation de la merwinite et de la mélilite. Selon Frearson [19], à mesure que les cristallites merwinites à l'intérieur de la structure du verre augmentent, la réactivité des laitiers augmente. Bien qu'une structure vitreuse soit essentielle à la réactivité, des recherches antérieures ont montré qu'il n'y a pas de corrélation exacte entre la teneur en verre et l'hydraulicité. Par conséquent, rien ne garantit qu'une teneur élevée en verre produise un laitier hautement réactif [20]. Escalante et al. [21] ont constaté que des températures d'hydratation plus élevées augmentaient la réactivité du laitier. Ils ont conclu qu'à mesure que le pourcentage de remplacement des laitiers augmentait, sa réactivité diminuait.

La finesse est une propriété géométrique affectant la réactivité des laitiers dans le ciment. Quand la finesse du liant est élevée, la surface de contact des grains de liant devient grande, ce qui permet une forte réactivité chimique du liant, en donnant des résistances mécaniques élevées à long terme [16]. Cependant, la finesse du laitier doit être limitée par des aspects pratiques, tels que le retrait, le temps de prise et des considérations économiques [14].

L'activité hydraulique dépend aussi de la basicité du laitier, plus le laitier est basique, plus son activité hydraulique est importante en présence d'activateurs alcalins [20]. Les laitiers peuvent être classés par leur indice de basicité. Rapport CaO/SiO_2 donné par Nkinamubanzi et al. [22] est l'indice de basicité le plus simple. Un rapport $\text{C}/\text{S} > 1$ caractérise un laitier basique alors qu'un rapport $\text{C}/\text{S} < 1$ définit un laitier acide.

En maintenant la basicité constante, l'augmentation de la teneur en Al_2O_3 augmente la force et un manque en CaO peut être remplacé par une plus grande quantité d'alumine (MgO). L'effet du remplacement d'oxyde de magnésium (MgO) par l'oxyde de calcium (CaO) semble être influencé à la fois sur la basicité et la teneur en MgO du laitier. Des écarts dans la teneur en MgO jusqu'à environ 8 à 10% peuvent avoir un léger effet sur le développement de la résistance ; cependant, plus de 10% de MgO peuvent avoir un effet négatif [20].

I.7. Composition minéralogique du laitier

I.7.1. Laitier granulé

Le laitier granulé est un verre (la teneur en verre dépasse 90 %). Pour acquérir la forme des verres, le laitier fondu est rapidement refroidi. Le passage d'un état liquide à un état solide

est accompagné par un arrangement des molécules, qui prennent une orientation bien définie dans les cristaux [23]. Si le refroidissement du laitier est rapide, les groupes moléculaires conservent en majorité leurs disposition irrégulière (arrangement irrégulier), et la viscosité augmente rapidement au fur et à mesure que la température baisse, et le laitier passe d'un état liquide à un état solide mais sans développement de la structure cristalline. Généralement, les verres sont insolubles et ont tendance à passer à une forme cristalline. Cette tendance est due à la haute viscosité des verres qui réduit la mobilité des molécules. Sur la figure I.5 et I.6, l'examen microscopique de la poudre du laitier granulé est illustré. Les grains transparents clairs isotropiques désignant le verre et la zone noire (pour un laitier mal granulé) présente le début de la cristallisation.

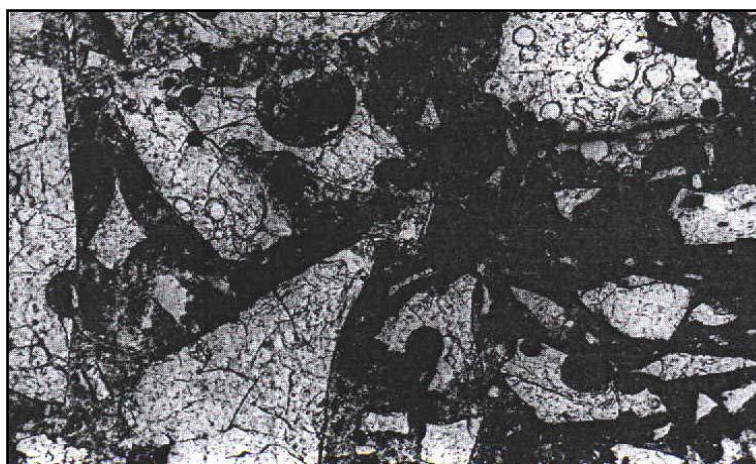


Figure I.5 : Les particules vitreuses de laitier en blanc [24].

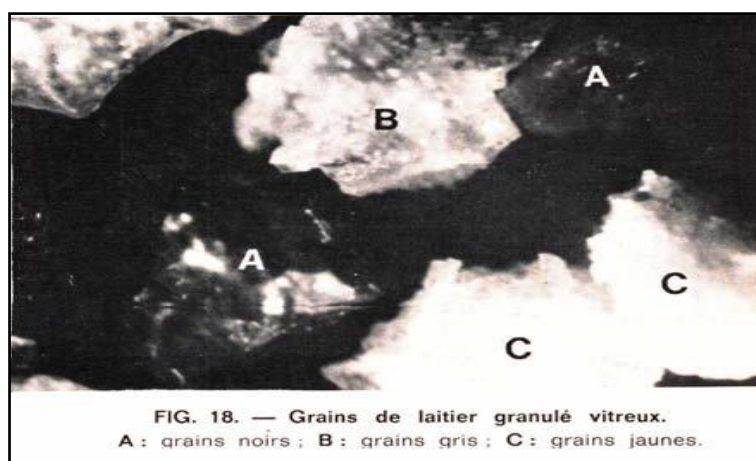


Figure I.6 : Les grains du laitier [25].

La forme angulaire des particules de laitier et leur aspect poreux est dû à une immersion dans l'eau. Les particules de laitier totalement vitreuses indiquent que la température de ce laitier était élevée au moment de sa trempe (laitier chaud). Par contre si la température du

laitier fondu n'est pas trop élevée, certains cristaux ont déjà pu se former dans la phase liquide et après sa trempe, ce laitier sera moins réactif (laitier froid) que le laitier chaud qui est plus vitreux. Un tel laitier est présenté à la Figure I.7.

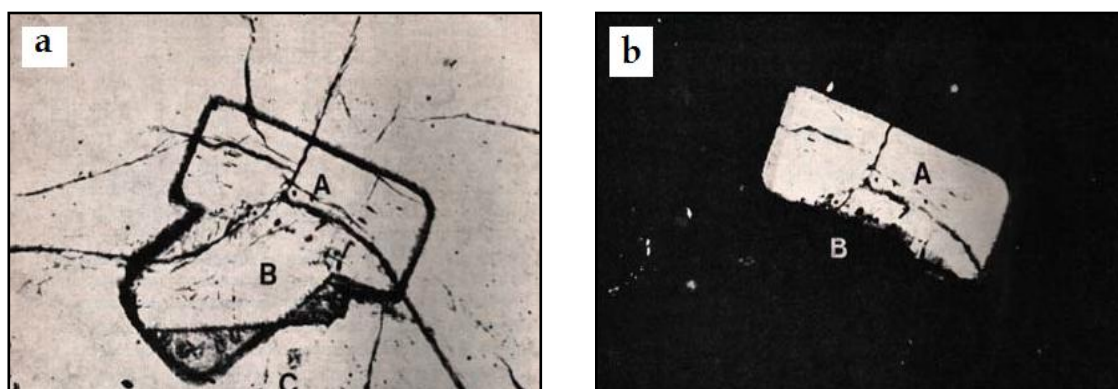


Figure I.7 : Des cristaux de ménilite dans une particule vitreuse du laitier [25].

a. Cristaux de ménilite dans un grain noir

(A et B : Cristaux de ménilite maclés C : matière vitreuse).

b. Les mêmes cristaux (l'un des cristaux de ménilite B est éteint).

Les grains du laitier bien trempés ont une couleur beige ou grise, tandis que les laitiers plutôt froids ont une couleur beaucoup plus sombre qui peut varier du gris foncé au brun foncé.

A l'aide d'un diffractomètre aux rayons X, on peut facilement vérifier si la trempe du laitier est faite convenablement où non. En l'absence de cristallites, le diagramme présente un halo centré en règle générale à la hauteur du pic principal de la ménilite.

I.7.2. Laitier cristallisé

Lorsqu'on le laitier est refroidi lentement, les quatre oxydes SiO_2 , Al_2O_3 , CaO et MgO entrent en combinaison pour former différentes espèces minéralogiques cristallisées bien connues, se sont essentiellement des minéraux de la famille de la ménilite, série mixte allant de la gehlenite à l'akermanite, le groupe (Si, Mg) pouvant se substituer isomorphiquement à (2Al). Les laitiers contenant relativement moins de MgO (plus de 5%) contiennent toujours la ménilite le principal constituant, ce nom est donné à une série isomorphe des solutions solides contenant la gehlenite ($2\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$) et l'Akermanite ($2\text{CaO}-\text{MgO}-\text{SiO}_2$). Par contre dans d'autres laitiers la solution solide est représentée seulement par l'Akermanite (C_2MS_2).

Les autres minéraux qui auront lieu dans d'autres laitiers sont : la bredigite ($\alpha\text{C}_2\text{S}$), la barnite ($\beta\text{C}_2\text{S}$), pseudow-ollastonite ($\gamma\text{C}_2\text{S}$), et la wolla stonite (CS), rankinite (C_3S_2), la merwnite (C_3MS_2), spinelle (MA), diopside (CMS_2), monticellite (CMS), amorthite (CAS_2) et la fosterite (M_2S) [23].

Le minéral qui peut être activé est seulement le silicate bicalcique dans la forme α ou β , tandis que ($\gamma\text{C}_2\text{S}$) est inerte. (Le MgO est observé dans le laitier à forte teneur en MgO (MgO > 16 %)).

Plusieurs minéraux peuvent apparaître sous plusieurs formes par exemple C_2S . En haute températures les formes observées sont α et β , où α transformera pendant le refroidissement en forme γ et β .

Les laitiers basiques sont surtout constitués par les éléments cristallisés suivants :

- Mélilite : qui est une solution solide de gehlenite (C_2AS) et l'akermanite (C_2MS_2).
- Merwenite : C_3MS_2 .
- Silicate bicalcique C_2S ($\beta\text{C}_2\text{S}$).

Pour les faibles teneurs en Al_2O_3 , le silicate bicalcique peut augmenter de volume de 10 % par passage de la forme β à la forme γ d'où le phénomène d'effusement [26].

I.8. Aspect environnemental

Le béton est un matériau de construction composé d'un mélange de granulats, de sable, et d'eau aggloméré par un liant hydraulique (le plus souvent du ciment). Parmi ces composants, le ciment est celui dont la production est non seulement consommatrice de calcaires, d'argiles, de marnes et de combustibles, mais elle est également à l'origine de la majeure partie des émissions de gaz à effet de serre. Selon Montens [27], plus de 80% sont liés à la phase de production, entre 10 et 15 % sont dus à la mise en œuvre et entre 2 et 5 % sont attribués au transport.

La part principale de la production de gaz à effet de serre dans l'industrie cimentière provient du processus de clinkérisation (réactions physico-chimiques à hautes températures conduisant à la formation du clinker). À partir de 550°C , la formation de la chaux liée à la décarbonatation du calcaire engendre la libération du dioxyde de carbone. Cette réaction chimique représente plus de 60 % des émissions de CO_2 dues à la fabrication des ciments (environ 525 kg CO_2 par tonne de clinker), les 40 % restants sont dus à la combustion des combustibles fossiles nécessaire aux procédés de clinkérisation (environ 335 kg CO_2 par tonne de clinker), au broyage et aux transports (environ 50 kg CO_2 par tonne de clinker).

L'industrie cimentière s'implique ainsi fortement dans différentes stratégies permettant de limiter ces émissions de gaz : bien que la production de clinker nécessite de grandes quantités d'énergie (de l'ordre de 4 GJ/t), des diminutions des émissions de dioxyde de carbone (CO_2) et d'hémioxyde nitreux (N_2O) reconnus comme gaz à effet de serre ont déjà

été obtenues grâce à l'optimisation des procédés de production et la modernisation des fours de cimenteries [28].

Le remplacement des énergies fossiles traditionnelles utilisées pour l'alimentation des fours par des combustibles de substitution est une alternative intéressante. Il permet d'économiser des matières premières naturelles d'origine pétrolière et la réduction des émissions de CO₂ fossile au profit de matières renouvelables, de déchets ou des sous produits industriels. La mise en œuvre de ces solutions a permis à l'industrie cimentière de réduire de 20% ses émissions de CO₂ à la tonne de ciment pour la période 1990-2000 [28].

Une autre stratégie permettant de limiter les émissions de CO₂ est l'utilisation d'autres liants hydrauliques que le clinker. L'utilisation de matériaux de substitution, notamment d'origine industrielle, permet d'éviter les émissions de CO₂ liées à la décarbonatation du calcaire lors de la production de clinker. La substitution du ciment Portland par des laitiers de haut-fourneau évoque une réduction notable des rejets de dioxyde de carbone par tonne de matériaux cimentaires et implique également de consommer des sous-produits des processus de production industrielle [29]. Le facteur d'émission moyen pour une tonne de fabrication de ciment dans le monde était de 0,91 t CO₂-e/tonne qui contient le transport de ciment vers une usine de béton prêt à l'emploi, d'autre part, cette valeur est réduite à 0,143 t CO₂-e/tonne dans le cas d'utilisation des laitiers de haut-fourneau.

La Figure I.8 montre comment le remplacement du ciment par du laitier de haut-fourneau influence les émissions totales de CO₂ par tonne de ciment, tandis que la Figure I.9 montre l'influence de la proportion de laitier dans le ciment sur les émissions de CO₂ causée par l'un des trois facteurs sélectionnés dans le processus de fabrication du ciment [30]. Une proportion plus élevée de laitier dans le ciment peut réduire considérablement les émissions totales de CO₂. Dans le même temps, la proportion de CO₂ émise en raison du processus de calcination, ainsi que la proportion de CO₂ causée par la production d'énergie thermique, diminueront avec une augmentation de la proportion des laitiers, tout comme la proportion de CO₂ causée par la production d'énergie électrique.

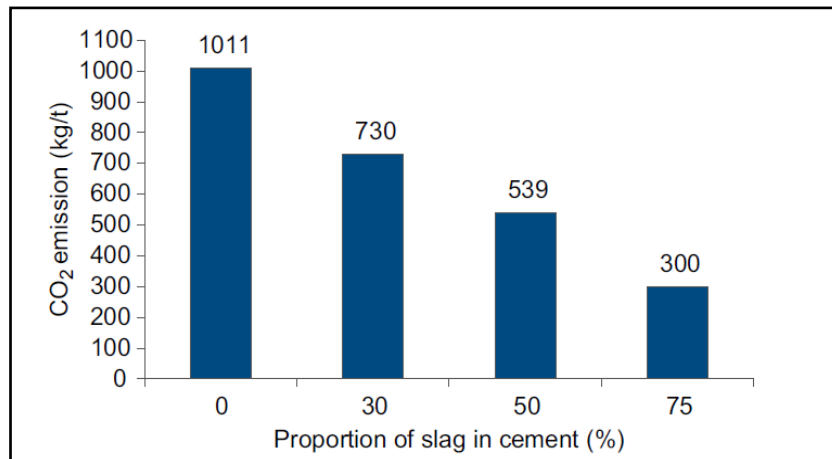


Figure I.8 : Influence du remplacement du ciment par le laitier granulé de haut-fourneau sur les émissions totales de CO₂ par tonne de ciment [30]

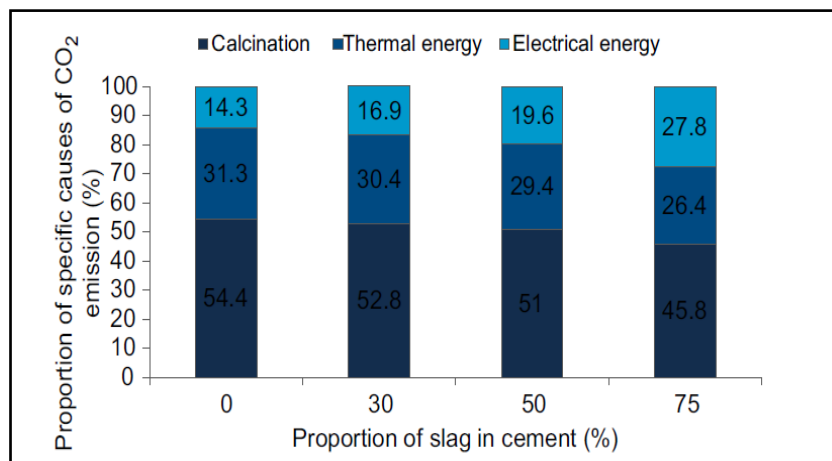


Figure I.9 : Influence de la proportion de laitier dans le ciment sur les émissions de CO₂ résultant de causes spécifiées dans le processus de fabrication du ciment [30]

En remplaçant 45% du ciment Portland ordinaire par du laitier de haut-fourneau, une réduction de 37% des émissions totales de CO₂ sera réalisée [31]. Le coût total de l'énergie (thermique et électrique) représente environ 30% à 40% du coût total de production du ciment [32]. C'est pourquoi l'utilisation efficace de l'énergie a toujours été une priorité dans l'industrie du ciment.

Des efforts pour réduire la demande en utilisant des équipements plus efficaces et en remplaçant les carburants et les matières premières pour réduire les coûts de production ont été entrepris ces dernières années. Les Figures I.10 et I.11 montrent comment le remplacement du ciment par du laitier de haut-fourneau influence l'énergie totale, ainsi que le rapport de la demande d'énergie électrique/thermique nécessaire à la production de ciment. D'une part, la consommation totale d'énergie diminue avec l'augmentation du contenu des laitiers, mais d'autre part, la proportion d'énergie électrique augmente. Cela est

dû à la diminution de la quantité de clinker brûlé, à la plus grande finesse du ciment de laitier et à la moindre broyabilité du laitier de haut-fourneau.

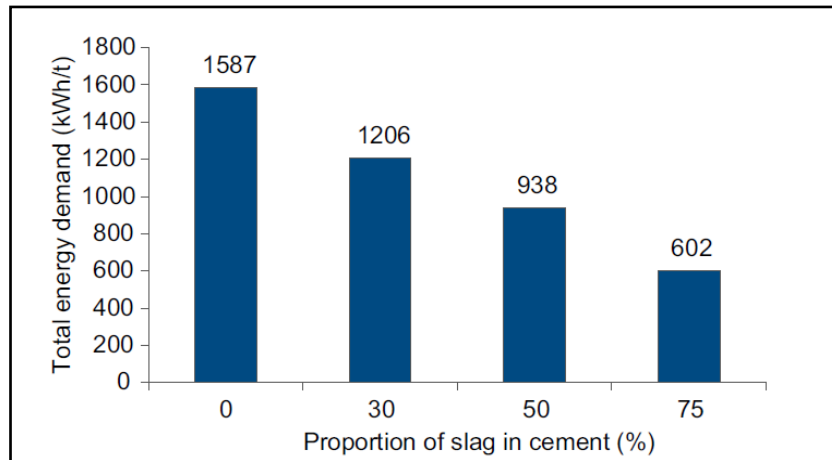


Figure I.10 : Influence de la proportion des laitiers dans le ciment sur la demande totale d'énergie dans le processus de fabrication du ciment [30]

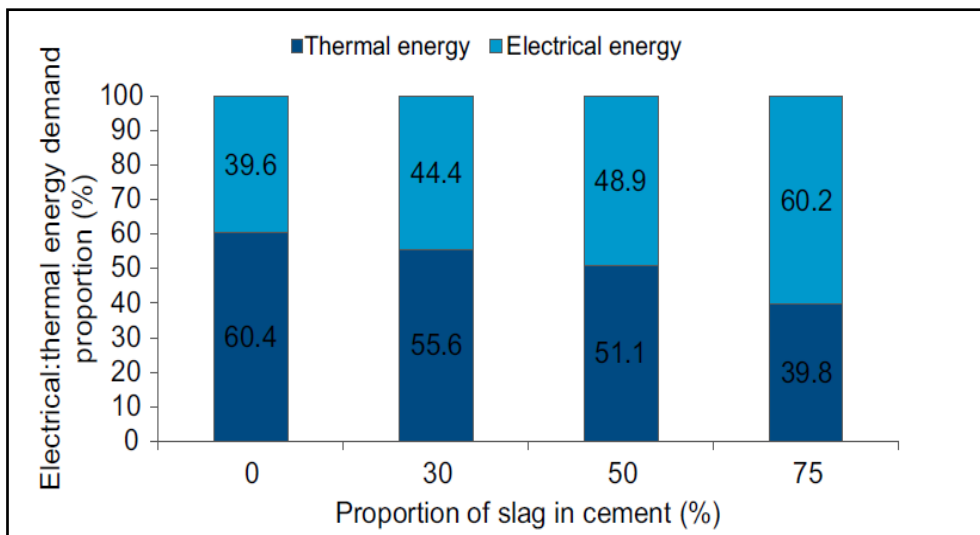


Figure I.11 : Influence de la proportion des laitiers dans le ciment sur la proportion de la demande d'énergie électrique/thermique dans le processus de fabrication du ciment [30]

Calculées avec les données de la consommation d'énergie typique pour la production de liant données dans le Tableau I.3, les économies de la demande totale d'énergie réalisées en remplaçant le ciment Portland par du laitier de haut-fourneau seraient encore plus élevées.

Tableau I.3 : Consommation d'énergie typique pour la production de liant [33]

Type de liant	Consommation d'énergie	
	(MJ / t)	(kWh / t)
Ciment Portland	5000	1389
Gypse	5000	1389
Cendre volante	25	7
Laitier de haut-fourneau	40	11

Cependant, la technologie qui prépare les laitiers d'acier pour une application dans l'industrie du ciment peut contribuer à la pollution de l'air. Par conséquent, il convient de faire preuve de prudence lors de la production de ciment à partir de laitier de sidérurgie. Pour être plus précis, une étude menée aux États-Unis a montré qu'environ 2% à 13% de la masse totale de particules déposées provenait des technologies de préparation lors de la production de laitiers en matière première pour l'industrie du ciment [34].

I.9. Couleur du béton au laitier de haut-fourneau

Les bétons de ciment de haut-fourneau présentent une teinte claire et généralement plus uniforme que les bétons à base de ciment Portland. Le béton sera d'autant plus clair que le ciment utilisé sera fin et riche en laitier.

L'utilisation de ces ciments est donc particulièrement recommandée pour les bétons apparents. Autre propriété remarquable des pâtes de ciment au laitier, c'est l'apparition d'une coloration bleu-verte après deux à quatre jours de cure à l'abri de l'air. Cette coloration est plus fortement marquée après 14 jours d'hydratation (coloration optimale). Celle-ci est attribuée à une réaction complexe de l'ion S^{2-} présent dans le laitier avec d'autres composants du ciment. Le degré et l'étendue de cette coloration dépendent du degré d'oxydation de cet ion, de la proportion de laitier dans le ciment, des conditions de cure et de la porosité de la surface de la pâte [3].

I.9. Ciments de haut-fourneau CEM III

Selon la norme européenne EN 197-1, le ciment de haut-fourneau est composé de deux constituants principaux (le clinker et le laitier de haut-fourneau) et d'un maximum de 5 % de constituants secondaires. Un régulateur de prise comme l'anhydrite (sulfate de calcium, $CaSO_4$) peut être ajouté lors de la mouture. Le ciment de haut-fourneau est désigné par l'abréviation CEM III. La dénomination normalisée des ciments de haut-fourneau tient compte de leur teneur en laitier, elle se décline en trois catégories : A, B et C.

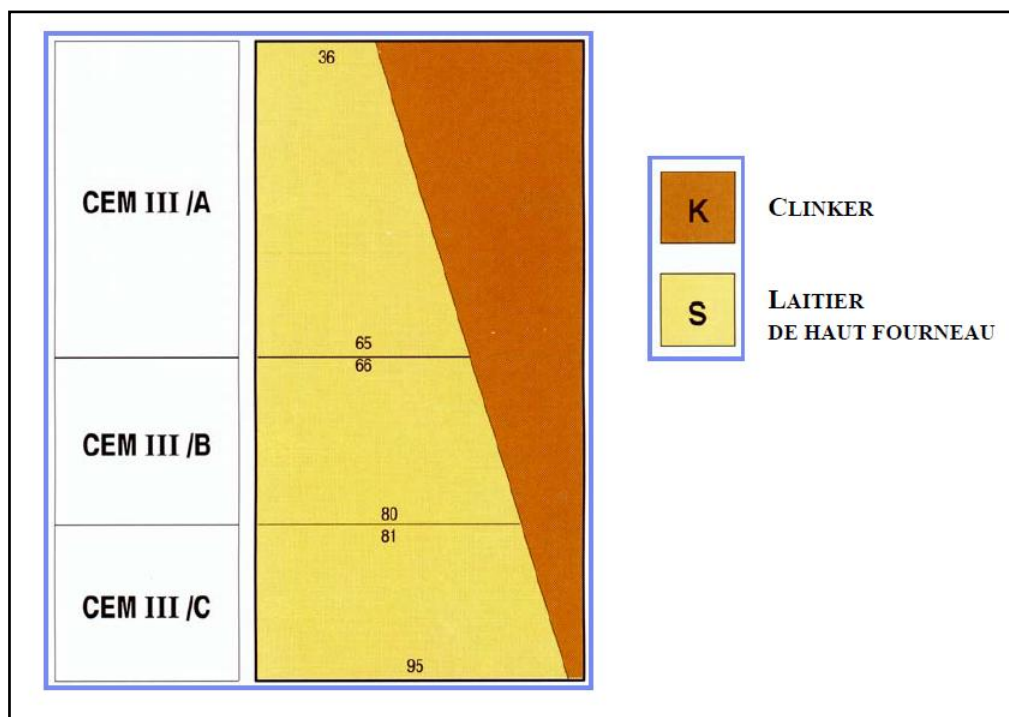


Figure I.12. Proportions des deux principaux composants dans les ciments CEM III A, B et C

Cette dénomination tient également compte des propriétés mécaniques et chimiques spécifiques des pâtes qu'ils permettent d'obtenir. Par exemple, le ciment CEM III/C 32,5 N LH PM-ES est un ciment de haut de fourneau (CEM III) contenant entre 81 et 95 % de laitier (C), ayant une résistance caractéristique d'au moins 32,5 MPa à 28 jours avec une montée en résistance de la pâte Normale (N), il dégage une faible chaleur d'hydratation (LH), convient aux environnements marins (PM pour prise mer) et aux environnements riche en sulfates (ES pour eaux à hautes teneur en sulfates). Sur le Tableau I.4 et I.5, les exigences mécaniques et physiques et les exigences chimiques des ciments CEM III sont représenté respectivement.

Tableau I.4 : Exigences mécaniques et physiques des ciments CEM III

Classe	Résistance à la compression (N/mm ²)				Temps de début de prise min	Expansion mm
	Au jeune âge		Normale			
	2 jours	7 jours	28 jours			
32,5	—	≥ 16	≥ 32,5	≤ 52,5	≥ 60	≤ 10
32,5 R	≥ 10	—				
42,5	≥ 10	—	≥ 42,5	≤ 62,5		
42,5 R	≥ 20	—				
52,5	≥ 20	—	≥ 52,5	—	≥ 45	
52,5 R	≥ 30	—				

Tableau I.5 : Exigences chimiques des ciments CEM III

Type et classe	Sulfates (SO ₃)	Chlorures	Perte au feu	Résidu insoluble
I 32,5 - 32,5R - 42,5	≤ 3,5 %	≤ 0,10 %	≤ 5 %	≤ 5 %
I 42,5R - 52,5 - 52,5R	≤ 4 %			
II 32,5 - 32,5R - 42,5	≤ 3,5 %	≤ 0,10 %	—	—
III/A - III/B	≤ 4 %	≤ 0,10 % (*)	≤ 5 %	≤ 5 %
III/C	≤ 4,5 %			
V 32,5 - 32,5R - 42,5	≤ 3,5 %	≤ 0,10 %	—	—
(*) Les ciments de type III/A, B et C peuvent contenir plus de 0.10 % de chlorures, mais dans ce cas la teneur réelle en chlorures doit être déclarée.				

Remarque : Les ciments peuvent être fournis en version normale « N » ou en version « R ». Cette version R se caractérise par des résistances initiales plus élevées, appréciées pour les opérations de décoffrage, de démoulage, de mise en précontrainte et de manutentions précoces. Les ciments caractérisés ici sont des versions normales.

I.10.1. Propriétés des ciments au laitier de haut-fourneau

L'ajout de laitier de haut fourneau dans des mortiers ou bétons modifie ses propriétés, et donc permet d'améliorer certains aspects du comportement du matériau, mais il peut aussi réduire la cinétique de développement des résistances. Ainsi, les résistances mécaniques au jeune âge (2 jours par exemple) des ciments au laitier sont en général inférieures aux ciments Portland, mais au-delà de 28 jours, la pente des courbes de résistance est plus forte que celle des ciments Portland et les résistances mécaniques obtenues à long terme peuvent être supérieures [35]. Ce niveau faible des résistances au jeune âge peut être un inconvénient dans le cas de constructions minces. Par ailleurs, les ciments au laitier de haut-fourneau présentent une faible chaleur d'hydratation [35]. Cette propriété est intéressante car elle permet de réduire le risque de fissuration lors du retrait thermique et améliore par ce biais la durabilité vis-à-vis des agents agressifs. Les bétons au laitier offrent une imperméabilité croissante avec la teneur en laitier. La pâte de ciment au laitier développe plus de C-S-H microporeux et une porosité capillaire plus faible qu'une pâte de ciment Portland classique. En effet, on observe une diminution du nombre de pores et de ses rayons moyens [35]. Les bétons aux laitiers ont une résistance élevée à la diffusion des chlorures ainsi qu'une meilleure résistance aux milieux agressifs (eau de mer...) car ils présentent moins de portlandite qu'un ciment Portland. L'eau de mer agit sur la portlandite (Ca(OH)₂) et la dissout ce qui en augmente ainsi la porosité et diminue les résistances mécaniques. Par

contre, les bétons au laitier sont plus sensibles à la carbonatation accélérée par rapport à des bétons à base de ciment Portland.

I.10.2. Comparaison avec les ciments Portland (CEM I)

Les ciments de haut-fourneau possèdent des propriétés physico-chimiques permettant leur utilisation pour différentes applications spécifiques. Par comparaison avec les CEM I, ils présentent :

- Des particularités esthétiques, la couleur du béton est plus claire, plus lisse et plus homogène et les efflorescences se font moins fréquentes ;
- Une bonne résistance aux agents agressifs chimiques tels que les eaux sulfatées, l'eau de mer, les eaux résiduaires (station d'épuration) ;
- Une résistance à la réaction alcali-granulats ;
- Une faible chaleur d'hydratation permettant la construction d'éléments massifs ;
- Une faible, voire très faible, perméabilité ;
- Un bon comportement face à un traitement à la chaleur et à la vapeur ;
- Une bonne résistance au gel ;
- Un rapport résistance à la flexion/résistance à la compression élevé ;
- Un durcissement lent mais donnant à long terme des résistances mécaniques plus élevées que les CEM I de même classe de résistance.

Les CEM I et CEM III présentent des différences d'évolution générale du développement de leur résistance mécanique. À 20°C, entre un mortier à base CEM III et un mortier à base de ciment Portland (CEM I), représentée en Figure I.13, le retard de développement des résistances mécaniques des ciments au laitier peut être observé à court terme, jusqu'à 28 jours d'hydratation. À très long terme, le développement des résistances mécaniques des ciments au laitier pourra atteindre 180% des résistances mécaniques à 28 jours, alors que celui des ciments Portland (CEM I) se limitera à 120% des résistances mécaniques à 28 jours. Un des intérêts de l'utilisation des ciments de haut-fourneau réside en une « réserve » de résistance mécanique par rapport au ciment Portland (CEM I).

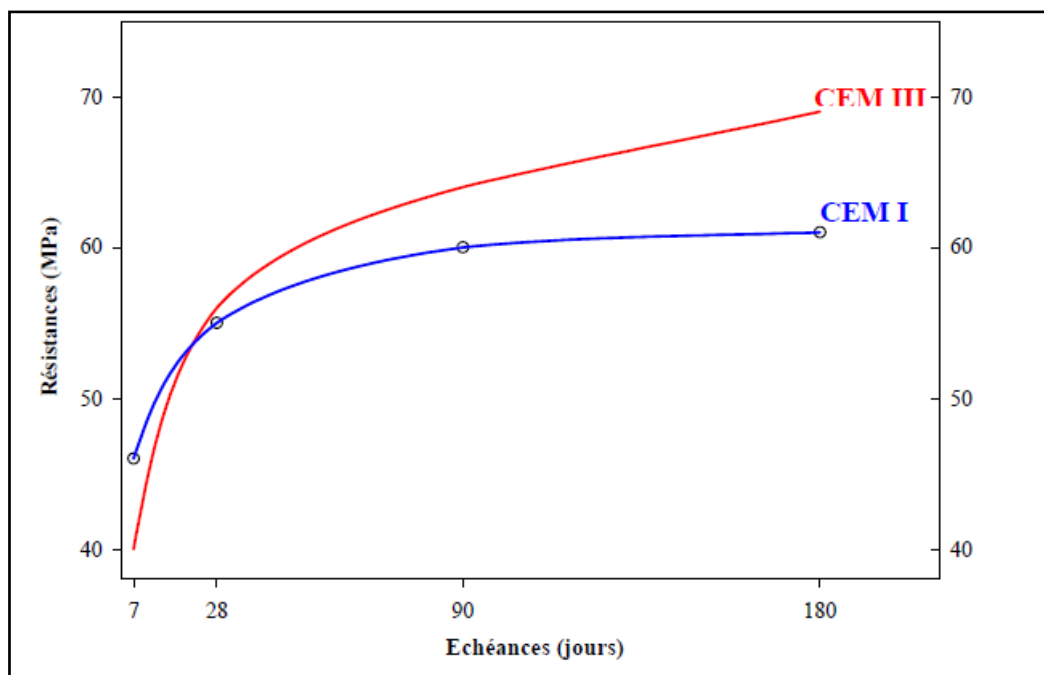


Figure I.13 : Évolution des résistances à la compression des ciments CEM III et des CEM I au cours de l'hydratation [3]

Par rapport au CEM I, il est reconnu que les CEM III sont plus sensibles à la carbonatation, qui consiste en l'action du dioxyde de carbone de l'atmosphère qui diffuse dans les pores du béton et se dissout au contact de la solution interstitielle pour former un acide carbonique dont l'espèce dominante est l'ion carbonate (CO_3^{2-}) lorsque le pH est supérieur à 10,4. Cette acidification du milieu déstabilise les hydrates, notamment la portlandite qui joue un rôle de tampon sur le pH en formant de la calcite [36]. Cette calcite formée obture partiellement les pores du béton et augmente la résistance à la diffusion du CO_2 .

Mais, lorsque la portlandite accessible a été entièrement consommée, le pH chute à une valeur inférieure à 9 et la corrosion des aciers d'armatures devient possible.

Or, dans certaines conditions, la présence de laitier de haut-fourneau accélère la carbonatation du matériau [37] et peut, le cas échéant, permettre la corrosion des armatures. Cet aspect constitue un frein notable au développement de l'utilisation de tels ciments.

I.11. Mécanismes d'hydratation des ciments

Les ciments sont des matériaux dits "hydrauliques", c'est-à-dire que les principaux composés du ciment (C_3S , C_2S , C_3A , et C_4AF) réagissent en présence de l'eau pour former des nouveaux composés insolubles qui entraînent la prise et le durcissement progressif du matériau. Vu que, le ciment est principalement composé de C_3S , l'hydratation de ce composé contrôle majoritairement la cinétique globale de l'hydratation.

Que ce soit le ciment Portland (CEMI) ou le ciment de haut-fourneau (CEMIII), le principe est identique : de nouvelles phases appelées hydrates se forment à partir de la solution sursaturée résultant de la dissolution des grains anhydres. Cet état métastable est dû à la différence de solubilité existant entre le produit anhydre et les sels hydratés. La réaction se poursuit jusqu'à épuisement des réactifs. La vitesse et l'intensité de la réaction d'hydratation constituent une différence entre l'hydratation du ciment Portland et celle du ciment de haut-fourneau.

I.11.1. Hydratation du clinker

Le clinker se dissout par attaque hydrolytique, de la même manière que le chlorure de sodium, c'est-à-dire par réaction avec des molécules d'eau. Les quatre phases principales du ciment réagissent avec des cinétiques différentes, pour former des phases qui assureront la cohésion du matériau :

- Les silicates de calcium hydratés (C-S-H) ;
- La portlandite (Ca(OH)_2) ;
- L'ettringite ;
- Les monosulfoaluminates.

Le terme C-S-H, est le nom générique donné pour tous les silicates de calcium hydratés amorphes ou faiblement cristallisés. Les traits séparant les éléments signifient qu'aucune composition chimique particulière ne lui est attribuée.

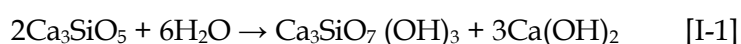
a. Hydratation de l'alite et de la bélite :

La méthode calorimétrie et la méthode conductimétrie sont les méthodes les plus utilisées pour le suivi de l'hydratation du ciment. Elles mettent en évidence les différentes étapes de l'hydratation du ciment [4]. Pour l'alite, ils sont les suivantes :

1. Durant la période de gâchage, une dissolution très rapide et exothermique aura lieu. Cette dissolution rend la solution (eau de gâchage) sursaturée en ions (principalement Ca^{2+} et H_2SiO_2^-) par rapport aux C-S-H.
2. À partir du moment où la solution est sursaturée par rapport aux C-S-H, ces derniers commencent à se former.
3. Puis vient la période dite d'induction avec un faible flux thermique. L'augmentation rapide du pH associée à la teneur en calcium et en OH^- de l'eau de gâchage conduit à un contrôle de la réaction par la formation de C-S-H, ce qui ralentit la dissolution de l'alite. La précipitation de C-S-H se poursuit lentement et la phase aqueuse devient sursaturée en portlandite (Ca(OH)_2).

- Après quelques heures la précipitation en masse des hydrates survient, c'est la période de prise (ou d'accélération). La formation des hydrates est associée à une augmentation de chaleur. La formation rapide de portlandite accélère la dissolution de la bélite et donc la formation de C-S-H. Ceci se traduit par un pic exothermique. C'est à ce moment que la prise a lieu par formation d'un squelette cohésif. C'est le début de la période de durcissement.
- Enfin, vient la période de ralentissement. Les grains se recouvrent d'une couche d'hydrates de plus en plus épaisse, ce qui ralentit la diffusion des espèces réactionnelles.

L'alite et la bélite s'hydrolysent suivant les réactions suivantes :



Ces réactions entraînent la formation d'hydrates tels que les silicates de calcium hydratés (C-S-H) et la portlandite ($\text{Ca}(\text{OH})_2$). La stoechiométrie de ces silicates de calcium est variable et elle dépend de la concentration en ions Ca^{2+} et $[\text{H}_3\text{SiO}_4]^-$ ou $[\text{H}_2\text{SiO}_4]^{2-}$ de la solution interstitielle à partir de laquelle ils précipitent. Cette concentration, qui varie au cours de l'hydratation, implique la formation de plusieurs types de silicates de calcium hydratés caractérisés par des rapports Ca/Si différent.

La réaction impliquant la bélite (équation I-2) est plus lente que celle de l'alite. À plus long terme, l'hydratation des phases du clinker induit la précipitation de la portlandite dans les pores de la pâte de ciment. De même, elle crée des anneaux de C-S-H se propageant vers le centre du grain de clinker à partir de la surface originelle du grain anhydre.

b. Hydratation de la célite et de la ferrite

La réaction de la célite avec l'eau est très rapide et très exothermique. Elle produit des aluminates de calcium hexagonaux hydratés (C-A-H). Les aluminates de calcium hydratés sont instables à température ambiante et ils sont responsables de la prise du ciment qui se produit en absence de régulateur de prise. Lorsqu'un sulfate de calcium tel que le gypse ou l'anhydrite est ajouté pour réguler la prise, la dissolution de la célite entraîne la formation de l'ettringite ($\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3(\text{OH})_{12} \cdot 26\text{H}_2\text{O}$), un trisulfoaluminate de calcium hydraté. Après épuisement du régulateur, le trisulfoaluminate de calcium hydraté se transforme en monosulfoaluminate de calcium hydraté.

L'hydratation de la ferrite conduit à la formation de nouveaux hydrates en consommant des silicates de calcium hydratés [3] :

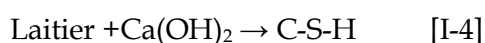


I.11.2. Hydratation des ciments au laitier de haut-fourneau

L'hydratation du ciment au laitier de haut-fourneau est plus complexe que l'hydratation du ciment Portland [3,5]. Contrairement au ciment Portland qui s'hydrate par simple addition d'eau, le ciment au laitier de haut fourneau n'est rapidement soluble que dans une eau alcalinisée. Les réactions d'hydratation du laitier sont des réactions de dissolution du verre par attaque hydroxylique, c'est à dire par réaction avec des ions OH⁻ se trouvant dans la solution interstitielle (eau de gâchage). Ce type de réaction nécessite un milieu basique pour être initiée, l'effet est remarquable lorsque le pH est supérieur à 12. Donc, l'hydratation du laitier nécessite la présence d'un activateur qui peut être soit une base forte (chaux, soude), soit un sel d'alcalin d'acide faible (carbonate, aluminat ou métasilicate de sodium) ou encore un sulfate tel que le gypse ou l'anhydrite. L'activant peut jouer le rôle de catalyseur ou de réactif : l'activant catalyseur active la réaction de dissolution/précipitation et n'entre pas dans la structure de l'hydrate, tandis que l'activant réactif active la réaction de dissolution/précipitation, et est consommé lors de la réaction d'hydratation et rentre donc dans la structure de l'hydrate. La soude agit comme un catalyseur tandis que la chaux et les sulfates agissent comme des réactifs.

Après consommation de l'activateur, la réaction de dissolution du laitier peut tout de même se poursuivre grâce à l'équilibre de dissolution-précipitation de l'hydroxyde de calcium maintenant un pH de l'ordre de 12.5-12.6 [4]. La portlandite et le sulfate de calcium sont ainsi les activateurs les plus typiques de l'hydratation du laitier [4]. Ils ont un rôle de catalyseur de l'attaque du verre mais également de réactif dans les réactions de formation des hydrates.

L'équation de la réaction d'hydratation du laitier correspond à :



Dans les cas des ciments CEM III, ce sont les ions Ca²⁺ et OH⁻ résultant de l'hydratation du clinker qui activent la dissolution du laitier et permettent de former des silicates de calcium hydratés (équation I-4). Cette réaction est appelé « la réaction pouzzolanique ». C'est une réaction secondaire qui se produit entre la chaux libérée par la réaction principale (clinker) et les produits silicoalumineux (laitier de haut fourneau). Relativement à la quantité de laitier, cette réaction consomme la chaux et réduit la quantité de la portlandite pour former une quantité plus importante de CSH de type hydrotalcite et du type jennite ou tobermorite (Fig. I.14) [10]. Avec l'accroissement du pourcentage de laitier dans le mélange, on constate également la diminution de la portlandite qui disparaît au-delà de 50 % de laitier, la

diminution de la quantité d'ettringite, l'apparition de la strätlingite aux alentours de 75-80 % de laitier et l'augmentation de la proportion de laitier n'ayant pas réagi.

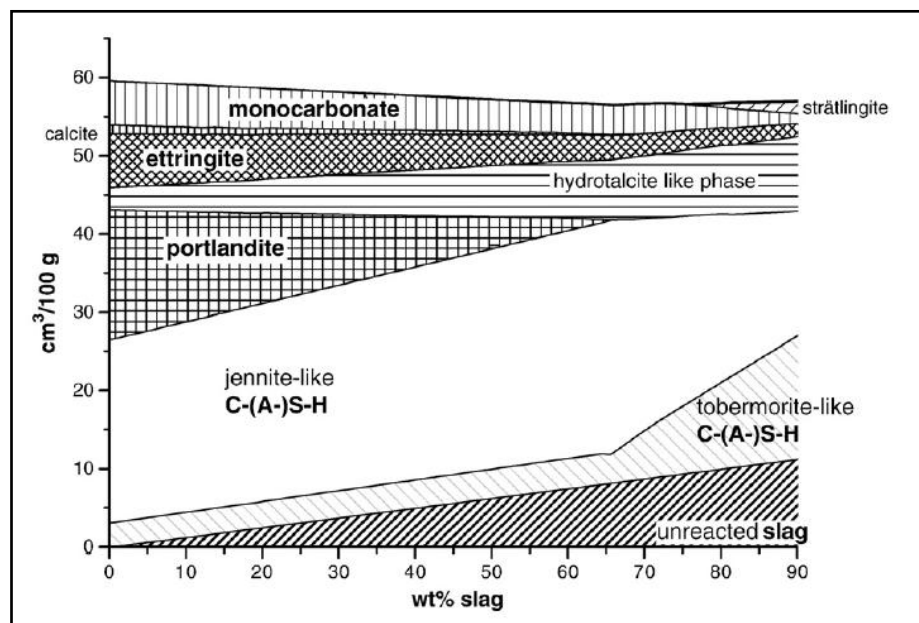


Figure I.14 : Volumes des différents hydrates formés après hydratation complète du ciment Portland dans un mélange de ciment Portland et de laitier de haut-fourneau en fonction de la proportion de laitier de haut-fourneau, selon le modèle proposé par Barbara Lothenbach [10]

Les différentes espèces issues de l'attaque de la matrice vitreuse du laitier par les ions OH^- et autres ions alcalins sont présentes dans l'eau sous la forme d'ions Ca^{2+} , $[\text{H}_2\text{SiO}_4]^{2-}$, $[\text{H}_3\text{SiO}_4]^-$ et $[\text{H}_4\text{AlO}_4]^-$. Les liaisons Ca-O étant plus faibles que les liaisons Si-O et Al-O, les concentrations en ions Ca^{2+} dans la solution interstitielle sont plus élevées que celles des espèces $[\text{H}_2\text{SiO}_4]^{2-}$ et $[\text{H}_4\text{AlO}_4]^-$. En conséquence, une couche d'hydrates (gel d'alumine $\text{Al}(\text{OH})_3$) se forme immédiatement à la surface des grains de laitier et limite très fortement le développement ultérieur de l'hydratation. Généralement, ce gel se forme entre un pH de 4 et jusqu'à un pH compris entre 8,5 et 10 comme indiqué sur la Figure I.15. Ce gel bloque la poursuite de la dissolution du laitier et donc de son hydratation [3].

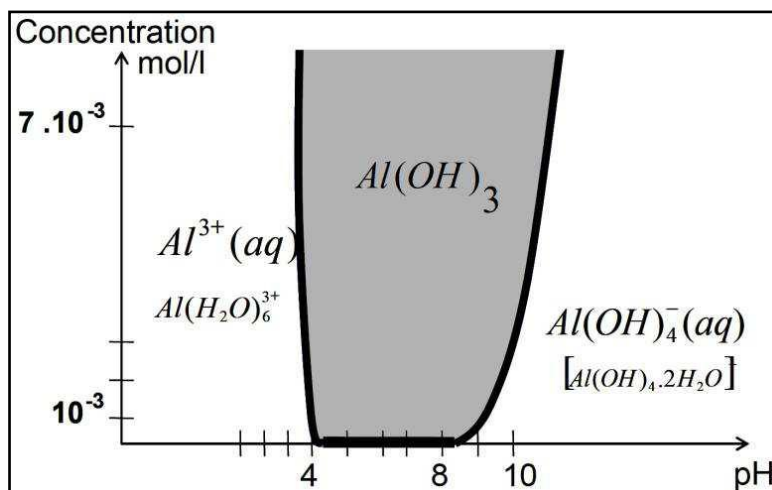


Figure I.15 : Domaine de stabilité du gel d'alumine [38]

Van Rompaey [3] prétend que les réactions d'hydratation du laitier de haut-fourneau forment des silicates de calcium hydratés ($C_xS_yH_z$), des aluminates de calcium hydratés (C_4AH_{13}) ainsi que des sulfo-aluminates de calcium hydratés ($3CaO.Al_2O_3.CaSO_4.12H_2O$) et de l'ettringite ($C_3A.3CaSO_4.32H_2O$). Selon Chen [39], les C-S-H produit d'hydratation principal résultant de ces réactions chimiques sont généralement plus riches en aluminium et en magnésium que les C-S-H issus de l'hydratation du ciment. La nomination C-A-S-H est d'ailleurs parfois employée dans la littérature pour désigner ces produits d'hydratation. Le rapport C/S des C-S-H est plus faible (1,55) comparé à celui des C-S-H formés dans le ciment Portland (1,8). Chen [39] propose des rapports C/S suivant le taux de substitution du laitier, (compris entre 40 et 60%) variant entre 1,5 et 1,6. Le rapport A/C augmente avec la diminution du rapport C/S, il est autour de 0,10 pour un ciment avec 50% de laitier [4]. Le gel de C-S-H est plus dense comparé au gel de C-S-H formé dans le ciment Portland. Un faible E/L engendre un degré de cristallinité moins important des C-S-H dû à une activation moins importante du laitier par la chaux (espace réduit entre les grains) [39].

Une illustration schématique des distributions spatiales des produits d'hydratation du laitier dans les ciments au laitier est présentée par Tanaka et al. [40] (Fig. I.16). La couche externe correspond à la couche de C-S-H provenant du clinker, la couche interne correspond aux C-S-H formés après l'attaque des ions calcium qui ont réagi avec les espèces dissoutes. Enfin on retrouve le squelette hydraté.

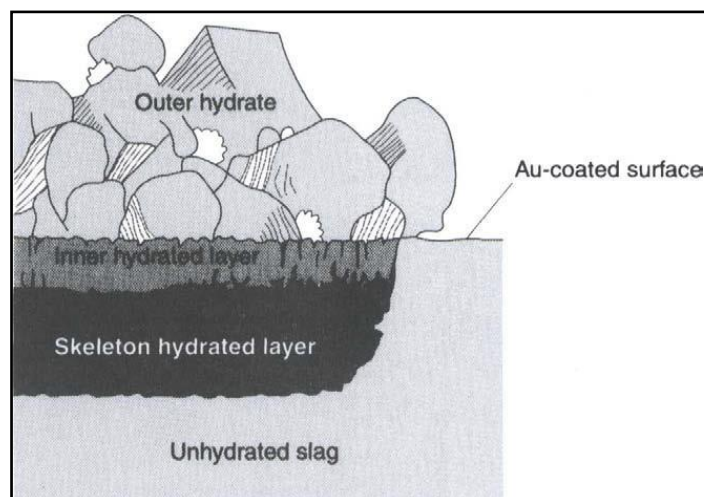


Figure I.16 : Distribution des hydrates du laitier dans un ciment au laitier [40]

I.12. Utilisation

Suivant le traitement thermique qu'il a subi lors de son refroidissement, qui a impacté directement sur la structure du laitier, le laitier peut être valorisé suivant l'état structural :

- Le laitier de haut fourneau cristallisé peut être valorisé en tant que granulats pour bétons ou enrobés bitumineux. Il peut également être employé comme matière première pour la laine de roche.
- Le laitier de haut fourneau vitrifié est principalement valorisé comme addition pour liants hydrauliques conforme à la norme [NF EN 15167-1, 2006] ou dans la fabrication de bétons, mortiers ou coulis selon la norme [NF EN 206-1], dans la production de ciment courant de type CEM III (jusqu'à 95% de laitier de haut fourneau) selon la norme [NF EN 197-1, 2001] et comme addition minérale selon la norme [NF P 98-107, 2009] pour une application d'assise de chaussées. Il est utilisé aussi comme sable ou encore dans l'industrie du verre comme source d'alumine et de silice.

I.12.1. Emplois dans les ciments

La réalisation d'un ouvrage nécessite l'emploi de matériaux adaptés aux contraintes auxquelles il est soumis et à la nature de l'environnement dans lequel il est situé. Ces données conduisent à privilégier certains ciments et rejeter d'autres dont l'emploi pourrait entraîner des désordres à plus ou moins long terme. Le choix du ciment est très important dans la confection d'un béton [41].

a. CEM III/A 32,5 ; 42,5 et 52,5

Les ciments de classe III/A doivent être conformes à la norme NF P 15-301. Ils sont constitués d'au moins 36 à 65 % de laitier (S), le reste étant composé de clinker, ils peuvent en

outre comporter jusqu'à 5% de constituants secondaires. Le début de prise doit être supérieur à 1 h 30 min pour le CEM III 32,5 et de 1 h pour le CEM III de classe 42,5 et 52,5. Les résistances de ces types de ciments continuent de croître de façon significative au-delà de 28 jours. Ils présentent une chaleur d'hydratation faible mais sont sensibles au froid qui ralentit considérablement leurs réactions d'hydratation, d'où une nette diminution de leurs résistances initiales par temps froid. Des précautions particulières doivent donc être prises dès que la température ambiante descend au-dessous de 5 °C.

Ils peuvent contenir des chlorures, la teneur en est alors indiquée sur les sacs et dans la documentation du fournisseur. Il convient dans ce cas de vérifier si cette teneur est compatible avec une bonne tenue des armatures dans le temps.

Les productions actuelles de ces ciments bénéficient toutes des caractéristiques PM et ES, en sorte qu'ils conviennent pour la réalisation de travaux à la mer, en eaux à haute teneur en sulfates, en eaux pures ou en milieux agressifs des types A2, A3 et A4.

Les principaux domaines d'utilisation de ces ciments pour lesquels on doit tenir compte des contraintes appliquées pour le choix entre les classes 32,5 - 42,5 et 52,5 sont :

- Les bétonnages en milieu humide ;
- La construction d'ouvrages en présence d'eaux à haute teneur en sulfates à la condition que, d'une part le pourcentage de SO_4 soit au maximum de 1500 mg/l et d'autre part la teneur en laitier dans le ciment soit au minimum de 60 % ;
- La construction d'ouvrages à la mer ;
- La construction d'ouvrages souterrains tels que tunnels, galeries.... ;
- La construction d'ouvrages en milieu acide à la condition que la teneur en laitier soit au minimum de 60 %.
- La construction d'ouvrages massifs, limitée à l'emploi de la classe 32,5 et éventuellement 42,5, la classe 52,5 ne devant pas être envisagée pour ce type d'ouvrages en raison de sa plus forte chaleur d'hydratation ;
- Les travaux de fondations profondes tels que pieux forés, parois moulées, voiles... ;
- Les travaux de superstructure, notamment avec les classes 42,5 ou 52,5 cette dernière autorisant des contraintes élevées (à condition de bien protéger le béton après décoffrage afin d'éviter toute dessiccation) ;
- En traitement de sol ;
- En préfabrication (à noter que dans le cas de préfabrication d'éléments mis en œuvre par étuvage il est impératif que ce soit en atmosphère saturée).

Ces ciments ne doivent pas être utilisés pour la réalisation d'enduits en raison de leur sensibilité à la dessiccation. Comme mentionné pour les travaux de superstructures ces ciments présentant une faible rétention d'eau, il est impératif de protéger les bétons par une cure efficace dès la fin du coulage, cette disposition restant valable d'une façon générale pour tous les bétons.

Par temps froid, dès que la température descend en dessous de 5 °C et en raison du durcissement lent de ces ciments, des dispositions spéciales doivent être prises faute de quoi le bétonnage doit être arrêté.

Les bétons confectionnés ne doivent pas être sous-dosés ce qui produirait un manque d'homogénéité et altérerait la durabilité.

b. CEM III/B 32,5

Les ciments de classe III/B doivent être conformes à la norme NF P 15-301. Ils sont constitués d'au moins 66 à 80 % de laitier (S), le reste étant composé de clinker, ils peuvent en outre comporter jusqu'à 5% de constituants secondaires. Ils présentent une résistance inférieure caractéristique de 32,5 MPa à 28 jours respectée à 5 %, la résistance réelle mesurée étant voisine de 45 MPa. Le début de prise doit être supérieur à 1 h 30 min.

Les principaux emplois sont identiques à ceux des ciments CEM III/A 32,5, c'est-à-dire pour lesquels les contraintes appliquées restent en rapport avec la classe 32,5 mais qui nécessitent une meilleure tenue à certaines agressivités extérieures, leur plus forte teneur en laitier les privilégiant dans les cas suivants :

- Construction d'ouvrages massifs compte tenu de leur faible chaleur d'hydratation (barrages, piles de pont, radiers, murs de soutènement) ;
- Construction d'ouvrages en présence d'eaux à haut teneur en sulfates, dont le pourcentage de SO₄ peut être au maximum de 1500 mg/l sans autres précautions particulières.

Les restrictions d'emploi et les précautions de mise en œuvre sont les mêmes que celles énumérées pour les ciments CEM III/A.

c. CEM III/C 32,5

Les ciments de classe III/A doivent être conformes à la norme NF P 15-301. Ils sont constitués d'au moins 81 % de laitier, le reste étant composé de clinker, ils peuvent en outre comporter jusqu'à 5% de constituants secondaires. La classe 32,5 signifie une résistance inférieure caractéristique de 32,5 MPa à 28 jours respectée à 5 %, la résistance réelle mesurée

étant voisine de 45 MPa. Le début de prise doit être supérieur à 1 h 30 min. La teneur en SO₃ doit être inférieure à 4,5 %.

Les résistances de ces ciments continuent de croître de façon significative au-delà de 28 jours, leur chaleur d'hydratation est faible et ils sont particulièrement sensibles au froid qui ralentit considérablement leurs réactions d'hydratation, d'où une nette diminution de leurs résistances initiales par temps froid.

Ces ciments peuvent contenir des chlorures, la teneur en est alors indiquée sur les sacs et la documentation du fournisseur. Il convient de vérifier si cette teneur est compatible avec une bonne tenue des armatures dans le temps.

Leur pourcentage en laitier, compris entre 81 et 95 %, les rend particulièrement résistant aux milieux agrissifs des types A2, A3 et A4 avec, dans ce dernier cas, la nécessité d'une protection complémentaire. Ces propriétés les font utiliser dans les cas suivants :

- Travaux de béton armé en milieu humide ;
- Travaux souterrains en présence d'eaux à haute teneur en sulfates (fondations profondes, puits, pieux forés, parois moulées) ;
- Construction de murs de soutènement ;
- Construction d'égouts ;
- Ouvrages en contact avec des eaux industrielles ou des eaux pures ;
- Ouvrages en contact avec de l'eau de mer ou en ambiance marine ;
- Ouvrages massifs, radiers, barrages ;
- En travaux routiers pour le traitement des sols, traitement des graves, injection de sol.

L'emploi de ciment CEM III/C est interdit en précontrainte ainsi qu'en injection de câbles dans le cas de précontrainte par post-tension.

De même il ne doit pas être utilisé pour la réalisation d'enduit, ainsi qu'en élévation pour la construction de parois de faible épaisseur.

Lorsque la température ambiante est inférieure à 5 °C des dispositions spéciales doivent être prises pour poursuivre le bétonnage.

En raison de sa très grande sensibilité à la dessiccation, les bétons confectionnés avec ce ciment doivent impérativement être maintenus humides ou protégés à l'aide d'un produit de cure appliqué sitôt après mise en œuvre.

I.12.2. Emplois dans le béton [42]

Le laitier granulé peut intervenir comme constituant dans la composition des bétons hydrauliques. Il peut être ainsi utilisé dans les bétons classiques comme sable actif de part

son caractère hydraulique, soit à l'état brut, soit sous forme de laitier pré broyé. Il peut également être moulu et incorporé dans le béton comme filler actif. L'incorporation du laitier granulé brut dans un béton classique de granulats naturels, en remplacement de tout ou partie du sable, se traduit par une augmentation des résistances mécaniques (à dosage en ciment constant). Le malaxage et la mise en oeuvre provoquent l'attrition des fines hydrauliques dont l'action vient se cumuler avec celle de la liaison pâte de ciment - sable de laitier granulé (les deux produits sont hydrauliques et présentent une affinité réciproque). Par contre, la rhéologie des mélanges peut se trouver affectée, le béton devenant rêche et perdant sa maniabilité, à dosage en eau constant.

Pour améliorer la rhéologie des mélanges, on introduit des ajouts, telles les cendres volantes qui non seulement améliorent la rhéologie de ces bétons mais ont de surcroît des propriétés pouzzolaniques. Elles lubrifient les mélanges et augmentent leur compacité par remplissage des vides. L'amélioration de la maniabilité peut aussi être assurée par une charge inerte telle qu'un filler naturel, le plus souvent du calcaire. Indépendamment de son action sur l'ouvrabilité (onctuosité du produit, plastifiant rétenteur d'eau), la chaux grasse jouera un rôle d'activation du laitier. L'emploi des adjuvants améliore la rhéologie des bétons de laitier granulé, mais peut répondre à d'autres critères (réduction du dosage en eau à maniabilité constante, soit une augmentation de la résistance mécanique à dosage en ciment constant).

I.12.3. Emplois dans la construction d'assises de chaussées

C'est vers 1958 que naquit l'idée d'utiliser en corps de chaussée les mélanges à trois constituants que l'on allait appeler grave - laitier à partir de 1965. Ces mélanges comportent des granulats de laitier cristallisé éventuellement liés par le sable de laitier granulé, dont la prise est accélérée par de faibles pourcentages d'activant basique [42].

I.12.4. Dans divers autres domaines

- Comme matière première dans la fabrication du verre ;
- Soit comme matière première dans la fabrication de la céramique soit sous forme de matériau fondu à haute température puis refroidi et traité thermiquement pour donner naissance à de la vitro céramique ;
- Comme dégraissant des argiles pour les terres cuites.

I.13. Conclusion

Dans cette recherche bibliographique, les laitiers de haut-fourneau ont été présentés ainsi que leur origine et leurs principales propriétés. Cette étude nous a permis de connaître leurs principaux atouts et défauts lors de leur utilisation en tant que matériau cimentaire.

Le laitier de haut fourneau est un coproduit de la fabrication de la fonte dont la composition chimique et minérale est stable dans le temps. Leur composition en oxydes et leur structure vitreuse obtenue par trempe à l'eau leur confèrent des propriétés hydrauliques latentes, ce qui permet d'envisager leur utilisation en tant qu'ajout dans les ciments. Il a été révélé que l'usage des ciments de laitier de haut-fourneau est bénéfique et nécessaire du point de vue de la construction verte et durable.

Après la présentation de ces données bibliographique sur les laitiers de haut-fourneau en tant qu'ajout cimentaire, le prochain chapitre sera consacré à la présentation de quelques propriétés des bétons au laitier avec une analyse comparative avec le béton formulé à partir de ciment Portland.

Références bibliographiques du chapitre I


- [1] Adam Matthew Neville (2002), *Propriétés des bétons*, 4ème édition, Éditions Eyrolles.
- [2] Loïc Divet, Le Roy. R, Van Rompaey. G (2006), *Hydratation des laitiers de haut fourneau*, Rapport LCPC.
- [3] Rompaey Gilles Van (2006), *Étude de la réactivité des ciments riches en laitier, à basse température et à temps court, sans ajout chloré*, Thèse de doctorat, Université Libre de Bruxelles, Bruxelles.
- [4] Taylor (1997), *Cement Chemistry*, T. Telford.
- [5] Micheline Moranville-Regourd (2004), *Cements made from blast furnace slag, Lea's chemistry of cement and concrete, fourth edition*, Chp. 11, pp. 637-678.
- [6] Kelly Olivier (2016), *Étude expérimentale et modélisation de l'auto-cicatrisation des matériaux cimentaires avec additions minérales*, Thèse de doctorat, Université Paris-Saclay, France.
- [7] Ivanka Netinger Grubeša, Ivana Barišić, Aleksandra Fucic and Samitinjay S. Bansode (2016), *Characteristics and Uses of Steel Slag in Building Construction*, Woodhead Publishing Series in Civil and Structural Engineering, Elsevier.
- [8] Goto S., Yoshii T. and Daimon M. (1985), *Effects of the thermal history on the hydraulic properties of slags*, *Cement and Concrete Research*, 15(6), 964-968.
- [9] Satarin VI (1974), *Slag Portland cement*. In: *Proceedings of the sixth international congress on the chemistry of cement*, Moscow, Principal paper: 51.
- [10] Barbara Lothenbach, Karen Scrivener and R.D. Hooton (2011), *Supplementary cementitious materials*, *Cement and Concrete Research*, 41, 1244-1256.
- [11] Aveline Darquennes (2009), *Comportement au jeune âge de bétons formulés à base de ciment au laitier de haut fourneau en condition de déformations libre et restreinte*, Thèse de Doctorat, Université libre de Bruxelles, Bruxelles, Belgique.
- [12] Bougara A., Lynsdale C. and Milestone N.B. (2010), *Reactivity and performance of blast furnace slags of differing origin*, *Cement & Concrete Composites*, 32, 319-324.
- [13] Behim M., Beddar M. and Clastres P. (2013), *Reactivity of granulated blast furnace slag*, *Slovak J. Civil Eng. XXI (2)*, 7-14.
- [14] Isa Yuksel (2018), *Blast-furnace slag, Waste and Supplementary Cementitious Materials in Concrete*, pp. 361-415.
- [15] Mantel D.G. (1994), *Investigation into the hydraulic activity of five granulated blast furnace slags with eight different portland cements*, *ACI Mater. J.* 91 (5) 471- 477.
- [16] Micheline Moranville-Regourd and Siham Kamali-Bernard (2019), *Cements made from blast furnace slag, Lea's chemistry of cement and concrete, fifth edition*, Chp. 10, pp. 469-507.
- [17] Mostafa N.Y., El-Hemaly S.A.S., Al-Wakeel E.I., El-Korashy S.A. and Brown P.W. (2001), *Hydraulic activity of water-cooled slag and air-cooled slag at different temperatures*. *Cem. Concr. Res.* 31 (3), 475-484.
- [18] Sidney Mindess, J. Francis Young and David Darwin (2008) *Concrete*, Pearson Education, Taipei.
- [19] Frearson J.P.H. (1986), *Sulfate resistance of combinations of Portland-cement and ground granulated blast-furnace slag*. *J. Amer. Concrete Inst.* 83 (2), 341-342.
- [20] Pal S.C., Mukherjee A. and Pathak S. (2003), *Investigation of hydraulic activity of ground granulated blast furnace slag in concrete*. *Cem. Concr. Res.* 33 (9), 1481-1486.
- [21] Escalantea J.I., Gómez L.Y., Johalb K.K., Mendoza G., Mancha H. and Méndez J. (2001), *Reactivity of blast-furnace slag in Portland cement blends hydrated under different conditions*. *Cem. Concr. Res.* 31 (10), 1403-1409.
- [22] Nkinamubanzi P.C., Baalbaki M., Bickley J. and Aitcin P.C. (1998), *The use of slag for making high performance concrete*, *Sixth NCB International Seminar on Cement and Building Materials, XIII*, NCB, New Delhi, pp. 13-39.
- [23] Léa F.M. (1971), *The chemistry of cement and concrete*, Chemical Publishing Co., Inc. New York.
- [24] Pierre-Claude Aïtcin (2001), *Bétons à Haute Performance*, Editions Eyrolles, 683p.

- [25] Pierre-Claude Aïtcin (1966), *Sur les propriétés minéralogiques et l'utilisation dans les mortiers et bétons de laitiers de hauts fourneaux de fonte*, Thomas, Publication Technique No. 174, No. 608 et 609, Mai et Juin.
- [26] Venuat M. (1989), *La pratique des ciments, mortiers et bétons*, Paris.
- [27] Montens S. (2009), *Étude comparative sommaire des ponts en béton et des ponts mixtes en termes d'énergie consommée et d'émission de gaz à effet de serre*, in GC'2009, AFGC, Cachan, France.
- [28] Nicolas Bur (2012), *Étude des caractéristiques physico-chimiques de nouveaux bétons éco-respectueux pour leur résistance à l'environnement dans le cadre du développement durable*, Thèse de Doctorat, Université de Strasbourg, Strasbourg, France.
- [29] Thomas M.D.A., Hooton R.D., Scoot A. and Zibara H. (2012), *The effect of supplementary cementitious materials on chloride binding in hardened cement paste*, *Cem. Concr. Res.* 42, 1–7.
- [30] Ehrenberg A. (2002), *CO₂ emissions and energy consumption of granulated blast furnace slag*, J. Geiseler, M. Dean (Eds.), *3rd European Slag Conference: Proceedings Manufacturing and Processing of Iron and Steel Slags*, EUROSLAG Publication, Keyworth, UK, pp. 151–166.
- [31] C. Hackländer-Woywadt (2007), *Grinding of granulated blast furnace slag in Loesche vertical roller mills*, *5th European Slag Conference : Proceedings Slag Products – Providing Sustainable Solutions for the Built Environment*, EUROSLAG Publication, Luxembourg, Luxembourg, 181–192.
- [32] Radwan A.M. (2012), *Different possible ways for saving energy in the cement production*, *Adv. Appl. Sci. Res.* 3 (2) 1162–1174.
- [33] Robinson H.L. (2003), *Maximising the use of sustainable, green, recycled and low energy materials in high specification road construction*, *3rd European Slag Conference: Proceedings Manufacturing and Processing of Iron and Steel Slags*, EUROSLAG Publication, Keyworth, UK, pp. 91–105.
- [34] Yu CH, Fan Z, McCandlish E, Stern AH and Liroy PJ (2011), *Characterization of spatial impact of particles emitted from a cement material production facility on outdoor particle deposition in the surrounding community*, *J. Air Waste Manage. Assoc.* 61 (10) 1015–1025.
- [35] Alexandre. J and Sebileau. J.L (1998), *Le laitier de haut fourneau*, Livre C.T.P.L.
- [36] Mickaël Thierry (2005), *Modélisation de la carbonatation atmosphérique des bétons-Prise en compte des effets cinétiques et de l'évolution de la microstructure et de l'état hydrique*, Thèse de doctorat, École Nationale des Ponts et Chaussées, 347 pp.
- [37] Behim M. and Clastres P. (2009), *Influence of slag content and curing conditions on the kinetics of carbonation*, paper presented at *Concrete in aggressive aqueous environments - Performance, Testing and Modelling*, RILEM Publications SARL, Toulouse.
- [38] Lamberet. S, Guinot. D, Lempereur E. and Talley. J, (2008), *Field investigations of high performance calcium aluminate mortar for wastewater applications*, *Calcium aluminate Cements, proceedings of the centenary Conference*, Avignon, France 30 June – 2 July 2008.
- [39] Chen Wei (1997), *Hydration of slag cement: theory, modeling and application*, Thèse de doctorat, University of Twente, Twente, The Netherlands.
- [40] Tanaka H, Totani Y, Saito Y. *Structure of hydrated glassy blastfurnace in concrete*. In: *Proceedings of the 1st International Congress on Fly Ash, Silica Fume, Slag and other Mineral By-Products in Concrete*, Montebello, Canada, 1983. American Concrete Institute Special Publication 79: 963-77.
- [41] Georges Dreux and Jean Festa (1998), *Nouveau guide du béton et de ses constituants*, 8ème édition, Édition Eyrolles.
- [42] Alexandre L. and Sebileau J-L. (1988), *Le laitier de haut fourneau*, Centre technique et de promotion des laitiers.



CHAPITRE II

*Propriétés des mortiers
et des bétons aux
laitiers de haut-
fourneau*



II.1. Introduction

Depuis la découverte de la réactivité hydraulique latente du laitier de haut-fourneau par Emil Langen à la fin du XIXe siècle, ce matériau a été utilisé avec succès comme liant pour les matériaux de construction. Le laitier de haut fourneau, un coproduit de l'industrie sidérurgique issu de la fabrication de la fonte, est utilisé depuis les années 1940, soit comme composant de ciment, soit comme remplacement partiel du ciment Portland. Les motivations pour leur utilisation dans la production de béton sont principalement économiques et écologiques. Le béton fabriqué avec du ciment de laitier a normalement des propriétés similaires à celles du ciment Portland. Cependant, des différences évidentes sont encore observées, la plupart d'entre elles étant bénéfiques pour l'application et d'autres au contraire. Dans ce chapitre, une brève revue des propriétés du béton de ciment au laitier est présentée, avec les principaux focus sur la comparaison avec le béton fabriqué à partir de ciment Portland.

II.2. Propriétés des mortiers et bétons à l'état frais

II.2.1. Ouvrabilité et propriétés rhéologiques fondamentales

Plusieurs chercheurs ont tenté de démontrer l'effet de l'utilisation du ciment au laitier de haut-fourneau (LHF) sur l'ouvrabilité et la rhéologie des pâtes, mortiers et bétons.

Dans les travaux de Park et al. [1] les propriétés rhéologiques des pâtes de ciment Portland avec et sans LHF ont été étudiées en utilisant un rhéomètre rotatif à cylindres coaxiaux. Le ciment Portland a été substitué jusqu'à 45% avec un incrément de 15% par du LHF. Le seuil d'écoulement et la viscosité plastique ont été explorés et les résultats sont présentés sur la figure II.1. Ils sont constatés que le seuil d'écoulement diminue jusqu'à 30%, ensuite il augmente à 45%. Cependant, la viscosité plastique continue à diminuer avec l'augmentation du pourcentage du LHF dans le ciment.

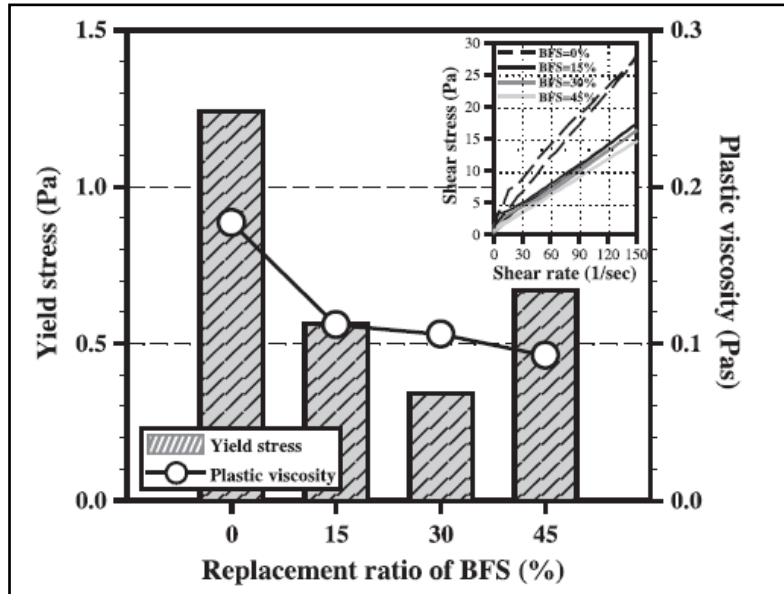


Figure II.1 : Effets du taux de remplacement du LHF sur les propriétés rhéologiques des pâtes de ciment [1]

Adjoudj et al. [2] ont examiné l'effet du remplacement du ciment Portland jusqu'à 30% de LHF avec un incrément de 10% sur la rhéologie du mortier. Ils ont conclu que lorsque le taux de remplacement du LHF augmente jusqu'à 30%, le seuil d'écoulement montre une courbe en nette augmentation, cependant, une tendance à la baisse a été observée dans la viscosité plastique.

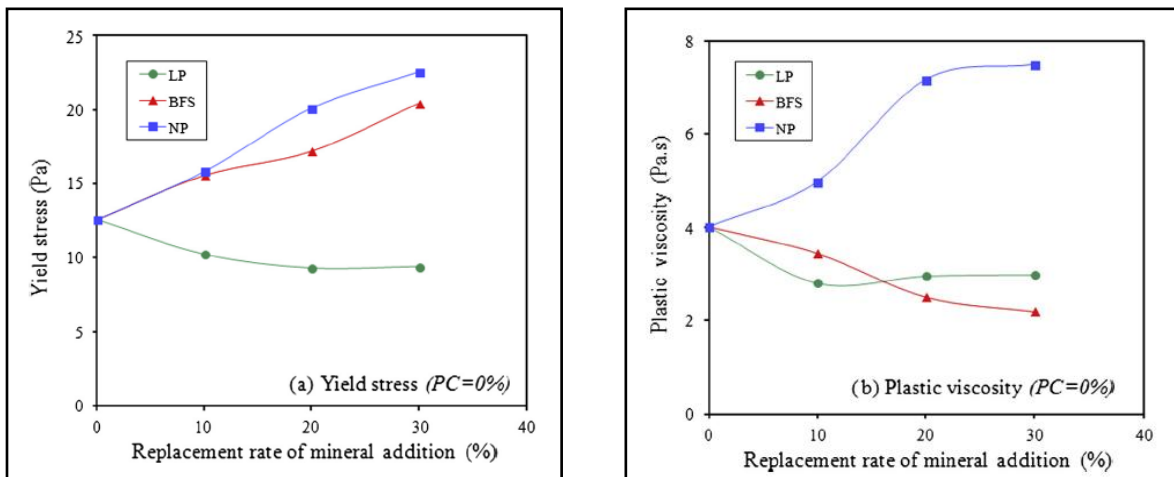


Figure II.2 : Effet de l'addition de minéraux sur les propriétés rhéologiques du mortier [2]

Megat Johari [3], a étudié l'effet du remplacement du ciment Portland par du LHF jusqu'à 60% sur l'ouvrabilité du béton à hautes performances. Les résultats d'affaissement ont révélé une amélioration de l'ouvrabilité du béton avec l'augmentation du pourcentage de substitution du ciment par le LHF. Boukendakdji et al. [4] ont réalisé une étude sur l'effet du

LHF sur les propriétés du béton autoplaçant (BAP). Dans cette étude, le ciment Portland a été remplacé par du LHF jusqu'à 25% avec un incrément de 5%. Les résultats des essais rhéologiques (Fig. II.3) ont montré que le remplacement du LHF par du ciment était très efficace pour les propriétés des BAP à l'état frais. L'effet bénéfique mentionné du LHF a été observé et valide jusqu'à 20%.

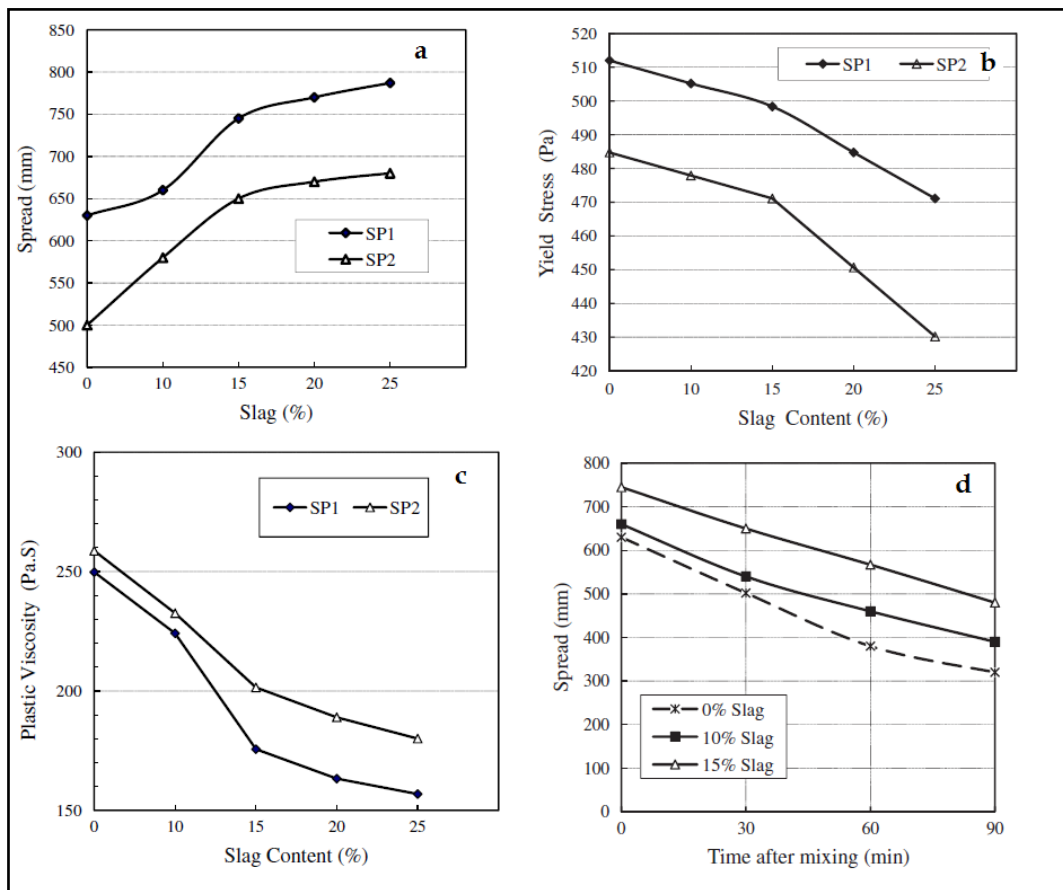


Figure II.3 : Les résultats des essais rhéologiques : affaissement (a), seuil d'écoulement (b), viscosité plastique (c), perte d'ouvrabilité (d) [4]

L'amélioration de l'ouvrabilité présentée par le béton contenant du laitier de haut-fourneau pourrait être attribuée à une meilleure dispersion des particules de ciment et aux caractéristiques de surface des particules de laitiers, qui sont lisses et denses, et absorbent donc peu d'eau pendant le mélange [5]. Mehta [6] a suggéré que le LHF augmentait l'ouvrabilité car le poids spécifique du LHF était légèrement inférieur à celle du ciment. Osborne [7] a préparé des mélanges de béton contenant 0%, 40% et 70% de LHF. Les résultats des tests d'affaissement, de Vébé et de facteur de compactage ont montré que le rapport des E/C a diminué afin de maintenir la même ouvrabilité du mélange de béton sans LHF.

Il est généralement connu que les particules LHF, ayant une surface lisse et dense créant des plans de glissement lisses, absorbent moins d'eau que les particules ciment Portland et donc le béton au LHF est plus maniable que le béton au ciment Portland. Pour une ouvrabilité équivalente, une réduction de la teneur en eau jusqu'à 10% est possible [8]. Certains chercheurs ont signalé que le béton au LHF présentait des affaissements de 20 à 50% supérieurs à ceux du béton ordinaire avec le même rapport E/C [9]. Meusel et Rose [10] ont rapporté que lorsque la teneur en LHF augmente, il y a une augmentation concomitante de l'affaissement du béton non super-plastifié.

En raison des meilleures propriétés d'ingénierie et de performance, les ajouts de minéraux tels que les cendres volantes (FA) et le LHF sont normalement inclus dans la production de béton à haute performance (BHP). Ces ajouts pourraient augmenter la fluidité du béton et réduire le besoin de superplastifiant nécessaire pour obtenir un affaissement similaire par rapport au même béton sans aucun ajout [11].

Les LHF ayant une surface spécifique élevée comprise entre 5000 et 9000 (cm²/g) confèrent une haute résistance à la ségrégation au béton tout en assurant la fluidité. Miyazawa et al. [12] ont étudié expérimentalement l'ouvrabilité et les autres propriétés du béton contenant du BFS avec une finesse de 1000 à 2000 cm²/g. Ils ont observé une augmentation de l'affaissement du béton pour un taux de substitution 50%, en particulier pour un faible rapport E/C. Cependant, lorsque le taux de remplacement est d'environ 30% ou moins, il n'a pas été observé de grande différence entre les bétons avec et sans LHF. Le béton contenant du BFS à faible finesse a une meilleure ouvrabilité que le béton sans BFS. Vaclavic et al. [13] affirment que plus le broyage des laitiers est fin, meilleures sont les propriétés, notamment la résistance, l'ouvrabilité et la cohésion. Le LHF finement broyé a une plus grande surface spécifique et donc une plus grande surface de réaction de l'eau. Ils ont conclu que la substitution du ciment au-dessus de 20% en masse augmente la consistance du mélange de béton. En plus d'une consistance améliorée par rapport au béton ordinaire équivalent, le béton frais contenant du LHF a tendance à nécessiter moins d'énergie pour la mise en œuvre. Le pompage, le remplissage dans des moules et le compactage sont plus faciles pour le béton contenant du LHF. De plus, les bétons contenant du LHF conservent leur ouvrabilité plus longtemps. Vaclavic et al. [13] ont signalé une augmentation de la consistance après avoir malaxé le béton immédiatement ainsi qu'après 30 minutes lorsque le LHF fin a été remplacé à 80% et 100% par le ciment (Fig. II.4). Le LHF ralentit le taux de prise ainsi que le taux de

perte d'affaissement. Par conséquent, le béton contenant du LHF comme remplacement partiel du ciment a une faible perte d'affaissement pendant la construction par temps chaud.

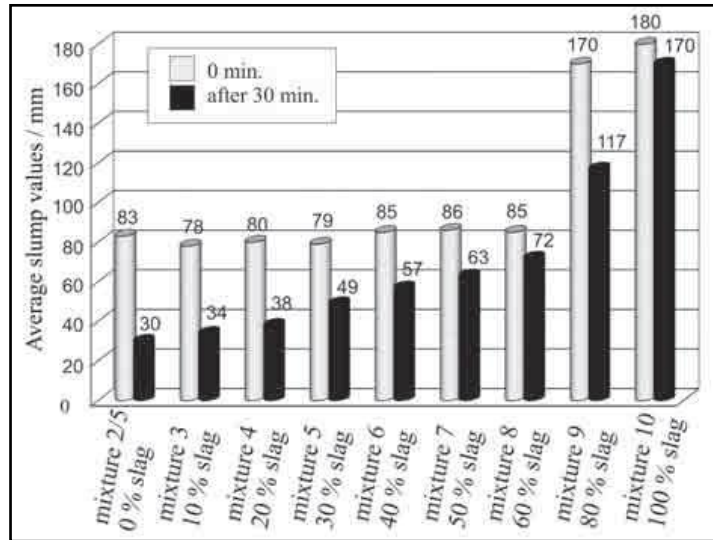


Figure II.4 : Valeurs d'affaissement moyennes des mélanges expérimentaux [13]

Wang et Lin [14] ont étudié le taux de substitution de 0%, 15% et 30% de LHF et un temps d'attente de 0 à 90 min sur l'affaissement du béton autoplaçant. Comme le montre la figure II.5, les valeurs d'affaissement sont modifiées à 260–250 mm, 270–260 mm et 260–240 mm pour le taux de substitution de 0%, 15% et 30% de LHF de 0 à 90 min, respectivement. La perte d'affaissement maximale n'est que d'environ 20 mm lorsque la quantité de LHF est de 30%.

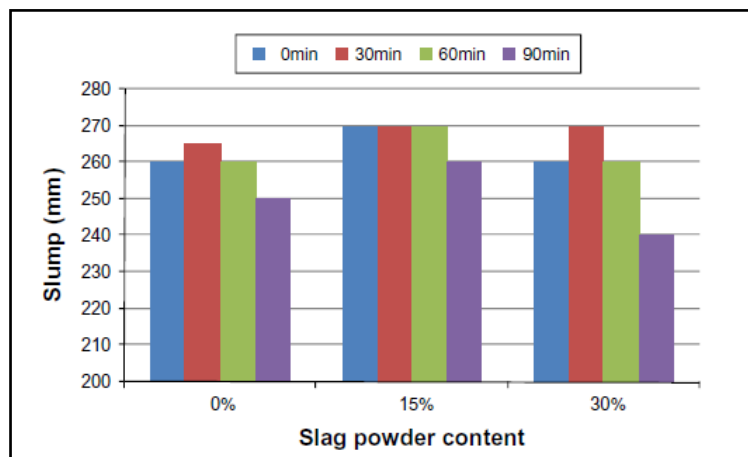


Figure II.5 : Affaissement des bétons autoplaçants [14]

La finesse du LHF par rapport au ciment affecte le ressuage qui est lié aux propriétés physiques et à la perméabilité du béton frais. Le rapport de la surface des solides au volume unitaire d'eau affecte le taux de ressuage du béton. Lorsque le LHF est plus fin que le ciment

Portland et qu'il est substitué à masse égale, le ressuage est réduit, à l'inverse, lorsque le LHF est plus grossier, le taux et la quantité de ressuage peuvent augmenter [15]. Wainwright et Ait-Aider [16] ont prouvé que l'utilisation du LHF dans la production de béton comme substitution fractionnelle avec le ciment a induit une augmentation de la quantité de ressuage, et qu'il est plus efficace aux niveaux de substitution supérieurs à 60%, quelle que soit la finesse du LHF. Selon eux, la principale cause de cette augmentation est due au retard d'hydratation des produits d'hydratation. Dans un autre travail, Wainwright et Rey [17], ont effectué des tests de ressuage à différents moments après la production (30 à 120 min), pour imiter les conditions du site, sur des bétons dans le LHF est substitué par du ciment jusqu'à 85%. Les résultats démontrent que l'inclusion jusqu'à 55% de LHF a augmenté la capacité de ressuage de 30%. L'augmentation du remplacement du LHF à 85% n'a pas eu de conséquence plus notable sur les ressuaux. La prolongation du temps de début de ressuage de 30 à 120 min a réduit la capacité de ressuage du mélange ciment Portland d'environ 55% et de 32% pour les mélanges aux LHF.

El-Chabib et Syed [18] ont étudié l'indice de ségrégation des ajouts minéraux tels que les cendres volantes, la fumée de silice et le LHF inclus dans les bétons autoplaçants à hautes performances. Dans cette étude, le ciment Portland a été remplacé par du LHF jusqu'à 70%. Les résultats ont indiqué qu'une substitution de 70%, produisait une ségrégation égale à celle du béton sans LHF.

Yim et al. [19] ont mesurés des ressuaux pour diverses proportions de mélange à des pressions élevées. Ils ont comparé le LHF et le ciment Portland en termes de taux de ressuage sous haute pression (supérieur à 25 bars). La moitié de l'eau est évacuée sous haute pression dans le cas de pâtes de ciment Portland ayant un rapport E/C supérieur à 50%. Cependant, le taux de ressuage n'a pas dépassé 50% lorsque le LHF est utilisée. Ils ont conclu que les ressuaux augmentent avec l'augmentation du rapport E/C ou l'une augmentation de la pression, et les taux d'augmentation du ressuage étaient similaires dans les pâtes cimentaire. La pâte au LHF a une densité de compactage plus faible que la pâte de ciment Portland sous la même pression. Cela confirme la constatation qu'un béton incorporant du LHF est moins sujet aux ressuaux.

II.2.2. Temps de prise

Plusieurs chercheurs [20–26] ont étudié les temps de prise des bétons à base de ciment au LHF. Ils ont constaté que l'augmentation du pourcentage de remplacement du LHF par du

ciment prolongeait les temps de prise du béton. Les chercheurs ont mentionné qu'une substitution supérieure ou égale à 40% a un effet excessivement retardateur.

Brooks et al. [20], ont étudié l'effet des LHF sur les temps de prise du béton à haute résistance en utilisant la méthode de résistance à la pénétration. De plus, l'effet d'un adjuvant réducteur de retrait (SRA) sur les temps de prise du béton ordinaire et à haute résistance a également été étudié. Les temps de prise du béton à haute résistance ont généralement été retardés lorsque le LHF a remplacé une partie du ciment. Bien que le SRA se soit révélé avoir un effet négligeable sur les temps de prise du béton à résistance normale, il a montré un effet retardateur assez important lorsqu'il était utilisé en combinaison avec un superplastifiant dans le béton à haute résistance. L'inclusion de LHF à des niveaux de remplacement de 40% et plus a entraîné un retard significatif dans les temps de prise (Fig. II.6). En général, à mesure que les niveaux de remplacement des adjuvants minéraux augmentaient, il y avait un retard plus important dans les temps de prise.

Gesoglu et Ozbay [23] ont mentionné que l'utilisation du LHF en substitution du ciment prolongeait considérablement les temps de début et fin de prise des bétons. Le béton contenant 60% de LHF avait des temps de prise initiale et finale de 913 et 1021 min, respectivement. Cependant, ces valeurs étaient de 332 et 449 min pour le béton sans LHF. Cela signifie que lorsque le niveau de remplacement du LHF a été augmenté à 60%, les temps de prise initiale et finale ont augmenté respectivement de 2,75 et 2,27. Le LHF a été utilisé pour remplacer le ciment Portland de 20%, 30% et 40% dans le béton autoplaçant par Zhao et al. [24]. Ils ont montré que la présence du LHF prolongeait les temps de prise de la pâte de ciment (Fig. II.7).

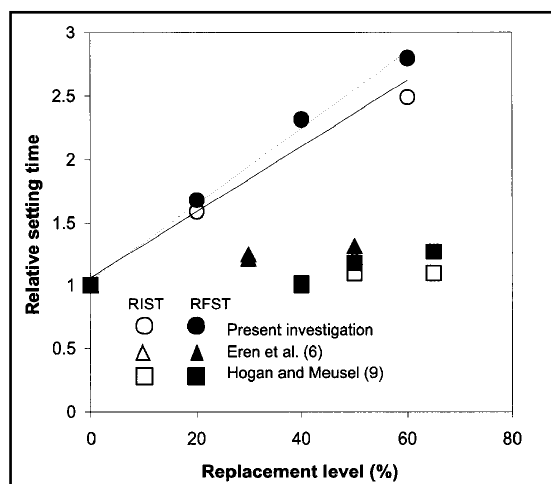


Figure II.6 : Effet du laitier granulé de haut fourneau sur les temps de prise du béton [20]

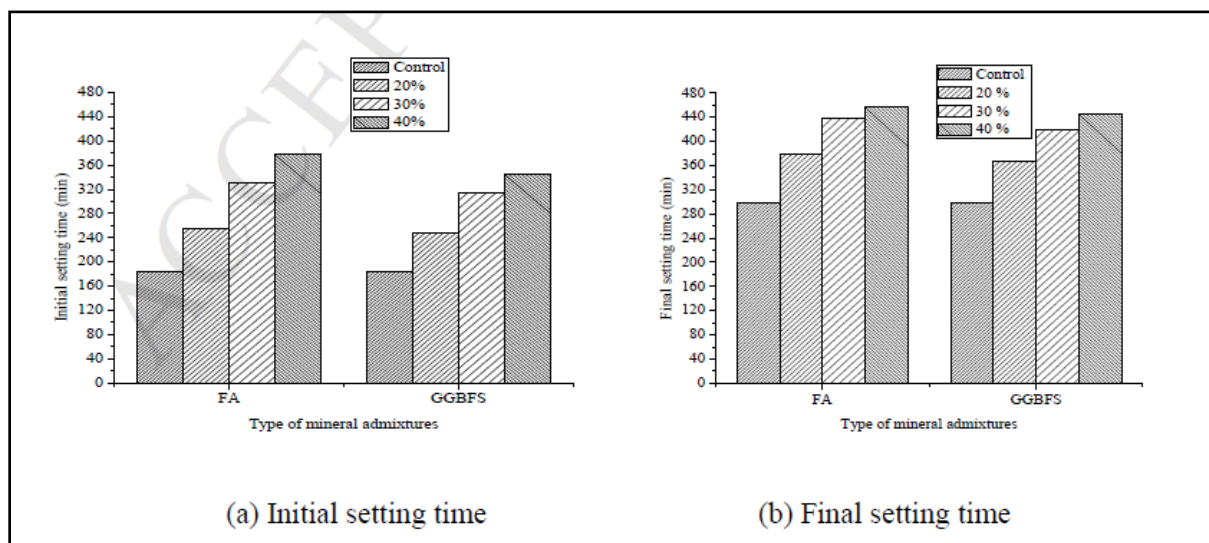


Figure II.7 : Les temps de prise des pâtes de ciment en fonction de la cendre volante et LHF [24]

Duos et Eggers [27] ont rapporté que si la température était à 23°C, les temps de prise n'étaient pas significativement affectés par les taux de substitution du LHF. À des températures inférieures à 23°C, un retard considérable dans le temps de prise peut être prévu pour les bétons de laitier par rapport au béton témoin, ce qui a de graves implications dans le bétonnage hivernal. À mesure que la température ambiante diminue ou que le taux de remplacement augmente, le temps de prise final du béton s'allonge par rapport au béton OPC. C'est un effet indésirable pour la fabrication d'éléments préfabriqués ou l'exécution de travaux en béton pendant une période de température plus basse.

L'utilisation d'adjuvants accélérateurs peut réduire considérablement les délais de prise. Par conséquent, le retard sur les temps de prise finale ne causerait pas de complications. D'un autre côté, à des températures plus élevées, une vitesse de prise plus lente est souhaitable. À des températures plus élevées (>30°C), il y a peu ou pas de changement dans le temps de prise du béton de laitier par rapport au béton témoin. Il est donc possible de modifier les proportions GGBFS en fonction des conditions météorologiques.

II.2.3. Chaleur d'hydratation

L'hydratation est l'ensemble des réactions chimiques exothermique qui s'effectuent lors et après le mélange du ciment avec l'eau. Celles-ci sont régies par les phénomènes de dissolution-précipitation et entraînent, après une période dite "dormante", la prise puis le durcissement du ciment. Ces réactions s'accompagnent d'un dégagement de chaleur plus ou moins important selon le type de ciment. Ceci est dû à la différence de composition du ciment. Dans le tableau II.1, les chaleurs d'hydratation pour les principales phases du clinker obtenu par la méthode de dissolution sont représentées [28].

Tableau II.1 : Chaleur d'hydratation des phases du ciment [28]

Composé	C ₃ S	C ₂ S	C ₃ A	C ₄ AF
Chaleur d'hydratation (J.g ⁻¹)	502	260	867	419

Vu que le C₃S et le C₃A sont les phases qui s'hydratent le plus vite, il est possible de réduire la quantité de chaleur dégagée en diminuant la quantité de ces phases. Lerch et Bogue [29] ont montré que plus il y a de C₃A et de C₃S, plus la chaleur dégagée est importante (Fig. II.8 et Fig. II.9).

A noter que lorsque la teneur en C₃A augmente, la teneur en C₄AF diminue et lorsque c'est la quantité de C₃S qui augmente, c'est celle du C₂S qui diminue et inversement.

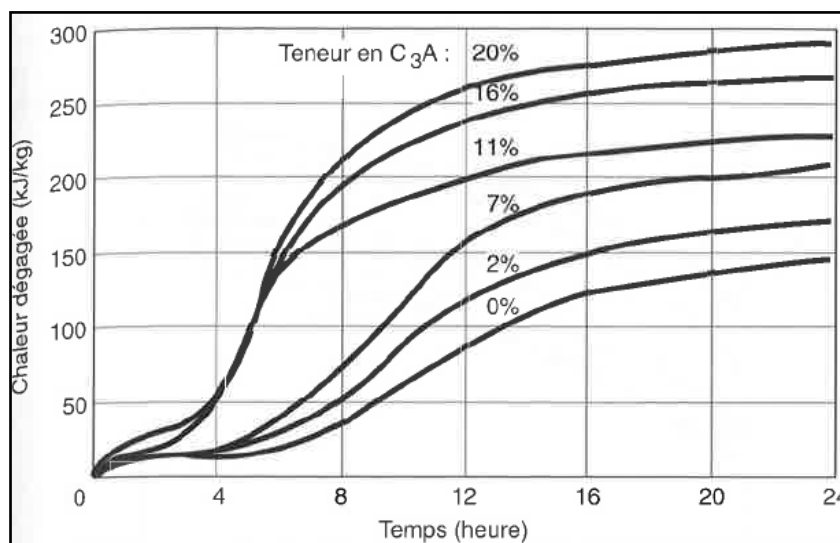


Figure II.8 : Influence de la teneur en C₃A sur le dégagement de chaleur, à teneur en C₃S à peu près constante [29]

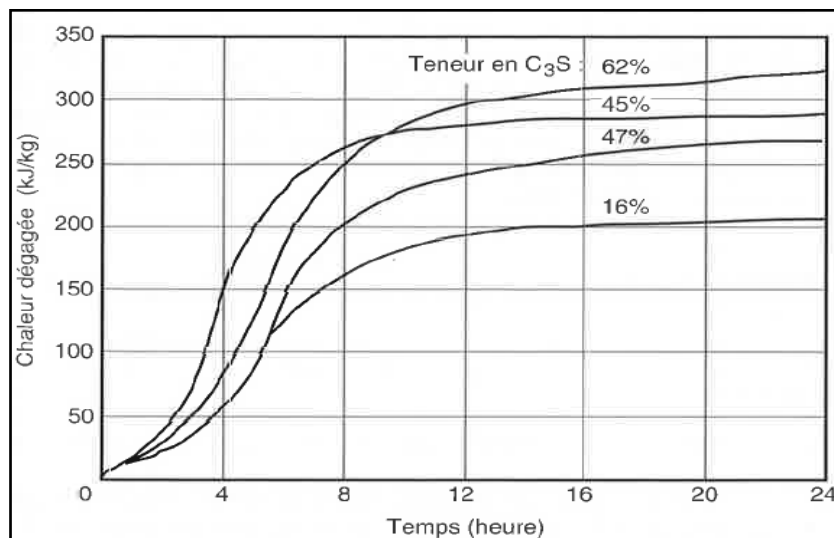


Figure II.9 : Influence de la teneur en C₃S sur le dégagement de chaleur, à teneur en C₃A à peu près constante [29]

Généralement, la chaleur d'hydratation peut être observée par calorimétrie isotherme. Cette propriété est intéressante car elle permet de réduire le risque de fissuration lors du retrait thermique et améliore par ce biais la durabilité vis-à-vis des agents agressifs.

En plus de type de ciment, la chaleur totale dégagée dépend d'autres paramètres de formulation tels que le dosage en ciment et l'emploi d'addition.

Pour réduire la chaleur d'hydratation libérée, des matériaux pouzzolaniques tels que le LHF sont utilisés. De nombreuses études [30-31] ont été réalisées afin de découvrir comment la chaleur de l'hydratation changera avec l'utilisation du LHF avec du ciment Portland. Ballim et Graham [30] ont étudié des bétons fabriqués avec trois matériaux pouzzolaniques différents tels que les cendres volantes, la microsilice (condensée) et le LHF mélangés avec du ciment Portland dans des proportions allant de 5% à 80%. Ces bétons ont été soumis à des tests de chaleur d'hydratation dans des conditions adiabatiques. Selon les résultats, il a été conclu que l'utilisation du LHF dans la production du béton a diminué le pic de dégagement de chaleur d'hydratation ainsi que le temps nécessaire pour atteindre ces pics (Fig. II.10).

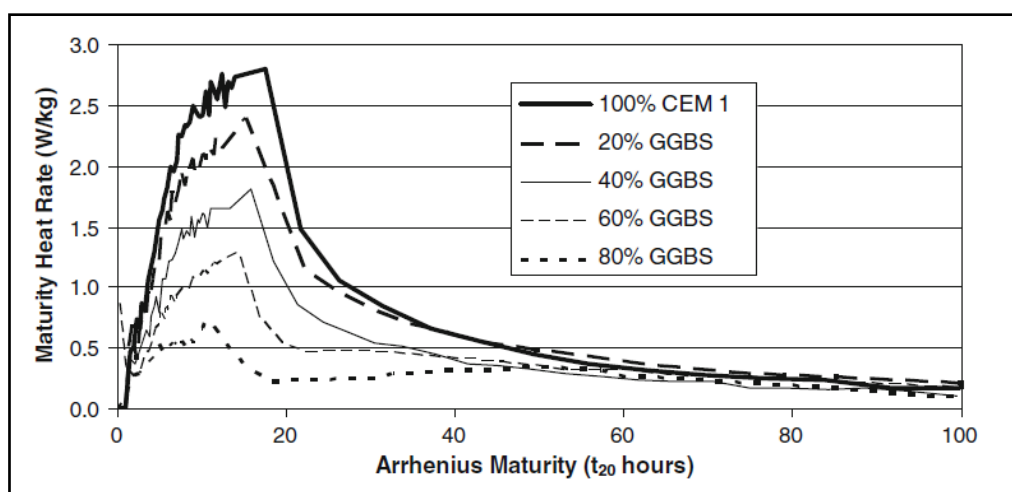


Figure II.10 : Courbes calorimétriques obtenues au cours des hydratations des bétons contenant du CEM I et LHF [30]

Gruyaert et al. [22] ont étudié la variation du taux de dégagement de la chaleur d'hydratation des mélanges de ciment Portland et de LHF en fonction de la température de durcissement (283, 293 et 308 K) et du pourcentage de substitutions du LHF (jusqu'à 85%). Les résultats illustrent que l'augmentation de la température de durcissement accélère remarquablement l'hydratation du LHF et du ciment Portland et induit un pic d'hydratation thermique plus élevé à un moment antérieur (Fig. II.11). Il a également été mentionné que l'utilisation du

LHF évalue considérablement le taux de dégagement de la chaleur d'hydratation en raison de l'accélération du deuxième pic survenu plus tôt avec l'augmentation du contenu du LHF.

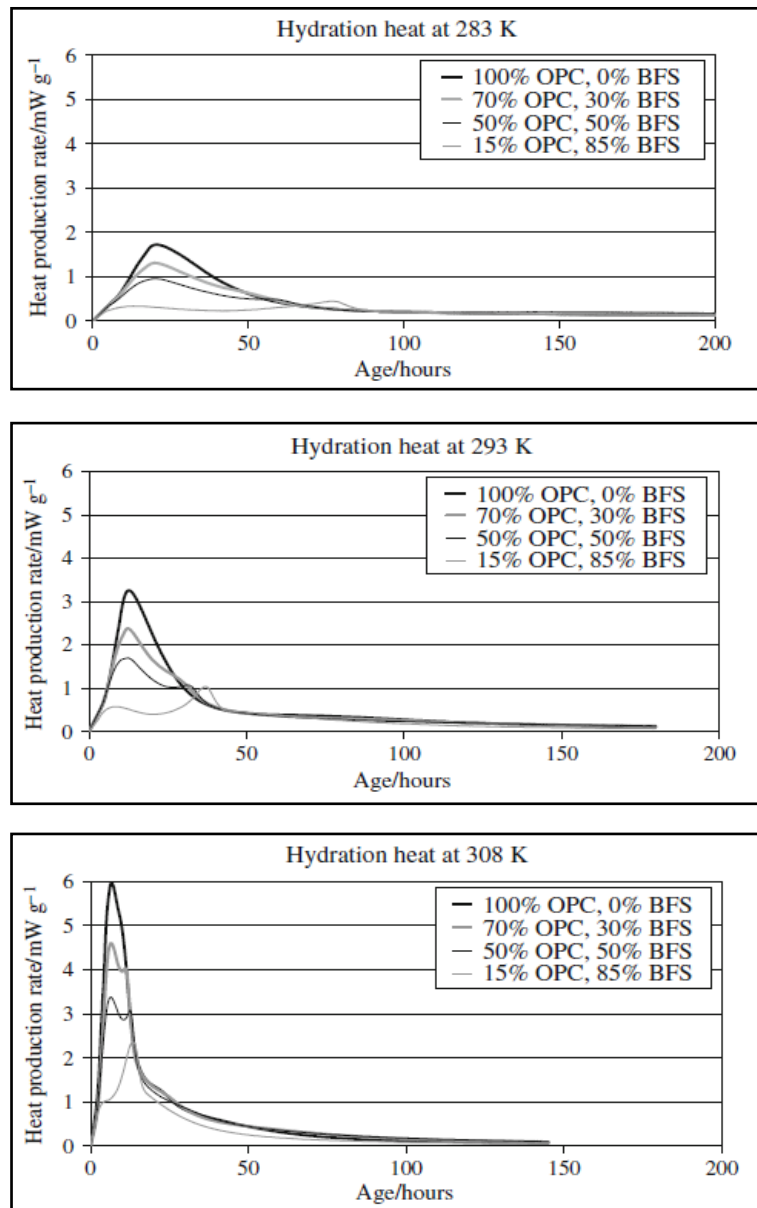


Figure II.11 : Taux de dégagement de chaleur dans des conditions isothermes (283, 293 et 308 K) pour les pâtes de ciment avec LHF [31]

Le suivi de la chaleur dégagée au cours de l'hydratation par microcalorimétrie isotherme donne une image des vitesses de réactions. Sur la figure II.12, la chaleur d'hydratation dégagée est séparée en deux pics, l'un pour l'hydratation du clinker et l'autre pour l'hydratation du laitier. De plus, comme pour l'hydratation du clinker, l'hydratation du laitier est ralentie lorsque les réactions sont contrôlées par la diffusion de l'eau au travers de

la couche d'hydrates [32]. Enfin, on remarque que le pic caractéristique de l'hydratation du laitier apparaît plus tôt lorsque le pourcentage de laitier augmente.

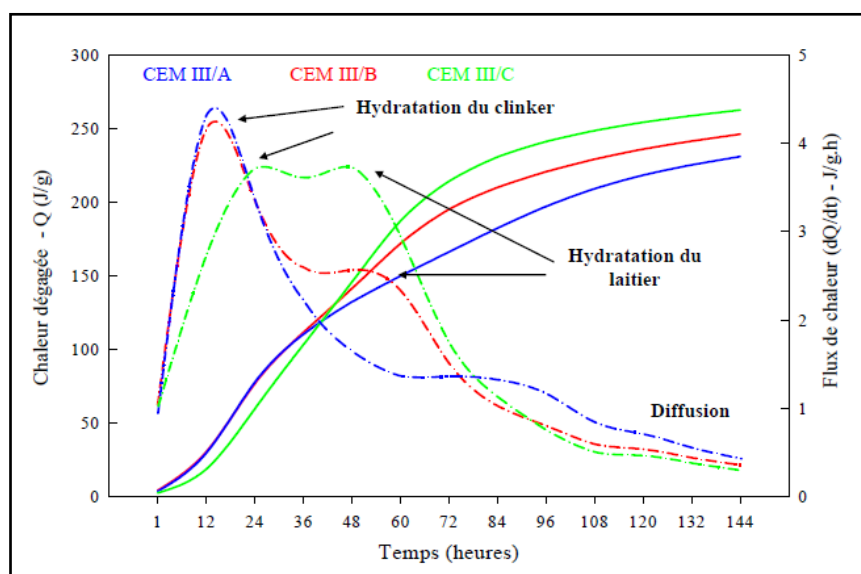


Figure II.12 : Courbes calorimétriques de l'hydratation de trois ciments au laitier [32]

II.3. Propriétés des mortiers et bétons à l'état durci

II.3.1. Résistance à la compression

La résistance à la compression d'un béton est un des paramètres fondamentaux employés pour évaluer la qualité d'un béton. On définit celle-ci comme la contrainte maximale que peut subir une éprouvette de béton avant sa rupture. Il existe plusieurs études sur l'effet du LHF sur la résistance à la compression des bétons et des mortiers. Le développement de la résistance des bétons incorporant des LHF peut varier selon : la composition chimique, la finesse et l'indice d'activité des LHF ainsi au rapport E/C, à l'âge des tests, les conditions de mûrissement et le taux de substitution du ciment par du LHF.

Généralement, le béton au LHF développe une résistance plus lente que le béton sans LHF. Bien que cette situation soit un inconvénient pour les premiers âges du béton tels que 3 ou 7 jours, le développement lent de la résistance est un avantage pour les âges avancés (28 jours et plus). Entre 7 et 28 jours, la résistance à la compression se rapproche de celle du béton témoin, et au-delà de cette période, la résistance du béton au LHF dépasse la résistance du béton témoin [33].

Le développement précoce de la résistance à la compression des mélanges contenant du LHF dépend également fortement de la température. Les résultats de Barnett et al. [34] ont révélé que dans des environnements de durcissement normaux, les mortiers au LHF atteignaient

une résistance à la compression relativement lente par rapport aux mortiers au ciment Portland. Cependant, à des températures élevées, le gain de la résistance à la compression est beaucoup plus rapide et l'amélioration de la résistance au jeune âge est plus significative à des niveaux plus élevés de LHF (Fig. II.13).

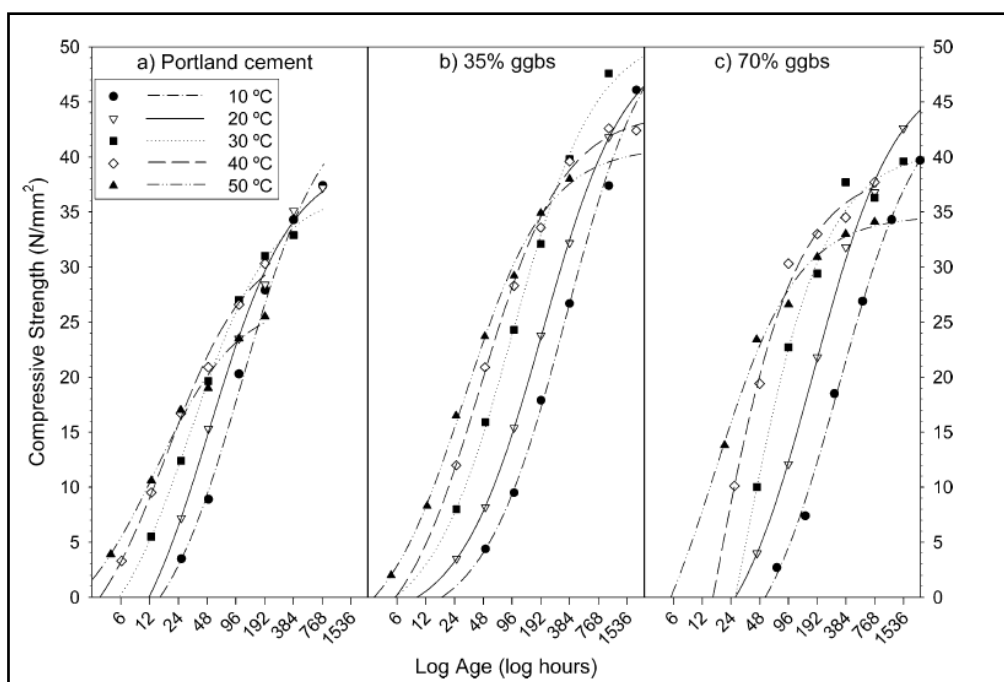


Figure II.13 : Développement de la résistance à la compression des mortiers à différentes températures de durcissement [34]

La proportion du LHF n'a pas d'effet considérable sur les résistances à la compression à 28 jours lors de l'utilisation jusqu'à 50% de LHF par rapport au béton au ciment Portland [33]. À des pourcentages de LHF plus élevés, la résistance obtenue à 28 jours peut être inférieure à la résistance du béton au ciment Portland. Par conséquent, la limite de proportion de 50% est importante. En règle générale, un béton au ciment Portland devrait atteindre, à 7 jours, 70 à 75% de sa résistance à 28 jours. Cependant, un béton à 50% de LHF atteindra généralement, pour la même période, environ 45 à 55% de sa résistance à 28 jours. Il y a 15 à 25% de retard pour gagner en résistance à la compression à 7 jours. Lorsque la teneur du LHF dépasse les 70%, la résistance à la compression à 7 jours serait généralement d'environ 40 à 50% de la contrainte à 28 jours. Par conséquent, l'augmentation de la teneur du LHF diminue la résistance à la compression de 7 jours par rapport au béton au ciment Portland [33].

Les effets du taux de remplacement du LHF (50% à 80%) et du mode de durcissement (durcissement à l'air et humide) sur la résistance à la compression des bétons à haute performance sont explorés par Guneyisi et Gesoglu [35]. Ils ont conclu que la résistance à la

compression diminuait progressivement avec l'augmentation de la teneur en LHF. Ceci est plus prononcé pour les bétons soumis à des conditions de durcissement à l'air. Cependant, à 90 jours, pour le béton durci par voie humide, il a été constaté que la présence de LHF est fortement positive à 50% et à 60% de substitution avec une résistance à la compression au-delà du béton témoin (voir Fig. II.14).

Oner et Akyuz [36] ont étudié le niveau optimal du LHF sur la résistance à la compression du béton. Des échantillons de béton ont été produits en changeant le taux de substitution du LHF de 0% à 110% du contenu en ciment Portland du béton témoin avec une dose totale de liant de 250, 300, 350 et 400 kg/m³. Le durcissement à l'humidité a été appliqué jusqu'à 365 jours. Les résultats des essais de compression ont montré que l'augmentation du taux de remplacement du LHF augmentait la résistance à la compression des mélanges de béton. La substitution du LHF autour de 55% semble être le niveau optimal pour la résistance à la compression souhaitée, au-delà, l'effet du taux de substitution du LHF était sans conséquence (voir Fig. II.15).

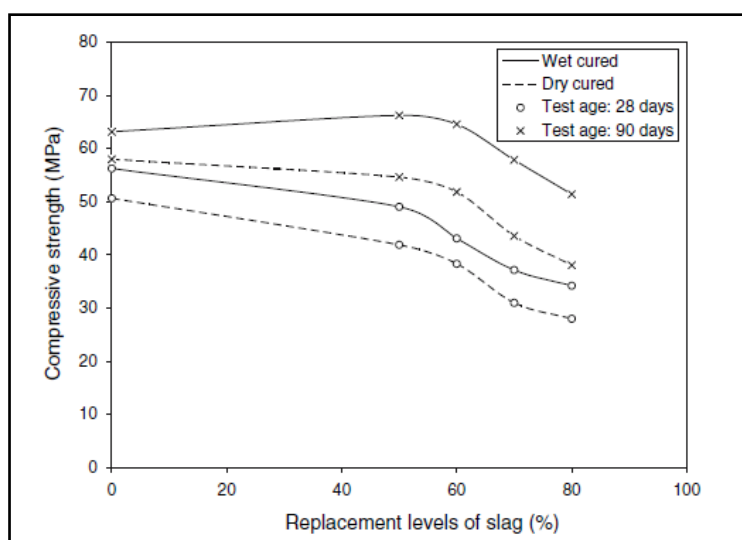


Figure II.14 : Effets de la teneur du LHF et des conditions de durcissement sur la résistance à la compression de 28 et 90 jours des bétons à haut performance [35]

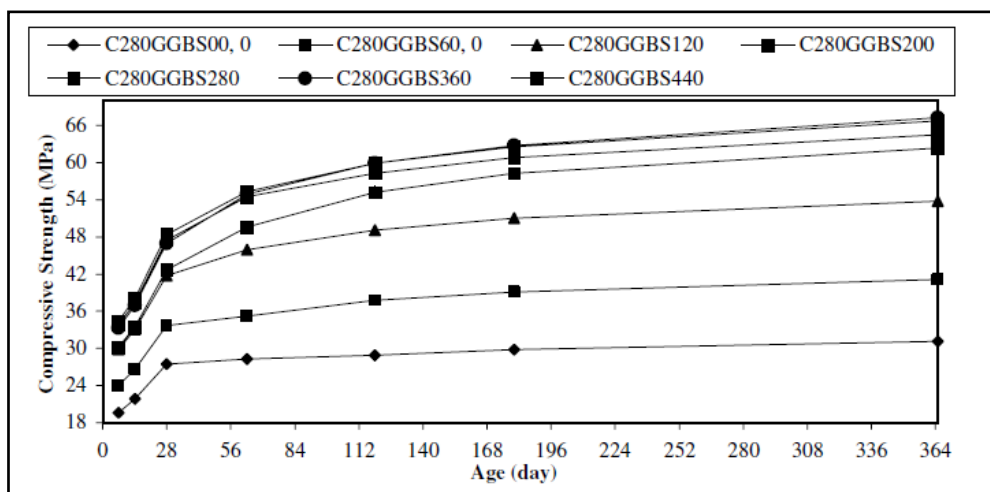


Figure II.15 : Développement de la résistance à la compression des bétons dosés à 280 kg/m^3 [36]

Des réductions de la résistance à la compression du béton sont signalées en cas d'un taux élevé de substitution. Tomisawa et Fujii [37] ont observé que la résistance à la compression diminuait à mesure qu'ils augmentaient le pourcentage de LHF à 90%. D'autres chercheurs tels que Sivasundarum et Malhotra [38], Zhang et al. [39] et Peterson et Hale [40] ont observé des résultats similaires. Ainsi, afin de réaliser d'excellent développement de la résistance à la compression à long terme, la limite maximale du taux de remplacement du LHF a été suggérée comme étant à 50% [33].

La finesse du ciment au laitier est également un paramètre important affectant le développement de la résistance du béton au LHF. Le LHF avec une petite surface spécifique entraîne une diminution de la résistance. Par conséquent, le LHF doit généralement être broyé plus fin qu'un ciment Portland car il réagit plus lentement, en particulier pour les utilisations à des températures plus basses. Les études expérimentales indiquent que la résistance à 28 jours du béton a augmenté de manière significative à mesure que la finesse du LHF augmentait pour le même taux de remplacement. Lim et Wee [41] ont constaté que le LHF plus finement broyé avait des résistances précoces plus importantes. Hamling et Kriner [42] ont constaté qu'à mesure que la finesse augmentait de 4080 à $6230 \text{ cm}^2/\text{g}$, la résistance à 28 jours augmentait considérablement.

II.3.2. Résistance à la traction

Comme on sait que la résistance à la flexion est remarquablement sensible aux microfissures, on s'attend donc à ce que l'ajout de LHF à la production de béton modifie les produits de réaction et la structure des pores du béton durci et améliore la résistance à la flexion, en particulier aux âges avancés. De nombreuses recherches ont confirmé que les bétons aux

LHF ont la même résistance à la flexion ou une résistance relativement plus élevée par rapport aux bétons au ciment Portland à des âges supérieurs à 7 jours en raison du résultat de la compacité de la pâte amplifiée et de l'adhérence améliorée à l'interface pâte-granulats [43]. Sivasundaram et Malhotra [38] ont étudié la variation de la résistance à la flexion des bétons avec des volumes élevés de LHF. Trois séries de mélanges de béton ont été produites avec des dosages de ciment de 100, 125 et 150 kg/m³ et un taux de remplacement du LHF de 50% à 75% du total des matériaux cimentaires. Ils ont conclu que les résistances à la flexion à 14 jours de la plupart des bétons au LHF, à environ 8 MPa, étaient relativement plus élevées que celles des bétons témoins. Cependant, certains chercheurs ont signalé l'inverse. Par exemple, Khatib et Hibbert [44] ont étudié l'influence du LHF (0%, 40%, 60% et 80%) sur la résistance à la flexion du béton à 90 jours de durcissement (Fig. II.16). Ils ont constaté une légère diminution de la résistance à la flexion à 40% et une diminution considérable à 80% de substitution. Cependant, il y a eu une augmentation notable de la résistance à la flexion du béton contenant 60% de LHF par rapport au béton témoin. Le niveau de substitution du LHF de 40 à 60% semble être le niveau optimal pour le développement de la résistance la plus élevée. Bien qu'il soit possible d'utiliser 80% ou plus, les résistances ont généralement diminué par rapport à la résistance des échantillons témoins.

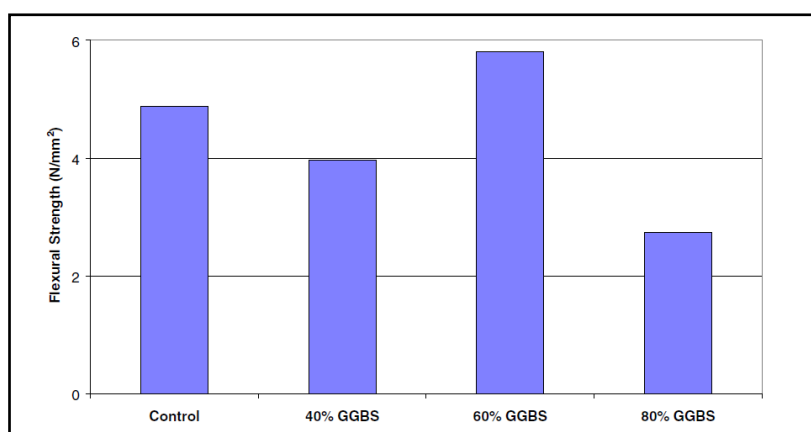


Figure II.16 : Effet du LHF sur la résistance à la flexion [44]

L'effet du remplacement de l'LHF à faible pourcentage (moins de 50%) sur le développement des propriétés mécaniques et de durabilité du béton à un âge précoce par Teng et al. [45]. Quatre mélanges avec deux rapports E/C (0,35 et 0,28) et deux dosages en ciment (450 et 520 kg/m³) ont été étudiés. Le taux de substitution du LHF a été fixé à 30%. Les résultats des tests de résistance à la flexion (Fig. II.17), on montré que le LHF ultrafin a un effet plus important sur la résistance à la flexion du béton avec un rapport E/C plus faible.

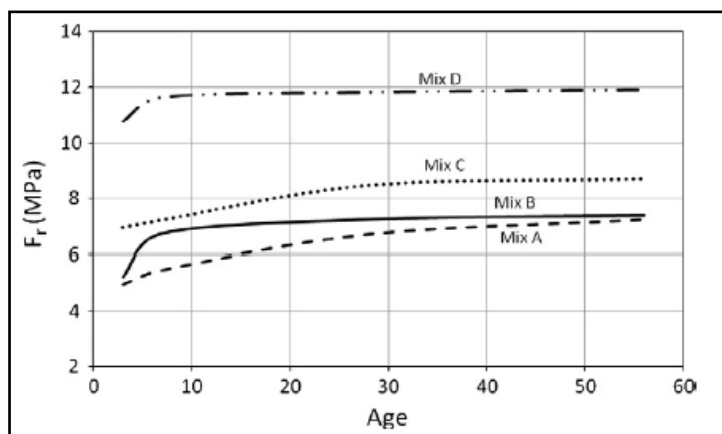


Figure II.17 : Résistances à la flexion en fonction de l'âge du béton [45]

Güneyisi et Gesoglu [35], ont présenté une étude expérimentale sur l'effet combiné de la méthode de durcissement (dans l'eau et dans l'air) et les taux de substitution de ciment par du LHF (50, 60, 70 et 80%) sur les propriétés mécaniques des bétons à haute performance à 28 et 90 jours. Le rapport E/C a été maintenu à 0,40 pour tous les mélanges. Ils ont constaté que la variation de la résistance à la traction par fendage des bétons témoins et des bétons de laitier est similaire à celui de la résistance à la compression, comme on peut le voir sur la Figure II.18. La résistance à la traction par fendage, en général, diminue avec l'augmentation de la teneur en laitier, sauf pour les 50 et 60% de bétons de laitier en cas de cure humide de 90 jours. Cependant, la diminution de la résistance à la traction par fendage était légèrement plus faible que la diminution de la résistance à la compression. Indépendamment de l'état de durcissement et de l'âge des essais, les bétons de laitier à 80% ont montré des résistances à la traction, à la compression et à la fissuration les plus faibles.

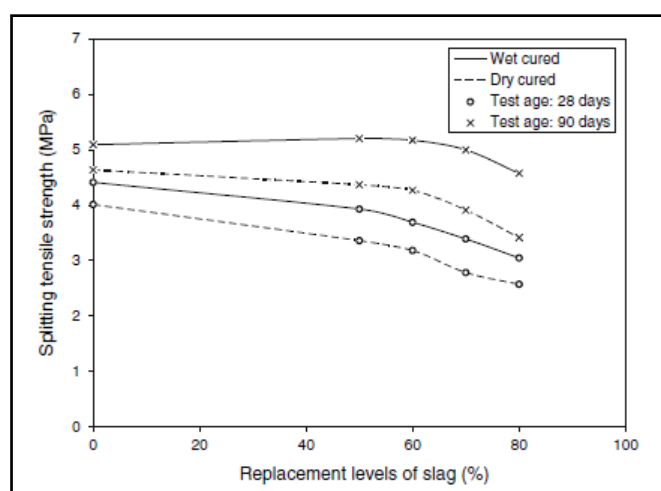


Figure II.18 : Effets du remplacement du laitier et des conditions de durcissement sur la résistance à la traction par fendage des bétons à 28 et 90 jours [35]

Jianyong et Yan [46] ont rapporté la résistance à la traction de trois mélanges de béton haute performance (Tableau II.2). Le béton A était en Ciment Portland (600 kg/m³). Le béton B était en ciment Portland (420 kg/m³) et LHF (180 kg/m³) et le béton C était en ciment Portland (360 kg/m³) et fumée de silice (60 kg/m³). Ils ont observé que les bétons B et C ont acquis une plus grande résistance à la traction que le béton A à chaque âge. Le développement de la résistance à la traction par fendage a montré la même tendance que celle de la résistance à la compression. Une telle tendance reflète l'effet de renforcement des LHF et FS sur les propriétés mécaniques du béton.

Tableau II.2 : Résistance à la traction par fendage des BHP[46]

	Matériaux cimentaires (kg/m ³)			Résistance à la traction (MPa)		
	CP	LHF	FS	3 Jours	7 Jours	28 Jours
A	600	-	-	3,80	4,54	5,54
B	420	180	-	4,06	5,03	5,91
C	360	180	60	5,20	5,44	6,14

II.3.3. Module d'élasticité

Plusieurs recherches [3,47-55] sont menées sur l'influence de l'utilisation du LHF sur le module d'élasticité des bétons et il a été conclu que, par rapport à la résistance à la compression, les modules élastiques sont moins imposés au taux de substitution du LHF.

Megat Johari et al. [3] ont étudié l'impact de la substitution du LHF jusqu'à 60% avec un incrément de 20% sur le module d'élasticité statique des bétons à haute résistance à 28 jours. Dans cette étude, le module d'élasticité statique du béton avec 0%, 20%, 40% et 60% de LHF était, respectivement, de 44,58, 45,04, 44,84 et 43,09 MPa.

Malhotra [50] a rapporté qu'une légère différence était perçue entre le module d'élasticité du béton de ciment Portland et celui du béton produit avec du LHF d'origine sud-africaine. De plus, aucune altération significative n'a été trouvée entre les bétons produits avec du LHF et ciment Portland d'origine japonaise [51]. À l'inverse, des valeurs de modules d'élasticité plus faibles ont été mesurées pour les bétons au LHF d'origine britannique par rapport bétons au ciment Portland, et ceci n'est valable que pour le jeune âge et les volumes élevés du LHF. Swamy et Bouikni [52] et Jin et Li [53] ont rapporté un petit changement entre le module d'élasticité du béton avec et sans LHF.

Zhao et al. [24], ont étudié l'effet de la substitution du ciment Portland par du LHF sur le module d'élasticité statique des bétons autoplaçant. Les résultats ont montré que le module

d'élasticité statique du BAP diminue avec l'augmentation du taux de substitution du ciment Portland par du LHF pour les périodes de durcissement de 28, 90 jours (Fig. II.19).

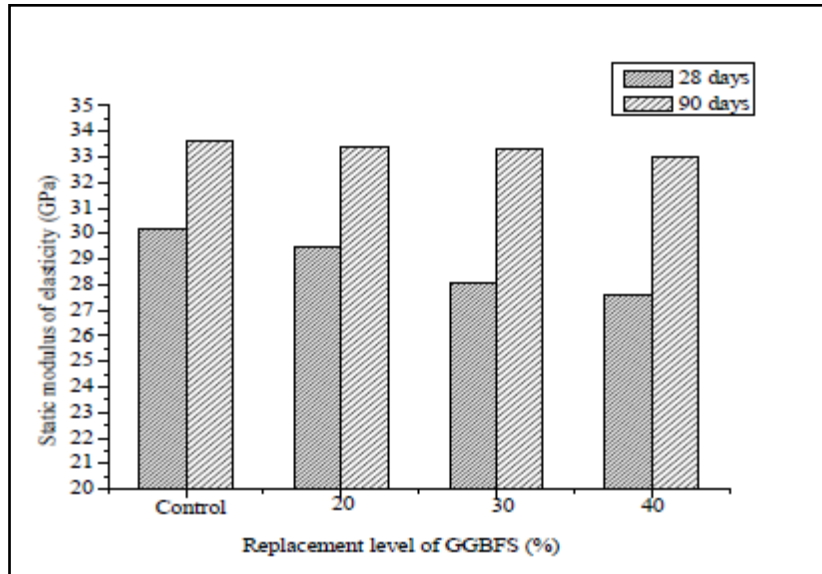


Figure II.19 : Le module d'élasticité statique du BAP en fonction du LHF [24]

Khatib et Hibbert [44], ont étudié l'évolution du module d'élasticité dynamique dans le temps pour des mélanges de béton (M1 - M4) contenant différent pourcentage du LHF dans le ciment (0%, 40%, 60% et 80%). Les modules d'élasticité dynamique (E_d) pour les mélanges de béton sont indiqués sur la Figure II.20. Les auteurs ont constaté une diminution du module d'élasticité dynamique pour les mélanges contenant du LHF pendant les 28 premiers jours d'hydratation. Au-delà de 28 jours, il y a une légère augmentation du taux du module d'élasticité dynamique pour les mélanges contenant 40% et 60% de LHF.

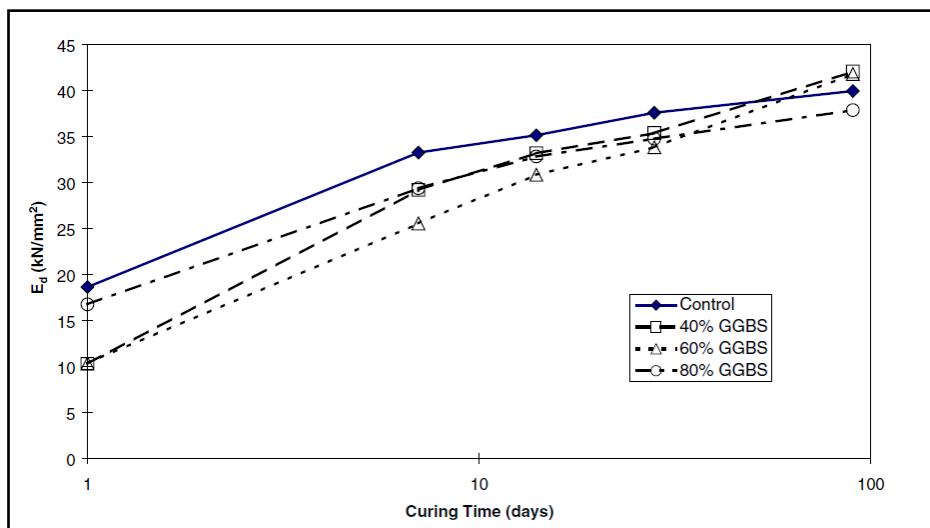


Figure II.20 : Effet du LHF sur le module d'élasticité dynamique (E_d) [44]

Teng et al. [45], ont étudié l'effet de substitution du ciment par du LHF sur le module d'élasticité de quatre mélange de béton (A, B, C et D). Les mélanges B et D ont généralement obtenu des résultats plus élevés que les mélanges témoins de A et C (Fig. II.21). Les résultats obtenus pour les mélanges A, B, C et D étaient, respectivement, de 30,6, 34,1, 33,8 et 40,2 GPa. En raison de l'ajout du LHF, les mélanges B et D ont enregistré une augmentation du module d'élasticité, respectivement, de 11,5% et 19%.

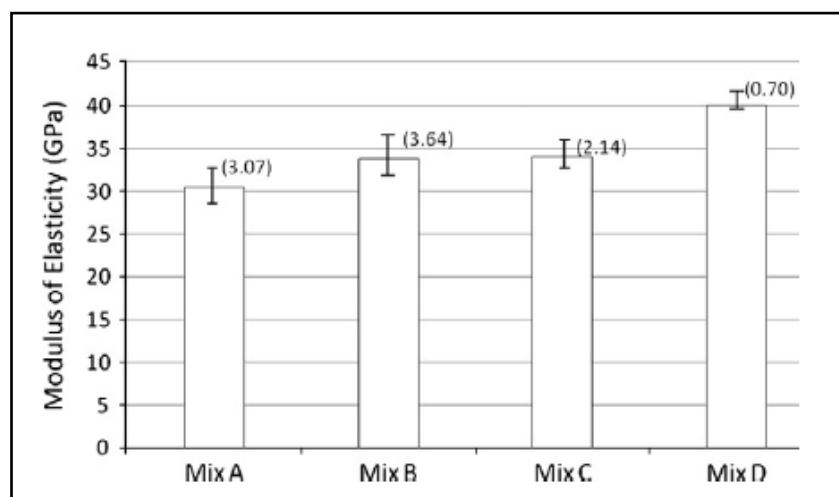


Figure II.21 : Module d'élasticité de différents mélanges [45]

L'effet du remplacement partiel du ciment par du LHF sur les propriétés techniques du béton dans différentes conditions de durcissement ont été étudiés [54]. Les trois méthodes choisies ressemblent étroitement à l'environnement de durcissement sur site au Royaume-Uni (C1 : environnement de durcissement d'été (20°C) ; C2 : environnement de durcissement hivernal (7°C et humidité relative de 55%) et C3 : environnement de durcissement dans l'eau (20°C)). Trois niveaux de substitution du ciment, à savoir 30%, 40% et 50%, ont été sélectionnés. D'après les résultats du module d'élasticité (Fig.II.22), il a été conclu que les échantillons de béton contenant du LHF ont des valeurs de module d'élasticité plus élevées que le béton au ciment Portland aux températures de durcissement en été (20°C). Les valeurs du module d'élasticité à 28 jours d'un béton contenant 30%, 40% et 50% de LHF sont, respectivement, de 1%, 2% et 1,3% plus élevées que le mélange de béton au ciment Portland. Cependant, l'environnement de durcissement hivernal a un effet défavorable sur le module d'élasticité du béton au LHF et au ciment Portland. Les bétons durcis sous l'eau à 20°C ont enregistré les valeurs de module d'élasticité les plus élevées pour les quatre formulations.

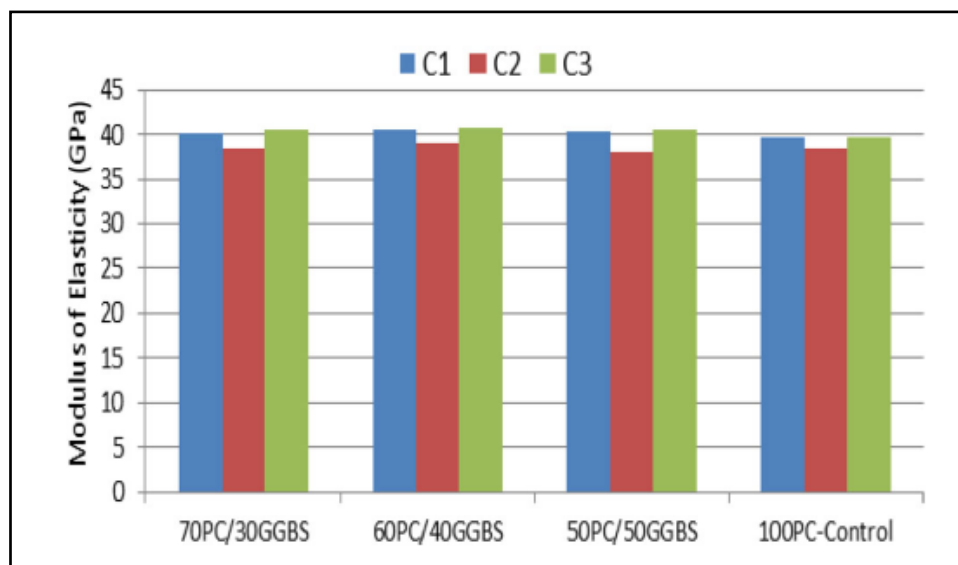


Figure II.22 : Module d'élasticité du béton au LHF à l'âge de 28 jours [54]

Les Figures II.23, II.24 et II.25 présentent les résultats des études expérimentales sur le module d'élasticité statique en fonction du temps du béton contenant du LHF [55]. Le module d'élasticité statique a été déterminé aux âges de 3, 7, 28, 56, 90, 150 et 180 jours pour douze mélanges de béton en utilisant les éprouvettes cylindriques de béton au ciment Portland et au LHF (20, 40 et 60%). Le module d'élasticité statique du béton contenant du LHF s'est avéré inférieur à celui du béton au ciment Portland pour tous les taux de remplacements de ciment, à tous les âges et tous les mélanges (M1, M2 et M3). Pour les mélanges de béton au ciment Portland, l'augmentation du module d'élasticité statique de 28 à 180 jours est en moyenne de 15,5%. Alors que pour le béton au LHF avec remplacement de ciment de 20%, 40% et 60%, l'augmentation du module d'élasticité statique est respectivement de 18,9%, 22,3% et 27,8%.

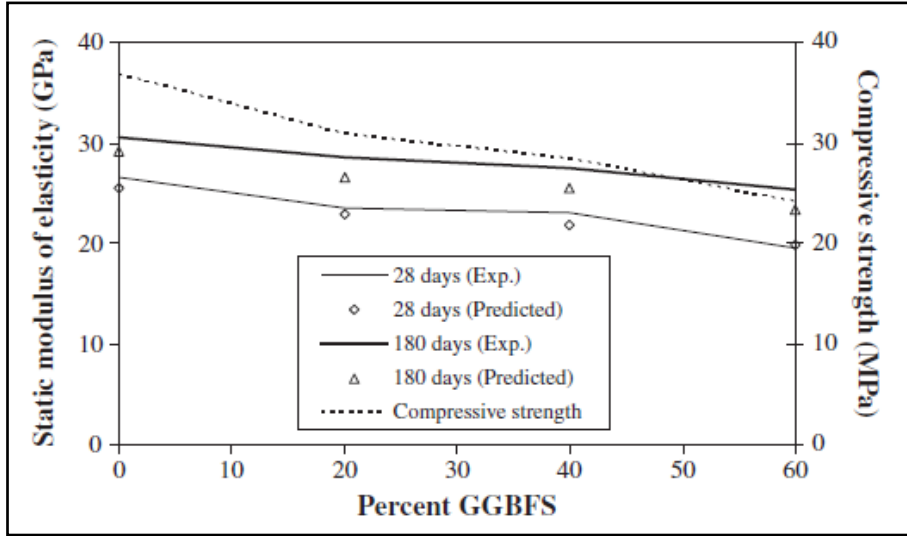


Figure II.23 : Module d'élasticité statique des bétons pour le groupe de mélange M1 [55]

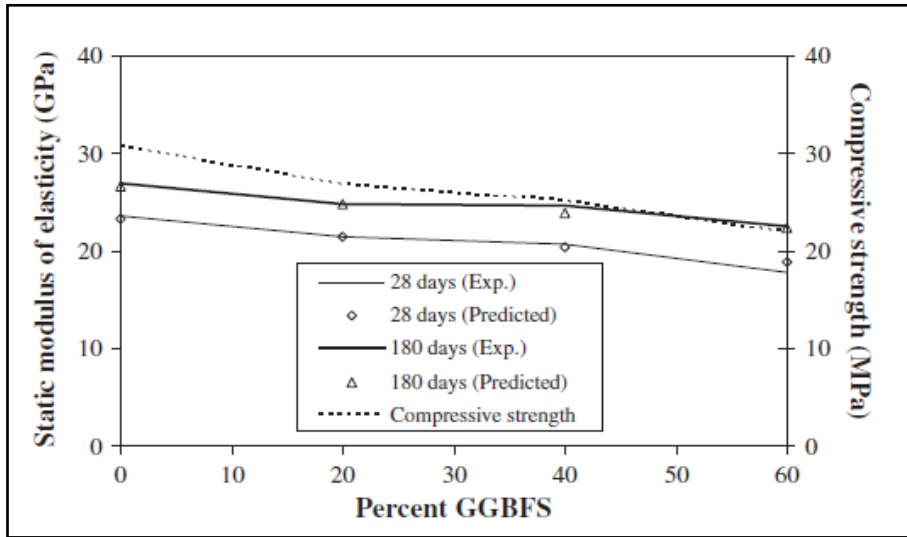


Figure II.24 : Module d'élasticité statique des bétons pour le groupe de mélange M2 [55]

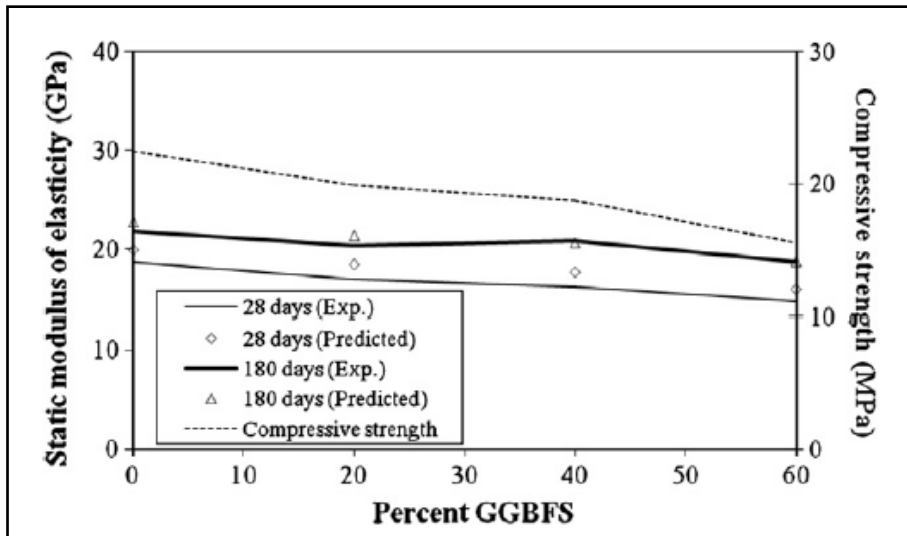


Figure II.25 : Module d'élasticité statique des bétons pour le groupe de mélange M3 [55]

II.4. Durabilité

II.4.1. Perméabilité

La perméabilité est définie comme la facilité avec laquelle un fluide sous pression peut s'écouler à travers un solide. Elle est considérée comme une propriété fondamentale régissant la durabilité du béton, en particulier dans les structures exposées à un environnement agressif [56]. Elle dépend de nombreux facteurs tels que les proportions de mélange, le compactage et le durcissement, les microfissures et les cycles d'humidité. Il est évident que la taille et la continuité des pores de la microstructure du solide détermineraient sa perméabilité [33]. Les grands pores du béton influencent principalement la résistance à la compression et la perméabilité. Dans la littérature, le LHF peut avoir une réduction significative de la perméabilité du béton normal. Le principal effet des ajouts minéraux tels que le LHF sur la structure des pores du béton est la réduction des gros pores en les bloquant avec des produits d'hydratation en raison de la réaction du LHF avec l'hydroxyde de calcium et les alcalis libérés lors de l'hydratation du ciment Portland [43]. La transformation de pores continus en pores discontinus a un effet profond sur la perméabilité du béton [57]. Gesoglu et al. [58] ont étudié la perméabilité à l'eau des bétons autoplaçant à base du LHF (20, 40 et 60%). Il a été conclu que l'utilisation du LHF a réduit la profondeur de pénétration de l'eau de 26 mm (béton au ciment Portland) à 14 mm. Cependant, ils n'ont pas trouvé de variation significative entre la profondeur de pénétration de l'eau du béton et le niveau de remplacement du LHF. La profondeur de pénétration de l'eau de 15 mm, 13 mm et 14 mm a été observée en utilisant respectivement 20%, 40% et 60% de LHF.

Hui-sheng et al. [59] ont expérimentalement étudié la perméabilité aux gaz d'azote des bétons à haute performance (BHP) à base du LHF. Dans cette étude, le ciment Portland a été remplacé par le LHF jusqu'à 60% avec un incrément de 15%. L'effet du rapport E/C et l'âge des essais sont également étudiés et les résultats sont présentés sur la Figure II.26. Ils ont constaté que la variation des rapports E/C ne modifiait pas significativement l'effet de l'inclusion du LHF sur la perméabilité aux gaz. Pour un rapport E/C de 0,30, le remplacement de 30% de ciment Portland par du LHF a eu une incidence positive sur le coefficient de perméabilité aux gaz.

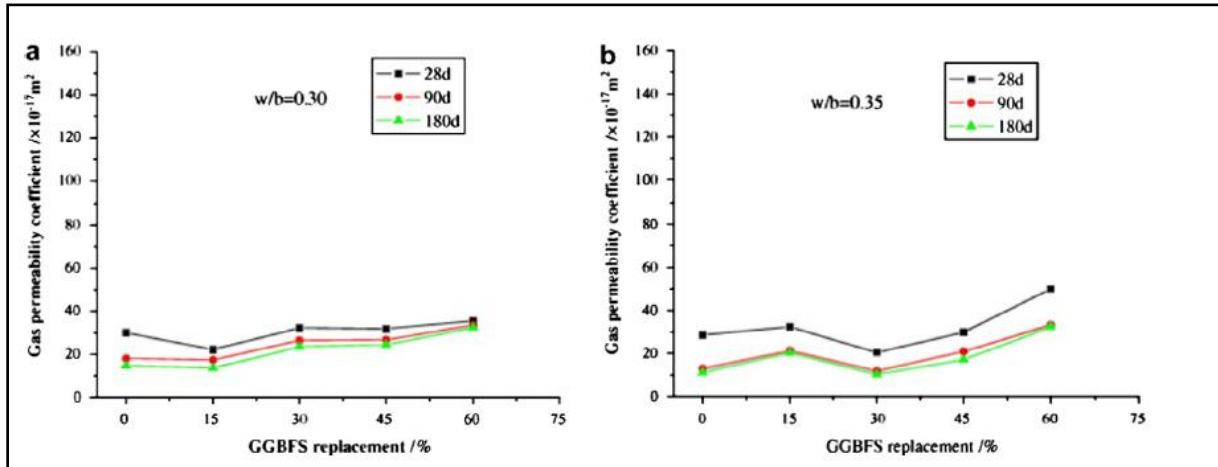


Figure II.26 : Influence du LHF sur la perméabilité à l'azote du BHP à divers rapports E/C [59]

Cheng et al. [60] ont étudié l'effet du remplacement de 40% et 60% de ciment Portland par du LHF pour les échantillons de béton. Ils ont constaté que les valeurs de perméabilité diminuaient à mesure que les valeurs de remplacement du LHF augmentaient (Fig. II.27). La perméabilité était, respectivement pour 0%, 40% et 60% du LHF, de $2,56 \times 10^{-13}$, $1,52 \times 10^{-13}$ et $1,32 \times 10^{-13} \text{ m.s}^{-1}$. Leur enquête a montré que l'utilisation d'un contenu plus élevé du LHF provoquait une structure en béton plus dense.

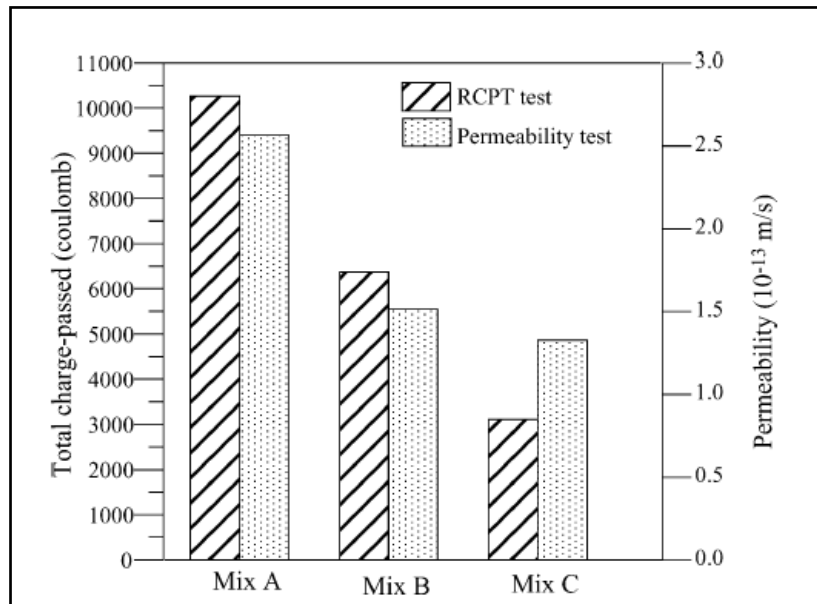


Figure II.27 : Comparaison de la charge totale passée et de la perméabilité [60]

Hadj-Sadok et al. [61] ont étudié l'effet du LHF à faible hydraulicité sur la perméabilité à l'azote des bétons durcis à l'eau pendant 90 jours. Pour les différents mélanges de béton utilisés dans la cette étude, la teneur en liant (ciment + laitier) était de 365 kg/m^3 . Le pourcentage de LHF utilisé était de 0%, 15%, 30% et 50% en remplacement de masse de

ciment. Le rapport E/C a été maintenu constant à 0,65 pour les mélanges sans superplastifiants et à 0,42 pour les mélanges avec superplastifiants. Les résultats de perméabilité aux gaz des bétons au LHF avec un rapport E/C de 0,65 et 0,42 sont présentés sur la Figure II.28. À partir de cette figure, la faible réactivité hydraulique du LHF peut être remarquée pour les mélanges de béton avec un rapport E/C plus élevé (0,65). On peut également voir que l'utilisation d'une teneur en LHF plus élevée augmente la perméabilité aux gaz. Pour les mélanges de béton avec E/C de 0,42, l'effet positif de la réduction du rapport E/C est remarqué, car les valeurs de perméabilité aux gaz étaient similaires à celles du béton avec LHF et vont de $4,50 \times 10^{-17} \text{ m}^2$ à $6,15 \times 10^{-17} \text{ m}^2$ et même une légère réduction est enregistrée pour les mélanges de béton contenant 50% de LHF.

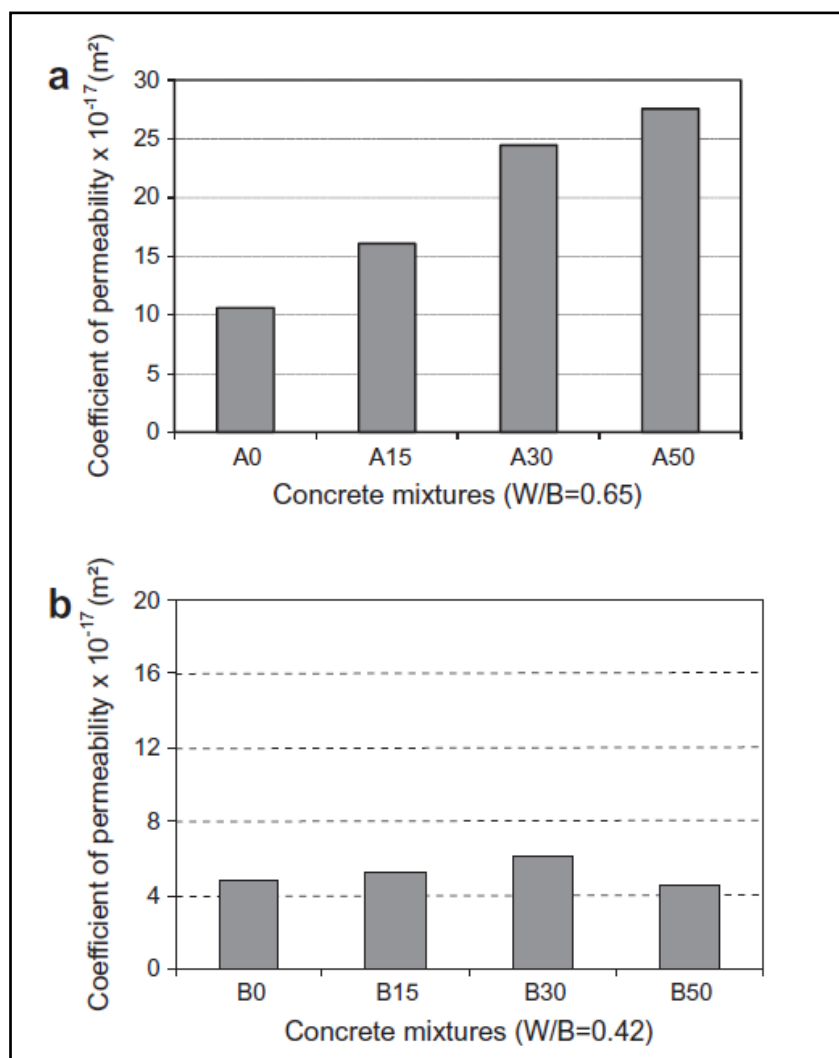


Figure II.28 : Coefficient de perméabilité aux gaz du béton avec E/C = 0,65 (a) et 0,42 (b) [61]

Dans une étude le même auteur Hadj-Sadok et al. [62] ont étudié l'effet du LHF sur la perméabilité à l'oxygène (au lieu de l'azote) des mortiers (au lieu du béton) durcis à l'eau pendant 90 et 360 jours. Le ciment a été substitué de 30 et 50 % par du LHF. Les résultats de perméabilité aux gaz des mortiers à 90 et 360 jours sont présentés sur la Figure II.29. À 90 jours, la perméabilité la plus faible est enregistrée pour le mortier témoin (sans LHF). À ce moment, la perméabilité du mortier à 30% de LHF est légèrement supérieure à celle du mortier témoin (mais les valeurs restent comparables). À 50% de LHF, une augmentation de la perméabilité de 32% par rapport au mortier sans ajout est enregistrée. À long terme (360 jours), une variation différente est observée. En effet, la tendance s'est inversée et une diminution de la perméabilité avec l'augmentation du taux de LHF est observée. Les mortiers à 30% et 50% de LHF ont montré respectivement une diminution de 21 et 31% par rapport au mortier témoin.

Selon les auteurs, cette variation peut être directement liée au raffinement de la porosité et à la densification de la matrice due à la formation de CSH supplémentaire résultant de l'hydratation du laitier suite à son activation par l'hydroxyde de calcium ($\text{Ca}(\text{OH})_2$), notamment à long terme. En outre, les auteurs ont constaté que la durée de maturation de 90 jours n'était pas suffisante pour une bonne hydratation de ce mauvais LHF et ne permettait pas à la microstructure d'être suffisamment développée pour l'amélioration de la perméabilité des mortiers et que l'effet bénéfique n'a été observé qu'à 360 jours du durcissement.

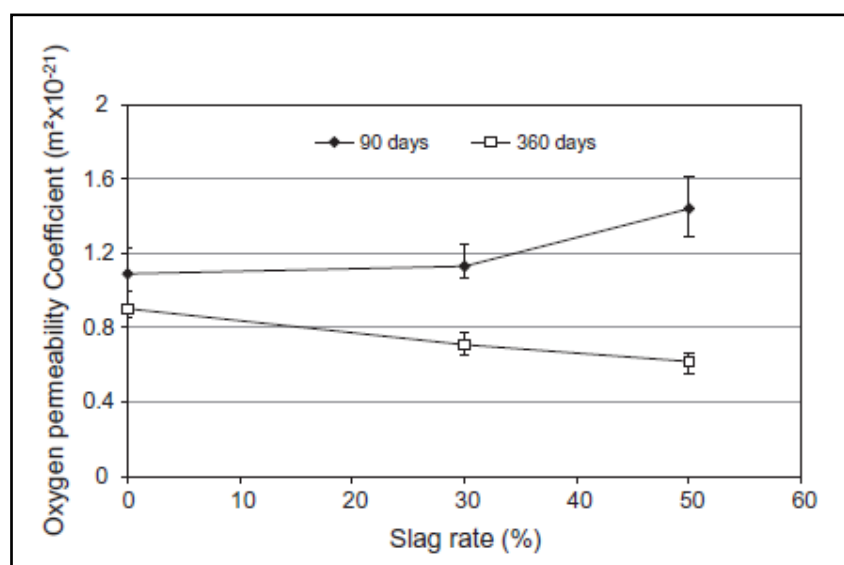


Figure II.29 : Perméabilité à l'oxygène pour les mortiers avec LHF après 90 et 360 jours de durcissement humide [62]

II.4.2. Diffusion

Plusieurs recherches [24,35,45,58,62,63] sont menées sur l'influence de l'utilisation du LHF sur la diffusion des ions chlorure dans les bétons et il a été conclu que, l'ajout du LHF a tendance à diminution la diffusion des ions chlorure dans les matériaux cimentaires.

Zhao et al. [24], ont étudié l'effet de la substitution du ciment Portland par du LHF sur le coefficient de diffusion des ions chlorure des bétons autoplaçant. Les résultats (Fig. II.30) ont montré que l'incorporation du LHF a abouti à un coefficient de diffusion des ions chlorure inférieur à celui du béton témoin. Comme le montre la figure, après durcissement pendant 28 jours, le coefficient de diffusion des ions chlorure du béton autoplaçant avec 20%, 30% et 40% de LHF était, respectivement, de $3,08 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$; $2,20 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ et $1,42 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$.

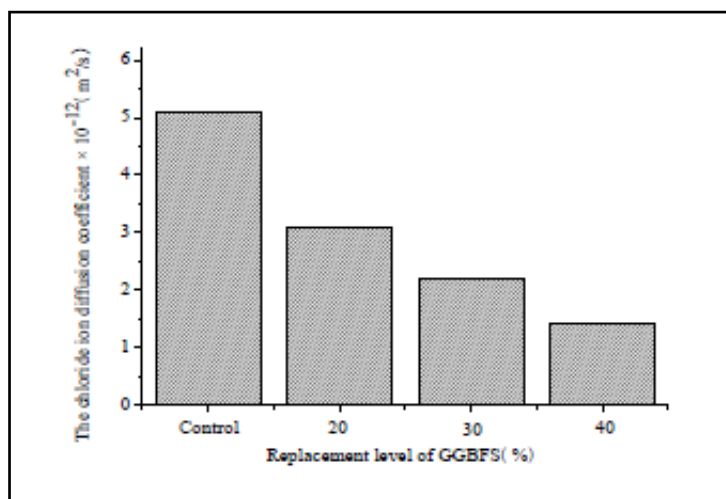


Figure II.30 : Le coefficient de diffusion des ions chlorure du BAP en fonction du LHF [24]

Güneyisi et Gesoglu [35] ont étudié les effets combinés de la méthode de durcissement (dans l'eau et à l'air) et des taux de substitution du ciment par du LHF élevés (de 50 à 80% avec un incrément de 10%) sur la diffusion des ions chlorures dans les bétons à haute performance. Le rapport E/C a été maintenu constant à 0,40 pour tous les mélanges. Les résultats des tests (Fig. II.31) ont montré que les bétons au LHF avaient une perméabilité aux ions chlorures nettement inférieurs à celle des bétons sans LHF, indépendamment des conditions de durcissement et de l'âge des essais. La charge totale Q ayant traversé l'échantillon, qui est une indication de la résistance du béton à la pénétration des ions chlorure, varie de 3750 à 4800 coulombs (indice de modéré à élevé selon les normes ASTM 1202, concernant l'indice de perméabilité aux ions chlorure) pour les échantillons témoins. Cependant, ces valeurs variaient de 880 à 2700 coulombs (indice très faible à modérée) pour le mélange de béton ayant des LHF dans des proportions différentes. Cela a indiqué que les bétons au LHF

avaient une perméabilité aux ions chlorures remarquablement inférieurs à celle des bétons témoins, indépendamment de la condition de durcissement et de l'âge des essais.

Comme on l'observe également sur la Figure II.31, l'allongement de la période de durcissement de 28 à 90 jours et l'amélioration des conditions de durcissement appliquées aux éprouvettes ont entraîné une réduction de la charge totale Q ayant traversé l'échantillon, avec la différence beaucoup plus marquée pour les bétons au LHF que pour les bétons témoins, surtout en condition de cure humide. La perméabilité aux ions chlorures du béton témoin durci à l'air était environ 1,1 fois plus élevée que celle du béton témoin mûri par voie humide, tandis que pour le béton au LHF, l'augmentation équivalente du rapport Sec/Humide variait de 1,3 à 1,7 fois, selon le niveau de remplacement du laitier et l'âge de l'essai.

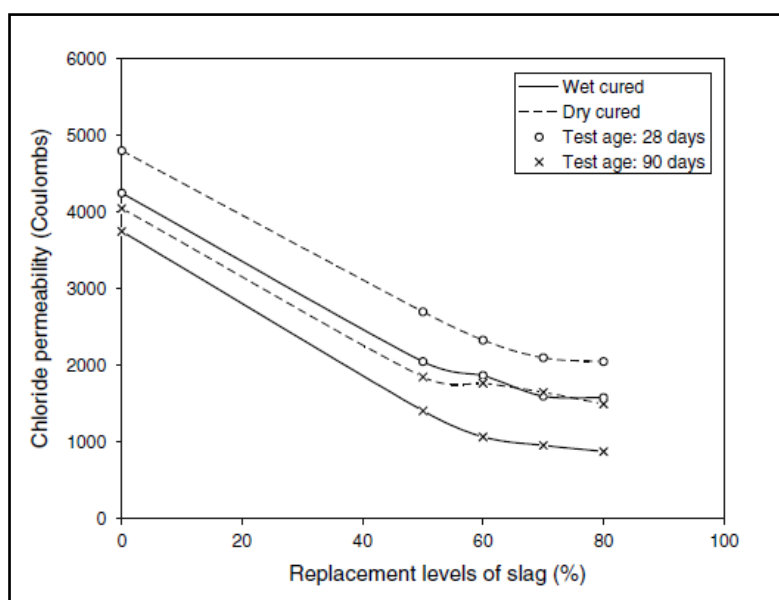


Figure II.31 : Effets du LHF et des conditions de durcissement sur la diffusion des ions chlorures des bétons à haut performance [35]

Teng et al [45] ont étudié l'effet du LHF Ultra-Fin sur le coefficient de migration des ions chlorures à l'état non stationnaire des mélanges de béton A, B, C et D. Le mélange A et B a un rapport E/C de 0,35 et un dosage de 450 kg/m³. Tandis que le mélange C et D à un rapport E/C de 0,28 et un dosage de 520 kg/m³. La substitution du ciment par du LHF a été fixé à 30% pour les mélanges B et D. Les résultats des coefficients de migration de chlorure provenant de différents mélanges sont présentés dans le Tableau II.3. En général, les mélanges avec l'addition LHF Ultra-Fin ont obtenu un coefficient de migration de chlorure inférieur par rapport aux mélanges de contrôle quel que soit l'âge de durcissement. Les

résultats ont montré que le coefficient de migration des chlorures diminue à mesure que l'âge du béton augmente. À l'âge de 3 jours, le coefficient de migration des chlorures pour les mélanges A, B, C et D était, respectivement, de 15,6, 8,4, 10,2 et $2,6 \times 10^{-12}$ m²/s. À l'âge de 28 jours, le coefficient de migration des chlorures du mélange A, B, C et D était, respectivement, de 10,6, 7,9, 7,9 et $0,9 \times 10^{-12}$ m²/s soit une amélioration de 25% pour le mélange B par rapport au mélange A et 88% d'amélioration pour le mélange D par rapport au mélange C. La classification de la résistance du béton à la pénétration de chlorure pour les mélanges A, B, C et D à 28 jours était, respectivement, modérée, élevée, élevée et extrêmement élevé.

Tableau II.3 : Coefficient de migration des ions chlorures [45]

Échantillon	Âge de l'essai	Coefficient de migration des chlorures $D \times 10^{-12}$ m ² /s
A	3	15,64
	28	10,61
	56	9,88
	90	9,47
B	3	8,35
	28	7,92
	56	6,39
	90	4,33
C	3	10,18
	28	7,91
	56	6,01
	90	3,80
D	3	2,63
	28	0,95
	56	0,71
	90	0,50

Gesoglu et al. [58] ont étudié la diffusion des ions chlorure des bétons autoplaçant à base du LHF, cendre volante (CV) et la fumée de silice (FS). Dans cette étude, les adjuvants minéraux ont été remplacés jusqu'à 60% avec un incrément de 20% pour le LHF et la CV et jusqu'à 15% avec un incrément de 5% pour la FS. Il a été conclu que la charge totale Q ayant traversé l'échantillon la plus élevée (environ 2065 Coulombs) a été enregistrée pour le béton témoin et il peut être défini comme un béton perméable aux ions chlorures modéré. Cependant, une diminution proportionnelle de la charge totale Q avec le pourcentage du LHF est constatée. La charge totale Q des bétons dans lequel le ciment est substitué de 20%, 40% et 60% du LHF diminués, respectivement, de 2065 à 1053, de 2065 à 403 et de 2065 à 282 Coulombs. Pour produire des bétons plus résistants au passage des ions chlorures, l'utilisation du LHF

semble être une solution facile et bon marché en raison de l'altération des gros pores en pores fins ou de la modification des pores.

Hadj-Sadok et al. [62], ont étudié la diffusion et la conduction des ions chlorures à long terme avec différentes périodes de durcissement humide des mortiers avec et sans LHF. Dans cette étude, du ciment Portland ordinaire de type CEM I 52,5N d'une finesse Blaine de 4200 cm²/g a été utilisé pour les mélanges de mortier. Le laitier de haut-fourneau d'une finesse Blaine de 4150 cm²/g a été utilisé. Les mélanges de mortier (M0, M30 et M50) ont un rapport Sable/Liant de 3 : 1 et un rapport E/C de 0,5. Le liant pour mortier M0, M30 et M50, a été obtenu par substitution partielle du ciment avec, respectivement, de 0, 30 et 50% de LHF. Les résultats du test de conduction des ions chlorure (test accéléré ASTM) sont présentés pour les mortiers avec et sans laitier à 90 et 180 jours sur la Figure II.32. Une diminution proportionnelle de la charge totale Q avec le taux de substitution est enregistrée à 90 comme à 180 jours. L'augmentation de la durée de cure a conduit à une diminution de la charge Q de 27 et 28%, respectivement, pour les mortiers M30 et M50. Pour M0, la diminution est négligeable (2%). Les résultats indiquent de bonnes performances à la diffusion des ions chlorure des mortiers avec du LHF, en particulier pour une cure humide prolongée.

Sur la Figure II.33, les mêmes auteurs présentent la relation entre les résultats du test de diffusion (coefficients de diffusion) et du test de conduction (charge totale Q) des mortiers avec et sans LHF à 90 et 180 jours de durcissement humide. Une très bonne corrélation linéaire ($R^2 = 0,99$) montre une diminution de la charge totale avec la diminution du coefficient de diffusion.

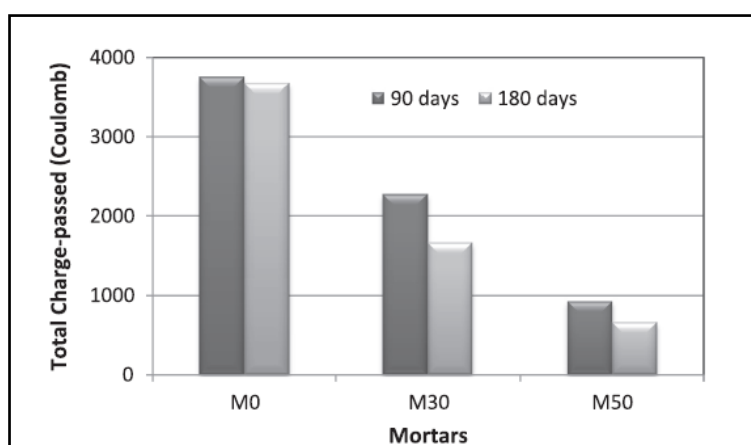


Figure II.32 : Conduction des ions chlorure pour les mortiers avec LHF après 90 et 180 jours de durcissement humide [62]

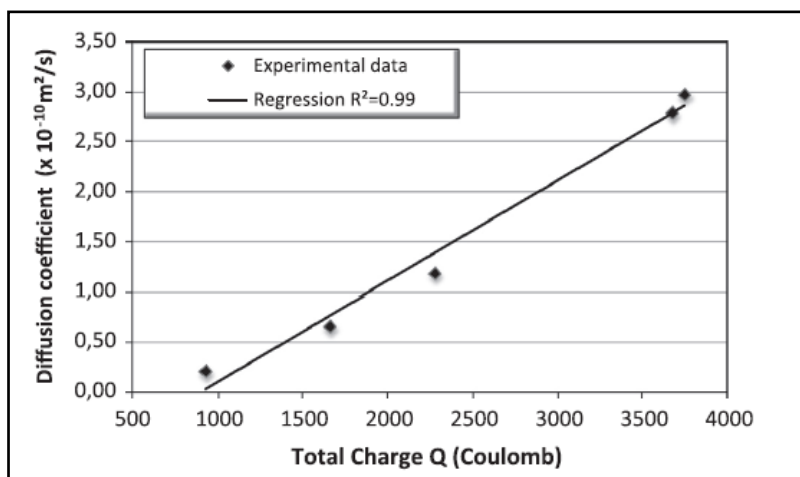


Figure II.33 : Corrélation entre le coefficient de diffusion des ions chlorure et la charge totale Q [62]

Ortega et al. [63] ont étudié les performances de durabilité des mortiers fabriqués avec un ciment Portland ordinaire (CEM I) et un ciment de laitier (CEM III). Deux rapports E/C différents ont été utilisés (0,4 et 0,5). Ces mortiers ont été exposés à quatre conditions environnementales différentes (A, B, C et D) pendant 365 jours.

Les conditions d'exposition environnementale (température et humidité relative) ont été simulées en utilisant des récipients hermétiquement fermés contenant des solutions d'eau ou de glycérol, et ces récipients ont été placés dans différentes chambres à température contrôlée. L'environnement A, une condition de laboratoire optimale, 20°C et 100% d'humidité relative (HR), a été étudiée comme référence pour comparer l'influence du reste des conditions environnementales sur les propriétés de durabilité. Les autres conditions environnementales étudiées sont représentatives des différents climats présents dans la péninsule ibérique (Espagne et Portugal) ou dans les zones environnantes. Les valeurs de température et d'humidité relative de ces conditions sont les valeurs moyennes annuelles pour chaque climat. La condition environnementale B représentait le climat présent dans la partie nord de la péninsule ibérique (climat atlantique), avec 15°C et 85% HR. La condition C (20°C et 65% HR) était représentative du climat méditerranéen, présent dans la partie est de la péninsule ibérique. La dernière, appelée condition D, était une condition plus extrême, avec 30°C et 40% HR. Les tests ont été réalisés à 7, 28, 90, 180 et 365 jours.

L'évolution avec le temps du coefficient de diffusion ionique à l'état d'équilibre pour les mortiers CEM I est illustrée à la Figure II.34. Les valeurs les plus élevées du coefficient de diffusion ont été observées pour la condition D à 7 jours d'âge, et les plus faibles pour l'environnement A, comme il se doit attendu des résultats précédents. Cependant, le coefficient de diffusion suit une tendance décroissante avec l'âge pour toutes les conditions

environnementales étudiées. Depuis 180 jours, ce coefficient avait des valeurs très similaires pour toutes les conditions. Ces résultats montrent que les conditions environnementales n'ont pratiquement pas d'influence sur le coefficient de diffusion ionique aux grands âges de durcissement.

Les résultats du coefficient de diffusion à l'état d'équilibre obtenus pour les mortiers CEM III sont représentés sur la Figure II.34. En général, ces mortiers présentaient des valeurs très faibles de ce coefficient pour toutes les conditions et à tous âges. À 365 jours d'âge, la valeur du coefficient de diffusion est très similaire pour la majorité des échantillons indépendamment des conditions environnementales. Ce coefficient a montré les valeurs les plus basses depuis les premiers âges pour l'environnement A, en raison de la forte présence d'eau qui facilite le développement de réactions d'hydratation des LHF. Pour l'environnement B, le coefficient de diffusion a diminué plus tard, depuis 90 jours, et il peut être lié à la température plus basse, qui ralentit l'hydratation du laitier et la formation de nouvelles phases solides, en raison de l'influence des LHF sur les énergies d'activation apparentes. Le coefficient de diffusion présentait les valeurs initiales les plus élevées pour la condition C, mais montrait une baisse importante entre 28 et 90 jours. Ce retard pourrait être lié à la faible HR de l'environnement, qui entraîne un développement plus lent des réactions d'hydratation des LHF. Pour la condition D, le coefficient de diffusion était faible aux premiers âges, en raison de la température ambiante élevée, ce qui accélère le développement des réactions d'hydratation, comme cela a déjà été expliqué. Néanmoins, il a diminué lentement avec le temps, en raison d'une très faible HR dans l'environnement, bien qu'il atteigne des valeurs très faibles à 365 jours.

Le coefficient de diffusion a montré des valeurs plus faibles pour les mortiers CEM III que pour ceux CEM I. Ceci est lié au raffinement plus élevé de la microstructure produite par le laitier par rapport au clinker pur, ce qui améliore la durabilité des mortiers et bétons de ciment de laitier, et en particulier leur résistance à la pénétration de chlorure.

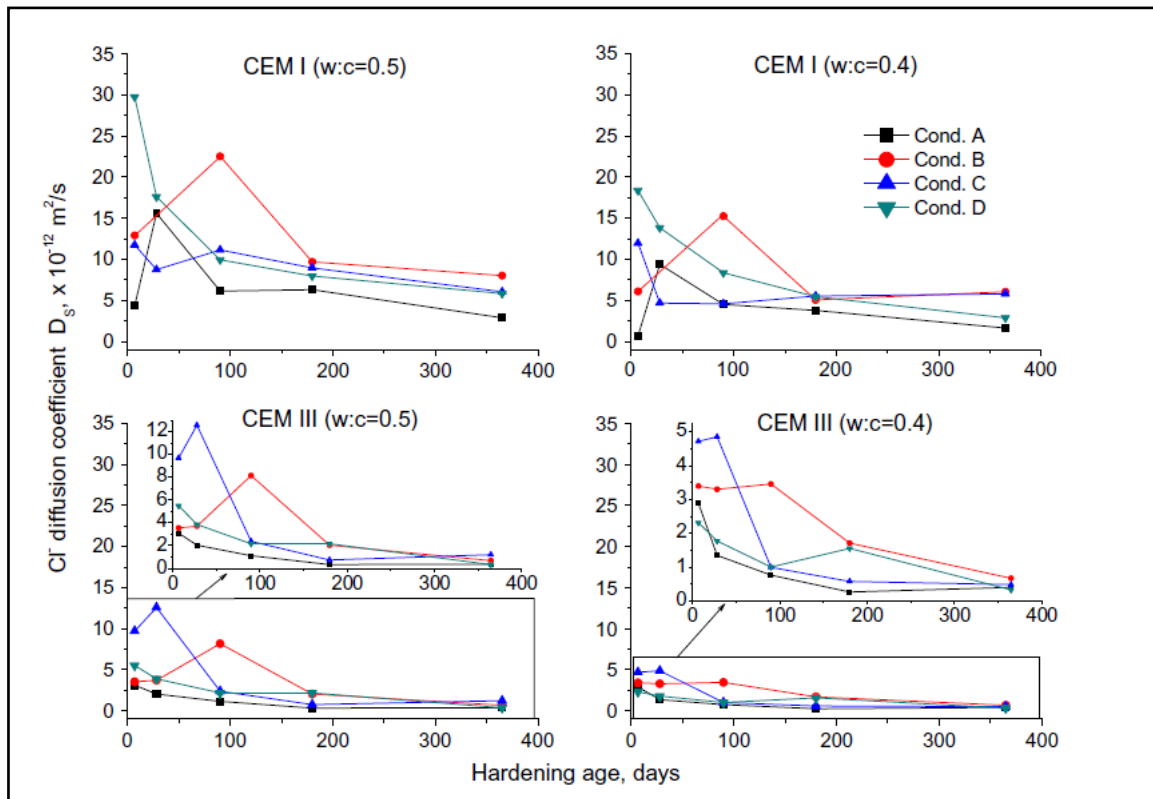


Figure II.34 : Résultats du coefficient de diffusion des ions chlorures à l'état d'équilibre pour les mortiers CEM I et III [63]

II.5. Conclusion

La synthèse bibliographique nous a permis de constater que les travaux publiés concernant l'effet d'addition du laitier de haut fourneau comme substitution au ciment sur les propriétés des bétons à l'état frais et à l'état durci ainsi que leur durabilité sont nombreux. Les chercheurs ont conclu que l'utilisation de laitier de haut-fourneau comme remplacement partiel du ciment, en plus des avantages écologiques et environnementaux, présente des avantages considérables et certains inconvénients par rapport aux performances du ciment Portland. Cependant, il existe un manque de données sur l'effet du remplacement du ciment portland (CEMI) par des ciments industriels à base de laitier de haut-fourneau (CEM III) sur les propriétés des mortiers. Plus important encore, leur durabilité à long terme est encore peu étudiée dans la littérature. À cet effet, les prochains chapitres seront consacrés à l'étude des propriétés physiques et mécaniques ainsi que la durabilité des mortiers à base de ciment au laitier (CEMIII) après avoir été exposé à la haute température.

Références bibliographiques du chapitre II

- [1] Park C.K., Noh M.H. and Park T.H. (2005), *Rheological properties of cementitious materials containing mineral admixtures*, *Cem. Concr. Res.* 35, 842–849.
- [2] Adjoudj M., Ezziane K., Kadri E.H., Ngo T.T. and Kaci A. (2014), *Evaluation of rheological parameters of mortar containing various amounts of mineral addition with polycarboxylate superplasticizer*, *Constr. Build. Mater.* 70, 549–559.
- [3] Megat Johari M.A., Brooks J.J., Kabir S. and Rivard P. (2011), *Influence of supplementary cementitious materials on engineering properties of high strength concrete*, *Constr. Build. Mater.* 25, 2639–2648.
- [4] Boukendakdji O., Kadri E.H. and Kenai S. (2012), *Effects of granulated blast furnace slag and superplasticizer type on the fresh properties and compressive strength of self-compacting concrete*, *Cem. Concr. Compos.* 34, 583–590.
- [5] ACI 233R-95 (1996), *Ground granulated blast-furnace slag as a cementitious constituent in concrete*. ACI manual of concrete practice. Part 1. Materials and general properties of concrete. American Concrete Institute.
- [6] Mehta, P. (1983), *Pozzolanic and cementitious by productions as mineral admixtures for concrete – a critical review*. First International Conference on the Use of Fly Ash, Silica Fume, Slag and Other Mineral By-products in Concrete, ACI SP-79, 1-46.
- [7] Osborne, G. (1989), *Carbonation and permeability of blast-furnace slag cement concretes from field structures*, *Proceedings of the Third International Conference on Fly Ash, Slag and Natural Pozzolans in Concrete*. American Concrete Institute SP-114, Detroit, pp. 1209-1237.
- [8] Richardson, D.N. (2006), *Strength and durability of a 70% ground granulated blast furnace slag concrete mix*. Missouri Department of Transportation, Organizational Results, Final Report.
- [9] Duos C. and Eggers J. (1999), *Evaluation of ground granulated blast furnace slag in concrete*. Rpt. No. FHWA/LA-99/336, Louisiana Trans. Res. Center, Baton Rouge, Louisiana.
- [10] Meusel J.W. and Rose J.H. (1979), *Production of blast furnace slag at sparrows point, and the workability and strength potential of concrete incorporating the slag*. Special Publication, ACI, Detroit, SP-79, pp. 867-890.
- [11] Sonebi M. (2004), *Medium strength self-compacting concrete containing fly ash: modeling using factorial experimental plans*. *Cem. Concr. Res.* 34 (7), 1199-1208.
- [12] Miyazawa S., Ohya Y., Hiroshima A. and Kubota, K. (2003), *Properties of concrete containing blast-furnace slag with low fineness*. In: 28th Conference on Our World in Concrete & Structures, 28-29 August 2003, Singapore.
- [13] Vaclavic V., Dirner V., Dvorsky T. and Daxner J. (2012), *The use of blast furnace slag*. *Metallurgija* 51 (4), 461-464.
- [14] Wang H.Y. and Lin C.C. (2013), *A study of fresh and engineering properties of self compacting high slag concrete (SCHSC)*, *Constr. Build. Mater.* 42, 132–136.
- [15] Singh J., Singh H. and Singh R. (2015), *Portland slag cement using ground granulated blast furnace slag (GGBFS)-a review*. *Int. J. Res. Eng. Appl. Sci.* 5 (11), 47-53.
- [16] Wainwright P.J. and Ait-Aider H. (1995), *The influence of cement source and slag additions on the bleeding of concrete*, *Cem. Concr. Res.* 25, 1445–1456.
- [17] Wainwright P.J. and Rey N. (2000), *The influence of ground granulated blast furnace slag (GGBFS) additions and time delay on the bleeding of concrete*, *Cem. Concr. Compos.* 22, 253–257.
- [18] El-Chabib H., Syed A. (2013), *Properties of self-consolidating concrete made with high volumes of supplementary cementitious materials*, *J. Mater. Civ. Eng.* 25, 1579–1586.
- [19] Yim H.-J., Kim J.H., Han S.-H. and Kwak H.-G. (2015), *Influence of Portland cement and ground granulated blast-furnace slag on bleeding of fresh mix*. *Constr. Build. Mater.* 80, 132-140.
- [20] Brooks J.J., Megat Johari M.A. and Mazloom M. (2000), *Effect of admixtures on the setting times of high-strength concrete*, *Cem. Concr. Compos.* 22, 293–301.
- [21] Naik T.R. and Ramme B.W. (1990), *Effects of high-lime fly ash on water demand, time of set, and compressive strength of concrete*, *ACI Mater. J.* 87, 619–626.


- [22] Alhozaimy A., Al-Negheimish A., Alawad O.A., Jaafar M.S. and Noorzai J. (2012), Binary and ternary effects of ground dune sand and blast furnace slag on the compressive strength of mortar, *Cem. Concr. Compos.* 34, 734–738.
- [23] Gesoglu M. and Özbay E. (2007), Effects of mineral admixtures on fresh and hardened properties of self-compacting concretes: binary, ternary and quaternary systems, *Mater. Struct.* 40, 923–937.
- [24] Zhao H., Sun W., Wu X. and Gao B. (2015), The properties of the self-compacting concrete with fly ash and ground granulated blast furnace slag mineral admixtures, *J. Cleaner Prod.* 95, 66–74.
- [25] Nehdi M.L. and Sumner J. (2002), Optimization of ternary cementitious mortar blends using factorial experimental plans, *Mater. Struct.* 35, 495–503.
- [26] Robeyst N., Gruyaert E., Grosse C.U. and Belie N.D. (2008), Monitoring the setting of concrete containing blast-furnace slag by measuring the ultrasonic p-wave velocity, *Cem. Concr. Res.* 38, 1169–1176.
- [27] Duos C. and Eggers J. (1999), Evaluation of ground granulated blast furnace slag in concrete (Grade 120). Final Raport, Louisiana Trans. Res. Center, Baton Rouge, Louisiana.
- [28] Adam Matthew Neville (2002), *Propriétés des bétons*, 4ème édition, Éditions Eyrolles.
- [29] Lerch W. and Bogue R.H. (1934), Heat of hydration of Portland cement pastes. *Journal of Research of National Bureau of Standard*, 12:645–664.
- [30] Ballim Y. and Graham P.C. (2009), The effects of supplementary cementing materials in modifying the heat of hydration of concrete, *Mater. Struct.* 42, 803–811.
- [31] Gruyaert E., Robeyst N. and De Belie N. (2010), Study of the hydration of Portland cement blended with blast-furnace slag by calorimetry and thermogravimetry, *J. Therm. Anal. Calorim.* 102, 941–951.
- [32] Rompaey Gilles Van (2006), *Étude de la réactivité des ciments riches en laitier, à basse température et à temps court, sans ajout chloré*, Thèse de doctorat, Université Libre de Bruxelles, Bruxelles.
- [33] IsaYuksel (2018), Blast-furnace slag, Waste and Supplementary Cementitious Materials in Concrete Characterisation, Properties and Applications, *Civil and Structural Engineering*, 361-415.
- [34] Barnett S., Soutsos M., Millard S. and Bungey J. (2006), Strength development of mortars containing ground granulated blast-furnace slag: effect of curing temperature and determination of apparent activation energies. *Cem. Concr. Res.* 36 (3), 434-440.
- [35] Güneysi E. and Gesoglu M. (2008), A study on durability properties of high-performance concretes incorporating high replacement levels of slag, *Mater. Struct.* 41, 479–493.
- [36] Oner A. and Akyuz S. (2007), An experimental study on optimum usage of GGBS for the compressive strength of concrete, *Cem. Concr. Compos.* 29, 505–514.
- [37] Tomisawa T. and Fujii, M. (1995), Effects of high fineness and large amounts of ground granulated blast-furnace slag on properties and microstructure of slag cement. *Proceedings of 5th International Conference on Fly Ash, Silica Fume, Slag and Natural Pozzolans in Concrete*, ACI SP 153, vol. 2, Milwaukee, WI, 951-973.
- [38] Sivasundaram V. and Malhotra V.M. (1992), Properties of concrete incorporating low quantity of cement and high volumes of ground granulated slag. *ACI Mater. J.* 89(6), 554-563.
- [39] Zhang M., Bilodeau A., Malhotra V.M., Kim K. and Kim J. (1999), Concrete incorporating supplementary cementing materials: effect on compressive strength and resistance to chloride-ion penetration. *ACI Mater. J.* 96 (2), 181-189.
- [40] Peterson N.K. and Hale M. (2004), The durability, permeability, and strength of concrete mixtures containing ground granulated blast furnace slag and fly ash. Presentation, ACI National Convention, Washington, DC.
- [41] Lim S.N. and Wee T.H. (2000), Autogenous shrinkage of ground-granulated blast-furnace slag concrete. *ACI Mater. J.* 97 (5), 587-593.
- [42] Hamling J. and Kriner R. (1992), Evaluation of granulated blast furnace slag as a cementitious admixture – a case study. *Cem. Concr. Aggreg.* 14 (1), 13-20.
- [43] Özbay E., Erdemir M. and Durmu H-I (2016), Utilization and efficiency of ground granulated blast furnace slag on concrete properties – a review. *Constr. Build. Mater.* 105, 423-434.

- [44] Khatib J-M. and Hibbert J-J. (2005), *Selected engineering properties of concrete incorporating slag and metakaolin*, *Constr. Build. Mater.* 19 (6) 460–472.
- [45] Teng S., Lim T-Y-D. and Divsholi, B-S. (2013), *Durability and mechanical properties of high strength concrete incorporating ultra fine ground granulated blast-furnace slag*, *Constr. Build. Mater.* 40, 875-881.
- [46] Jianyong L. and Yan Y (2001), *A study on creep and drying shrinkage of high performance concrete*, *Cem. Concr. Res.* 31 (8) 1203–1206.
- [47] Kuder K., Lehman D., Berman J., Hannesson G. and Shogren R. (2012), *Mechanical properties of self-consolidating concrete blended with high volumes of fly ash and slag*, *Constr. Build. Mater.* 34, 285–295.
- [48] Nassif H.H., Najm H. and Suksawang N. (2005), *Effect of pozzolanic materials and curing methods on the elastic modulus of HPC*, *Cem. Concr. Compos.* 27, 661–670.
- [49] Topçu I.B., Bilir T. and Boga A.R. (2010), *Estimation of the modulus of elasticity of slag concrete by using composite material models*, *Constr. Build. Mater.* 24, 741–748.
- [50] Malhotra V.M. (1987), *Supplementary Cementing Material for Concrete*, Canadian Government Publishing Centre, Supply and Service Centre, Ottawa, Canada.
- [51] Nakamura N., Sakai M., Koibuchi K. and Iijima Y. (1986), *Properties of high-strength concrete incorporating very finely ground granulated blast furnace slag*. In: Malhotra, V.M. (Ed.), *Proceedings of 2nd International Conference on the Use of Fly Ash, Silica Fume, Slag, and Natural Pozzolans in Concrete*, ACI SP-91, 1361-1380.
- [52] Swamy R.N. and Bouikni A. (1990), *Some engineering properties of slag concrete as influence by mix proportioning and curing*, *ACI Mater. J.* 87 (3) 210–220.
- [53] Jin X. and Li Z. (2003), *Effects of mineral admixture on properties of young concrete*, *J. Mater. Civ. Eng.* 15 (5) 435–442.
- [54] Samad S., Shah A. And Limbachiya M-C. (2017), *Strength development characteristics of concrete produced with blended cement using ground granulated blast furnace slag (GGBS) under various curing conditions*, *Sādhanā*, 42 (7) 1203–1213.
- [55] Shariq M., Prasad J. and Abbas H. (2013), *Effect of GGBFS on age dependent static modulus of elasticity of concrete*, *Constr. Build. Mater.* 41, 411–418.
- [56] Binici H., Aksogan O., Görür E. Kaplan H. and Bodur M. (2008), *Performance of ground blast furnace slag and ground basaltic pumice concrete against seawater attack*, *Constr. Build. Mater.* 22 (7), 1515-1526.
- [57] ACI Committee 234, 1996. *Guide for the Use of Silica Fume in Concrete: (ACI 234R-96)*. American Concrete Institute, Farmington Hills, MI.
- [58] Gesoglu M., Guneyisi E. and Ozbay E. (2009), *Properties of self-compacting concretes made with binary, ternary, and quaternary cementitious blends of fly ash, blast furnace slag and silica fume*, *Constr. Build. Mater.* 23, 1847-1854.
- [59] Hui-sheng S., Bi-wan X. and Xiao-chen Z. (2009), *Influence of mineral admixtures on compressive strength, gas permeability and carbonation of high performance concrete*, *Constr. Build. Mater.* 23 (5) 1980–1985.
- [60] Cheng A., Huang R., Wu J. and Chen C. (2005), *Influence of GGBS on durability and corrosion behavior of reinforced concrete*, *Mater. Chem. Phys.* 93, 404-411.
- [61] Hadj-Sadok A., Kenai S., Courard L., Michel F. and Khatib J. (2012), *Durability of mortar and concretes containing slag with low hydraulic activity*, *Cem. Concr. Comp.* 34, 671–677.
- [62] Hadj-Sadok A. and Courard L. (2018), *Chloride diffusion and oxygen permeability of mortars with low active blast furnace slag*, *Constr. Build. Mater.* 181, 319–324.
- [63] Ortega J.M., Sánchez I. and Climent M.A. (2012), *Durability related transport properties of OPC and slag cement mortars hardened under different environmental conditions*, *Constr. Build. Mater.* 27, 176–183.



CHAPITRE III

*Méthodologie,
matériaux et techniques
expérimentales*



III.1. Introduction

Dans ce chapitre sont présentés la description des matériaux et leur préparation pour la campagne d'étude. L'objectif principal est de caractériser les effets thermiques ainsi que le type de ciment sur le comportement résiduel de la pâte de ciment et mortier. Dans les paragraphes suivants, les méthodes de mesure des propriétés physiques et des propriétés mécaniques sont détaillées. Les indicateurs de durabilité dits généraux tels que la porosité accessible à l'eau, la perméabilité au gaz et le coefficient de diffusion apparent des ions chlorure sont étudiés également.

III.2. Matériaux

III.2.1. Ciment

Deux types de ciments industriels ont été utilisés dans cette étude :

- Un ciment portland (CEM I 52.5 N) : il contient 98 % de clinker. Les CEM I conviennent pour le béton armé ou le béton précontraint ou une résistance élevée est recherchée. Ce ciment provient de l'usine Lafarge (France).
- Un ciment de haut-fourneau (CEM III/A 52.5 L) : il contient de 62% de laitier de haut-fourneau et 36% de clinker. Ce ciment est recommandé pour les ouvrages hydrauliques souterrains, pour les ouvrages de fondation ou encore les ouvrages soumis à des milieux agressifs. Ce ciment provient de l'usine Lafarge (France).

Les surfaces spécifiques des deux ciments sont respectivement de 3650 cm²/g et 4263 cm²/g. Leurs compositions chimiques et minéralogiques sont données respectivement dans le Tableau III.1 et Tableau III.2.

Tableau III.1 : Composition chimique élémentaire des ciments utilisés (%)

	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	SO ₃	K ₂ O	Na ₂ O	MgO	Clinker	Laitier
CEMI	64.53	20.12	05.03	03.12	00.98	00.98	00.16	03.34	98.00	00.00
CEMIII	49.90	29.10	08.50	01.00	05.00	00.32	00.40	02.67	36.00	62.00

Tableau III.2 : Composition minéralogique des ciments utilisés

Principaux composés du ciment	C ₃ S	C ₂ S	C ₃ A	C ₄ AF
CEM I (52.5N)	63,90	12,60	08,09	09,80
CEM III/A (52.5L)	62,00	14,00	12,00	06,00

Avant et après chaque utilisation, les ciments ont été stockés dans une pièce à température et humidité contrôlée (chambre sèche) (dont les conditions sont 50% HR et 25°C).

III.2.2. Sable

Le sable utilisé est un sable fin composé principalement de quartz provenant de la région de rennes (France). Avant le malaxage, le sable a été préalablement desséché dans un four à 60°C pendant deux jours afin d'éliminer l'excès d'eau. Ensuite, le sable a été tamisé par un procédé de tamisage pour obtenir une graduation des particules de 0/4 (c'est-à-dire qu'il contient des particules dont les tailles sont comprises entre 0 mm et 4 mm). Ensuite, il a été stocké dans une pièce à température et humidité contrôlée (chambre sèche).

III.3. Formulation des éprouvettes et conditions de cure

Les mortiers ont été confectionnés avec un rapport Sable/Ciment égale à 1,775 et un rapport Eau/Ciment de 0,5. Le même rapport Eau/Ciment a été utilisé pour les pâtes de ciment. Le processus de malaxage a été effectué conformément à la norme EN 196-1 [1] dans un malaxeur à vitesse variable avec une capacité de 10 litres de type Batteur SAMA (Fig.III.1).

Le tableau ci-dessous présente la désignation et la composition des pâtes et mortiers.

Tableau III.3 : La composition des pâtes de ciment et mortiers (Kg/m³)

Composé	Pate		Mortier	
	CI	CIII	MI	MIII
Ciment	1226,315	1226,315	673,276	673,276
Sable	1194,88	1194,88
Eau	613,153	613,153	336,6	336,6



Figure III.1 : Malaxeur pour mortiers

Deux types de moules en PVC ont été utilisés (Fig. III.2) : des éprouvettes prismatiques (40×40×160) mm³ et des éprouvettes cylindriques Ø40×H80 mm.



Figure III.2 : Les moules cylindrique et prismatique

Après la mise en place de la pâte et mortier dans les moules, par vibration durant 15 secondes par une table vibrante, ces derniers sont placés dans une salle humide à une température moyenne de 20°C ± 2°C et humidité relative supérieure à 95%. Au bout de 24h, les éprouvettes sont démoulées puis conservées dans un bac d'eau conditionnée à 20°C ± 2°C jusqu'à l'échéance d'essai (Fig III.3).

Après 90 jours de cure dans la salle humide, les échantillons ont été transférés et conservés dans une salle sèche maintenue à une température et une humidité relative constante (25°C 55% HR) pendant 2 semaines.

Remarque :

Avant de conserver les échantillons dans la salle sèche et afin de réduire les erreurs dues au défaut de parallélisme entre les deux surfaces d'échantillons cylindrique, chaque éprouvette a été rectifiée avec une machine de surfacage de marque ControLab pour obtenir les surfaces planes, parallèles et perpendiculaire à la génératrice de l'éprouvette.



Figure III.3 : Le bac de conservation des échantillons dans l'eau à $20^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$

III.4. Traitement thermique

Pour étudier le comportement à haute température des pâtes de ciment et mortiers, il est nécessaire d'appliquer des traitements thermiques. Pour cela, tous les échantillons ont été séchés dans une étuve à 60°C jusqu'à stabilisation de leur masse, ce qui a nécessité 3 à 4 semaines. La température de 60°C a été choisie comme référence initiale de tous nos essais, afin de caractériser le matériau à l'état sain. On suppose qu'après cet étuvage à 60°C , le départ d'eau libre est total du fait de la stabilisation de masse à humidité négligeable et que l'équilibre à l'état sec est atteint [2]. Nous considérons qu'aucune microfissuration n'est engendrée à ce niveau de température.

Par la suite, les échantillons de béton ont été chauffés dans un four électrique programmable de marque « Naberthem » (Fig. III.4) dont la température peut monter jusqu'à 1200°C . Il est piloté par un régulateur connecté à un thermocouple placé dans le four. Un ventilateur associé au chauffage permet de réguler et d'homogénéiser la température par la circulation d'air entre les échantillons.



Figure III.4 : Le four Nabertherm

Dans le cadre de cette étude, nous avons choisi quatre cycles de chauffage- refroidissement de la température de référence (60°C) jusqu'à la température de 160, 300, 400 et 650°C. Les consignes de température choisies correspondent à la fin de l'élimination de l'eau libre (160°C), à la fin de la déshydratation des C-S-H (300°C), au début de la décomposition de la Portlandite (400°C) et à la limite de stabilité des granulats de quartz (650°C).

Chaque cycle de chauffage-refroidissement est composé de trois phases (Fig. III.5) : une phase de montée en température (1°C/min), d'une phase de stabilisation à température constante (1 heure) et d'une troisième phase de descente de température jusqu'à température ambiante. Les vitesses de montée en température correspondent aux vitesses recommandées par le comité technique TC-129 de la RILEM [3] pour les dimensions d'éprouvettes utilisées, elle permet d'obtenir un échauffement homogène des échantillons et d'éviter une fissuration induite par l'établissement de fort gradient thermique au sein des échantillons. La vitesse de refroidissement, de l'ordre de -0,3°C/min, est plus lent, ce qui limite les risques de choc thermique. Cette procédure de chauffage produit un gradient de température dans l'échantillon inférieur à 0,9°C/cm [4].

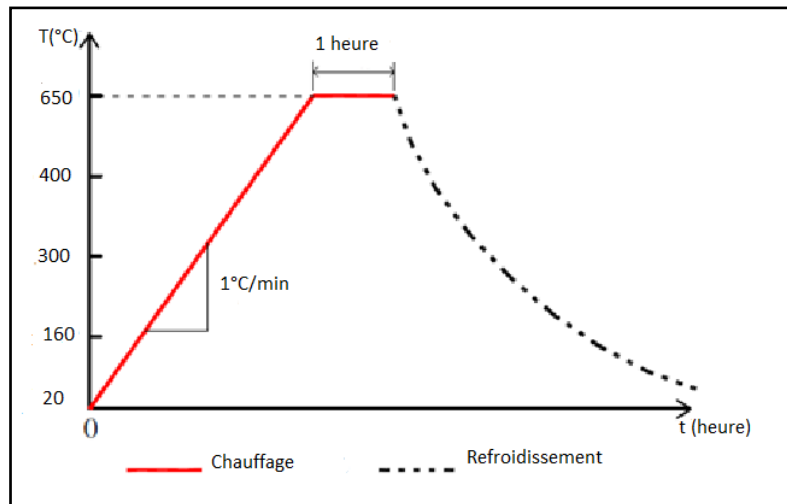


Figure III.5 : Courbe de chargement thermique

III.5. Masse volumique apparente et porosité accessible à l'eau

La porosité accessible à l'eau a été déterminée, conformément aux recommandations du groupe AFREM [5], qui prévoit une saturation des échantillons en régime monophasé (c'est-à-dire sous vide). Les essais sont réalisés sur des échantillons cylindriques de 40 mm de diamètre et 80 mm de hauteur. Durant 24h, les échantillons sont maintenus sous vide dans une cloche à vide, ensuite immergés dans l'eau et maintenus sous vide pendant 48h (Fig. III.5.a). Le volume de l'échantillon est déterminé par pesée dans l'air et dans l'eau grâce à un dispositif de pesée hydrostatique (Fig. III.5.b). Pour obtenir la masse sèche, les échantillons sont séchés à 60°C jusqu'à masse constante. La masse des échantillons est considérée constante si $\Delta m_{24h} / m \leq 0,05\%$ où Δm_{24h} est la perte de masse entre deux pesées effectuées à 24 heures d'intervalle.

Le choix de la température 60°C se justifie par le souci de ne pas dégrader les phases du ciment hydrate. Par contre, cette température nécessite un temps de séchage assez long, généralement de l'ordre de 28 jours.

La masse volumique apparente est calculée selon la formule :

$$\rho_{app} = \frac{M_{sec}}{M_{air} - M_{eau}} \rho_{eau} \quad [III.1]$$

La porosité accessible à l'eau est calculée selon la formule :

$$\varepsilon = \frac{M_{air} - M_{sec}}{M_{air} - M_{eau}} \rho_{eau} \quad [III.2]$$

Avec :

M_{air} : la masse de l'échantillon saturé dans l'air ;

M_{eau} : la masse de l'échantillon saturé dans l'eau ;

M_{sec} : la masse de l'échantillon à la fin du séchage.



a. Cloche sous vide



b. Pesée hydrostatique

Figure III.6 : Le matériel expérimental pour la détermination de la masse volumique apparente et de la porosité accessible à l'eau

III.6. Essai de perméabilité aux gaz

La mesure de perméabilité aux gaz est réalisée à l'aide d'un perméamètre à charge constante, conformément aux recommandations RILEM [6] et Cembureau [7]. Le principe consiste à maintenir une différence de pression de gaz constante entre les deux extrémités de l'échantillon, et à mesurer le débit résultant lorsque le régime permanent est établi. Le dispositif expérimental est représenté sur la Figure III.7.

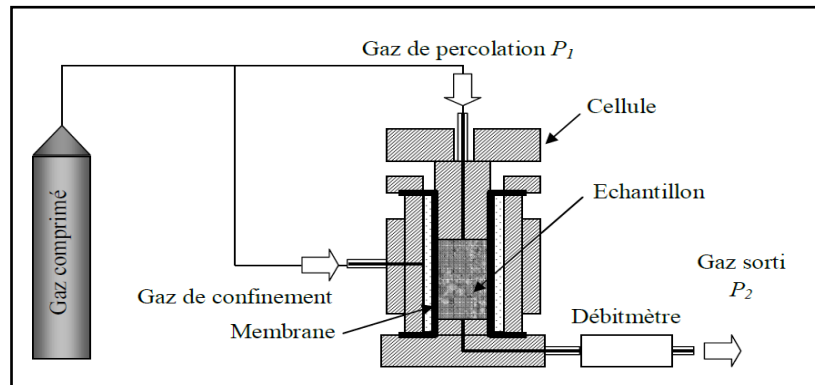


Figure III.7 : Dispositif de mesure de la perméabilité statique au gaz d'un échantillon de mortier [2]

Dans ce dispositif, l'échantillon cylindrique $\text{Ø}40 \times \text{H}80$ mm est placé dans la cellule de perméabilité en PVC (Fig. III.8). Cette cellule permet d'injecter le gaz de percolation et d'assurer l'étanchéité latérale de l'échantillon par l'intermédiaire d'une membrane en caoutchouc frettée par le gaz de confinement.

Une bouteille d'hélium de 20 MPa munie d'un détendeur permet d'apporter le gaz de percolation P_1 (2 bars en pression absolue) ainsi que le gaz de confinement ayant une valeur constante de 9 bars en pression absolue. Et une pompe à vide sert au montage des échantillons.

La sortie de la cellule est munie d'un débitmètre massique mis en contact avec la pression de sortie P_0 égale à la pression atmosphérique (1 bar en pression absolue). Il permet de mesurer le débit gazeux libéré. Nous disposons au laboratoire des débitmètres massiques de différente capacité : 0-10ml/min, 0-50ml/min, 0-200ml/min, 0-500ml/min. L'utilisation de débitmètre massique est en fonction du débit de sortie de l'échantillon. Un système d'acquisition de données permet de suivre l'évolution du débit de sortie avec le temps de percolation.



Figure III.8 : Cellule de perméabilité axiale en PVC

Le gaz utilisé dans cette étude est l'Hélium. Ce choix se justifie par la très faible masse atomique de ce gaz, sa très faible teneur en eau (de l'ordre de 3 ppm à 0,3 MPa), et son très faible rayon atomique par rapport aux autres gaz.

Dans cette mesure de perméabilité à l'hélium, il est nécessaire de mettre l'accent sur l'importance du temps de la stabilisation de l'écoulement du gaz. Ce souci est légitime car l'hypothèse de base de la mesure de la perméabilité à charge constante est d'avoir un régime d'écoulement permanent [2].

En raison de l'importance de ce paramètre expérimental, Bian [2] a utilisé un programme d'acquisition, développé par Takarli [8] à l'aide du logiciel LabView, qui permet de visualiser en temps réel l'évolution du débit gazeux en fonction du temps de percolation (Fig III.9). Selon Bian [2], l'écoulement permanent est établi après un pic de débit massique, ce pic est principalement dû au phénomène de diffusion entre les réseaux de fissures interconnectés et les branches non interconnectées. Selon Takarli [8], l'écoulement permanent du gaz est établi si la variation du débit massique ne dépasse pas 1% dans un intervalle de 15 minutes.

Nous avons constaté que la durée de la stabilisation dépend de la perméabilité des mortiers et de l'importance du chargement thermique appliquée. Plus le matériau est imperméable, plus la durée de stabilisation est longue. La stabilisation est plus rapide à établir quand la température appliquée augmente. Cette durée varie de 25 minutes jusqu'à 1 heure.

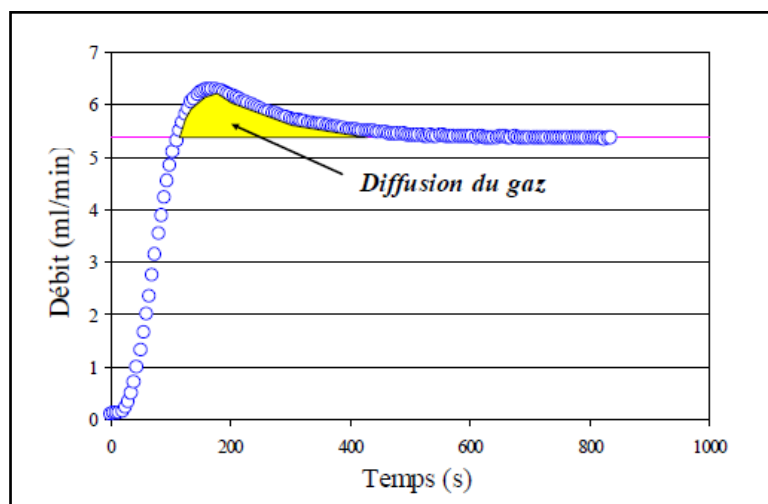


Figure III.9 : Stabilisation de l'écoulement gazeux dans un béton [2]

Le coefficient de perméabilité apparent (k_a) a été calculé pour l'écoulement laminaire d'un fluide visqueux compressible à travers un matériau poreux en utilisant la relation de Hagen-Poiseuille [7].

$$k_a = \frac{2\mu Q P_1 L}{A(P_1^2 - P_0^2)} \quad [III.3]$$

Où :

- Q : est le débit de gaz mesuré (m^3/s) ;
- μ : la viscosité dynamique de l'hélium (Ns/m^2) ;
- L : l'épaisseur de l'échantillon (m) ;
- A : la section transversale de l'échantillon (m^2) ;
- P_0 : la pression atmosphérique (Pa) ;
- P_1 : la pression absolue appliquée (Pa).

III.7. Essai de diffusion des ions chlorure

Après 90 jours de cure dans la salle humide, les éprouvettes cylindriques $\varnothing 40 \times H 80$ mm, ont été sectionnées en deux parties symétriques ensuite conservées dans une salle sèche maintenue à une température et une humidité relative constante ($25^\circ C$ 55% HR) pendant 2 semaines.

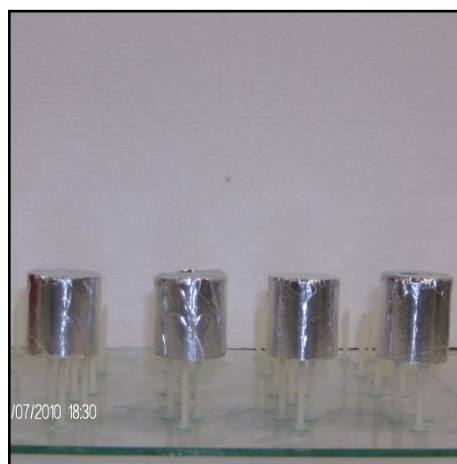
Avant le traitement thermique ($160, 300, 400$ et $650^\circ C$), tous les échantillons ont été séchés dans l'étuve à $60^\circ C$ jusqu'à masse constante.

Après chaque cycle de chauffage- refroidissement, les échantillons ont été aussitôt saturées sous vide avec une solution de NaOH 0,1 M pendant 24 heures, le choix de cette solution vient du fait que la fixation des ions chlorures est d'autant plus faible que le pH de la solution est élevé [9], ce qu'il nous permet de maximiser la pénétration des chlorures libres dans les mortiers (Fig. III.10.a).

Au bout de 24h, les éprouvettes sont retirées de la cloche à vide, ensuite, les surfaces sont recouvertes d'une feuille adhésive d'aluminium, à l'exception de la surface sciée destinée au contact avec la solution de NaCl (Fig. III.10.b).



a. Saturation avec une solution de NaOH



b. Éprouvettes après mise des feuilles d'aluminium

Figure III.10 : Préparation des éprouvettes pour l'essai de diffusion des ions chlorures

Les éprouvettes sont ensuite immergées partiellement dans une solution composée de NaCl 0,51M et NaOH 0,1M pendant 60 jours (Fig. III.11). Pendant l'essai, les éprouvettes et la solution sont conservées dans un bac fermé afin de limiter l'évaporation de l'eau.

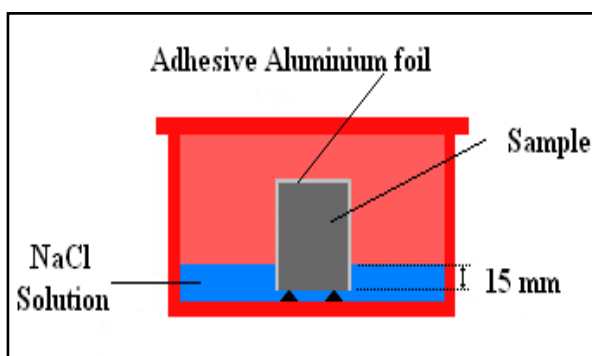


Figure III.11 : Essai de diffusion des ions chlorure en régime transitoire

À la fin de l'essai, l'éprouvette est rompue par fendage et la profondeur de pénétration des ions chlorures, notée x_d , est mesurée par pulvérisation d'un révélateur, le nitrate d'argent

AgNO₃ [10]. La solution de nitrate d'argent 0,1 M révèle, par différence de teinte, l'interface entre la zone saine et la zone contenant les ions chlorure. Cette profondeur est la moyenne, arrondie au dixième de millimètre, après extraction des deux valeurs extrêmes, d'au moins de trois distances intermédiaires mesurées sur l'un des deux facies de rupture obtenus après fendage.

À partir de ces valeurs, le coefficient de diffusion apparent peut être calculé selon la formule proposée par V. Baroghel-Bouny et al. [11] :

$$D_{ns(dif)} = \frac{X_d^2}{4t} \quad [III.4]$$

Où :

$D_{ns(dif)}$: Coefficient de diffusion apparent des ions chlorures (m²/s) ;

X_d : Profondeur de pénétration des ions chlorure (m) ;

t : Temps d'immersion des éprouvettes dans la solution (s).

III.8. Mesure de la vitesse de propagation d'ondes ultrasonores

Attendu que la vitesse de l'onde ultrasonore dans un matériau est liée directement aux propriétés mécaniques de ce matériau, la mesure de cette vitesse ultrasonore est très couramment utilisée dans la caractérisation du béton (propriétés mécaniques, la microstructure et l'état d'endommagement) [12-14]. Les signaux ultrasonores sont très sensibles à l'hétérogénéité du milieu. Généralement, la propagation des ondes est perturbée par les discontinuités. Lorsque l'éprouvette contient de nombreux pores ou fissuration, la vitesse de propagation des ondes diminue tandis que l'atténuation des ondes augmente.

Dans cette étude, nous avons utilisé la méthode ultrasonore par transmission [15]. Le dispositif expérimental de mesure de vitesse d'onde ultrasonore est présenté sur la Figure III.12. Il est composé par : un générateur-récepteur d'impulsion de marque SOFRANEL model 5800 PR, deux transducteurs piézoélectriques d'ondes longitudinales avec un diamètre de 25 mm et une fréquence nominale de 0,5 MHz, un ordinateur pour l'acquisition et le traitement des données équipé d'une carte d'oscilloscope/numériseur de 20 MHz de fréquence d'échantillonnage et un programme d'acquisition et de traitement de signaux développé sous l'environnement LabView.

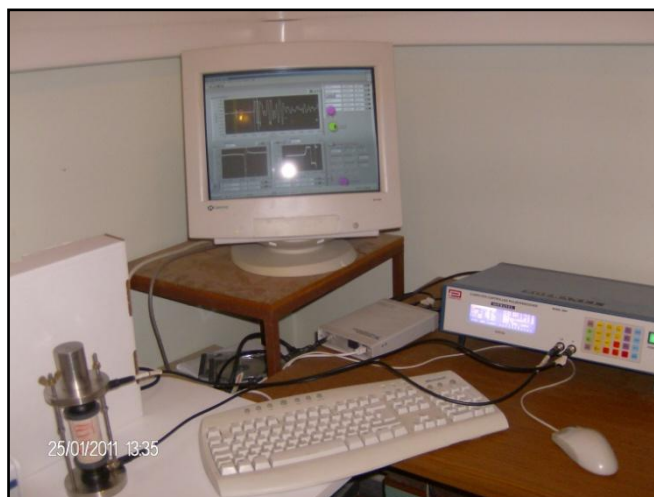


Figure III.12 : Dispositif de mesure de la vitesse de propagation d'ondes ultrasonores

Les transducteurs sont reliés au générateur-récepteur d'impulsion électrique. Ce dernier, comme son nom l'indique, assure la génération, la réception, l'amplification, l'atténuation et le filtrage des signaux. Il produit des signaux ultrasonores qui entrent dans l'échantillon au travers du couplant par un transducteur. Ensuite, les signaux sortent par la deuxième face de l'échantillon, passent le couplant et sont reçus par le deuxième transducteur avant de revenir au générateur-récepteur.

En pratique, la mesure de vitesse de l'onde ultrasonore dans un échantillon dépend fortement des conditions expérimentales. Tel que, l'état de surface de l'échantillon, le type de couplant utilisé entre le transducteur piézoélectrique et la face de l'échantillon, le positionnement du transducteur piézoélectrique, la pression exercée sur les transducteurs piézoélectriques, etc.

Dans cette étude, les mesures sont effectuées sur des éprouvettes cylindriques $\text{Ø}40 \times \text{H}80$ mm de mortier. Les deux extrémités sont surfacées afin d'assurer un bon parallélisme et un bon contact de transducteur-matériau. Le fluide de couplant utilisé est la vaseline.

Pour positionner les transducteurs parfaitement l'un en face de l'autre, un support d'échantillon est utilisé. Le contact entre le transducteur piézoélectrique et l'échantillon est assuré par deux anneaux en PVC autour de chaque face de contact de l'échantillon. Un cylindre en acier est disposé sur la cellule pour maintenir une pression constante entre les capteurs et l'échantillon. Ce système est illustré dans la Figure III.13.



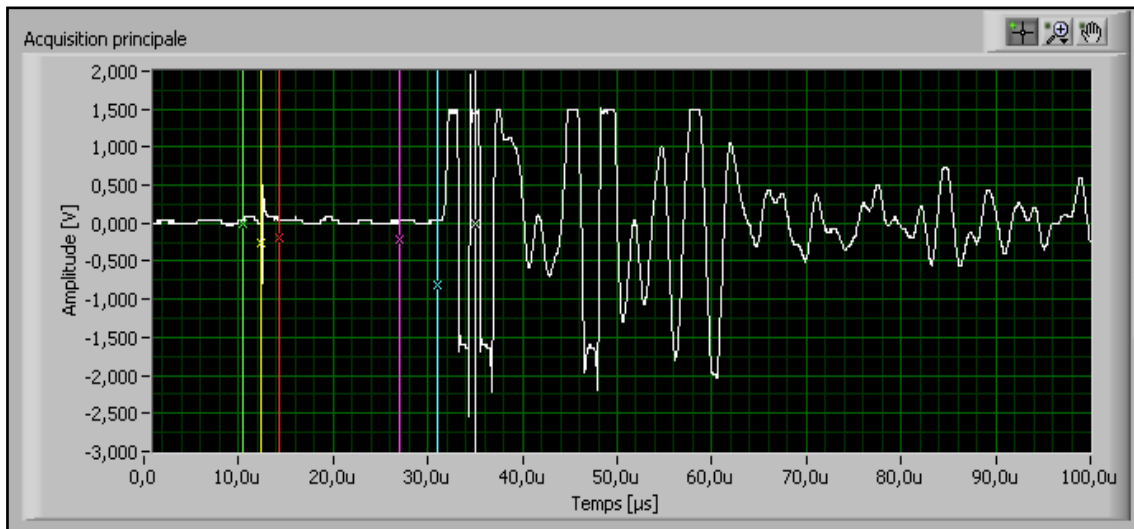
Figure III.13 : Dispositif pour le positionnement des transducteurs et l'éprouvette

Dans le cas de mesures de vitesse d'onde ultrasonore, le générateur-récepteur travaille en mode de transmission. Il envoie des signaux par un transducteur qui passent par le couplant, puis entrent dans l'échantillon. Les signaux sortent par la deuxième face de l'échantillon, passent le couplant et sont reçus par le deuxième transducteur avant de revenir au générateur-récepteur.

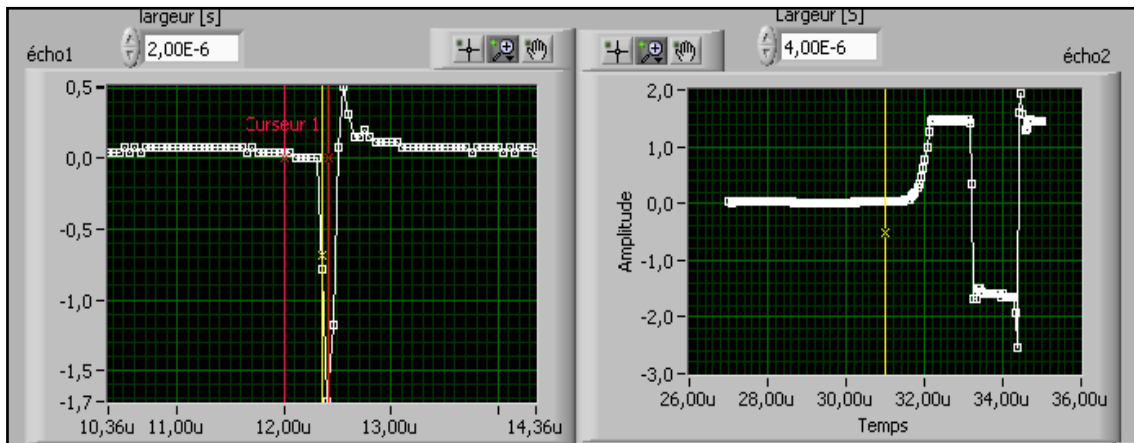
Les signaux sont visualisés et échantillonnés à 20 MHz à l'aide d'une carte Oscilloscope-Numériseur reliée à un PC d'acquisition et de traitement de données. Cette fréquence d'échantillonnage $F_e = 20$ MHz vérifie largement la condition d'échantillonnage de Nyquist-Shannon : la fréquence d'échantillonnage d'un signal doit être égale ou supérieure à 2 fois la fréquence maximale contenue dans ce signal. À cette fréquence, on obtient donc une résolution temporelle $t_e = 1/F_e$ de l'ordre de 50 μ s. La mesure des temps de transit des ondes longitudinales, est réalisée à l'aide d'un programme spécifiquement développé avec le logiciel LABVIEW. La Figure III.14 explique le principe de mesure du temps t de parcours de l'onde ultrasonore par passage à zéro (*zero crossing methode*) entre l'impulsion d'entrée (t_0) et le signal de sortie (t_1).

Connaissant la longueur l de l'échantillon, la vitesse de l'onde ultrasonore V peut être calculée par la formule suivante :

$$V = \frac{l}{t} \quad [III.5]$$



a)



b)

c)

Figure III.14 : Traitement de signaux ultrasonores : **a)** Signal ultrasonore. **b)** Signal d'impulsion (le trait vertical au milieu correspond au début de l'impulsion défini par le temps t_0). **c)** Signal de sortie (le trait vertical correspond au début des signaux de sortie défini par le temps t_1).

Le temps de parcours de l'onde ultrasonore à travers l'éprouvette est calculé par : $\Delta t = t_1 - t_0$

III.9. Essais mécaniques

Les essais de compression ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques $\text{Ø}40 \times \text{H}80$ mm et de flexion sur des éprouvettes prismatiques $(40 \times 40 \times 160)$ mm³ à l'aide d'une presse mécanique de type INSTRON d'une capacité de 200kN. L'acquisition des données (la force et le déplacement de la traverse de la presse) est assurée par le logiciel de la presse. Les essais sont pilotés en déplacement avec une vitesse de 0,05mm/minute pour l'essai de flexion et de 0,25mm/minute pour l'essai de compression.

Lors des essais de compression, les données contrainte-déformation ont été enregistrées à l'aide d'un système d'acquisition de données assisté par ordinateur. Pour cela, les

échantillons ont été chacun instrumentés au moyen de trois transducteurs à déplacement variable linéaire (LVDT), comme indiqué sur la Figure III.15.a.

Chaque capteur LVDT est disposé à 120° par rapport à l'autre sur les deux anneaux en aluminium. L'extrémité de chaque capteur repose sur l'anneau inférieur permettant ainsi de mesurer la déformation longitudinale de l'éprouvette. Avec des vis en plastique, les anneaux sont fixés de façon à mesurer la déformation d'une section centrale de 3 cm de hauteur située au milieu de l'éprouvette. La force appliquée sur l'éprouvette est récupérée sur la presse et renvoyée sur le système d'acquisition. Les capteurs LVDT et le capteur de force sont reliés à une carte d'acquisition (5000 IMP Analog Input Ethernet interface, marque Mobrey, Référence 5000 1K E), qui transmet les informations à un ordinateur via la carte réseau PCI Gigabit Ethernet. Le traitement et l'enregistrement des données acquises se font au moyen du logiciel 5000 IMPView.

La détermination du module d'élasticité statique E (GPa), ou tout simplement le module d'Young, est calculé à partir des données de la courbe contrainte-déformation des essais de compression. Il est obtenu à partir de la pente de la ligne sécante la courbe contrainte-déformation, en utilisant une régression linéaire de l'ensemble des points situent entre 5% et 30% de la contrainte à la rupture [16,17].



a. Compression

b. Flexion 3 points

Figure III.15 : Dispositifs expérimentaux pour les essais de compression et de flexion

III.10. Conclusion

L'objectif principal de cette étude est d'évaluer l'effet de haute température et le type de ciment sur les performances physiques et mécaniques des matériaux cimentaires. Dans ce chapitre les conditions expérimentales liées à cette étude, à savoir le matériau utilisé ainsi que les différentes techniques expérimentales sont présentés.

Concernant les constituants, le ciment Portland CEMI 52,5, le ciment aux laitiers CEMIII/A 52,5 et un sable d'une taille maximale de 4 mm ont été utilisés. Deux types de matériaux cimentaires ont été confectionnés pour cette étude à savoir : une pâte de ciment et un mortier normalisé avec un rapport E/C=0,5. Cinq températures différentes de conditionnement (ou traitement thermique) ont été adoptées : 60, 160, 300, 400 et 650°C. La première définit l'état initial du matériau (l'état sain). Les quatre autres correspondent aux cycles thermiques qui ont été menés suivant une procédure spécifique. Tous les essais ont été effectués après refroidissement (état résiduel). Après refroidissement des échantillons, des pertes de masse, des essais de propagation des ondes ultrasonores, des essais de compression et de traction par flexion ont été réalisés. À fin d'étudier l'influence du type de ciment sur les performances de durabilité des mortiers exposés à haute température, des essais de perméabilité aux gaz et de diffusivité aux ions chlorure en régime transitoire ont été réalisés.

Dans le chapitre suivant, nous allons présenter et analyser tous les résultats obtenus par les expériences mentionnées ci-dessus.


Références bibliographiques du chapitre III

- [1] NF EN 196-1 (2006), *European Standard, Methods of Testing Cement–Part 1: Determination of Strength.*
- [2] Hui Bian (2009), *Étude expérimentale de l'endommagement de BUHP sous sollicitations physique, chimique et mécanique, Thèse de Doctorat, INSA de Rennes, France.*
- [3] TC-129-MHT (1995). *Rilem Technical Committees 129-MHT - test methods for mechanical properties of concrete at high temperatures, part 1 : Introduction, part 2 : Stress-strain relation, part 3 : Compressive strength for service and accident conditions. Materials and Structures, Vol. 28, N° 181, 410-414.*
- [4] Glover P.W.J., Baud P., Darot M., Meredith P.G., Boon S.A., LeRavalec M., Zoussi S. and Reuschle T. (1995), *α/β phase transition in quartz monitored using acoustic emissions », Int. J. Geophys, vol. 120, 775-782.*
- [5] AFPC-AFREM (1997), "Détermination de la Masse Volumique Apparente et de la Porosité Accessible à l'Eau. Méthodes Recommandées pour la Mesure des Grandeurs Associées à la Durabilité," *Compte-rendu des Journées Techniques, Toulouse, 11-12 Décembre 1997, pp. 121-124.*
- [6] RILEM TC 116-PCD (1999), *Permeability of concrete as a criterion of its durability final report: concrete durability – an approach towards performance testing. Mater. Struct. 32(217), 163–173.*
- [7] Kollek J.J. (1989), *The determination of the permeability of concrete to oxygen by the Cembureau method-a recommendation. Mater. Struct. 22(2), 225–230.*
- [8] Mokhfi Takarli (2007), *Comportement de matériaux constitutifs de barrages en enrochement : caractérisation minéralogique, physique, mécanique et altérabilité, Thèse de Doctorat, INSA de Rennes, France.*
- [9] Thai Quang Nguyen (2007), *Modélisation physico-chimiques de la pénétration des ions chlorures dans les matériaux cimentaires, These de Doctorat, ENPC Paris, France.*
- [10] Véronique Baroghel-Bouny, Patrick Belin, Matthias Maultzsch and Dominique Henry (2007), *AgNO₃ spray tests : advantages, weaknesses, and various applications to quantify chloride ingress into concrete. Part 1: Non-steady-state diffusion tests and exposure to natural conditions, Materials and structures, Vol. 40, 759-781.*
- [11] Véronique Baroghel-Bouny, Patrick Belin, Matthias Maultzsch and Dominique Henry (2007), *AgNO₃ spray tests: advantages, weaknesses, and various applications to quantify chloride. Part 2: Non-steady-state migration tests and chloride diffusion coefficients, Materials and structures, Vol. 40: 783-799.*
- [12] Komlos K., Popovics S., Nurnbergerova T., Babal B. and Popovics J.S. (1996), *Ultrasonic pulse velocity test of concrete-properties as specified in various standards, Cement and Concrete Composites, Volume 18, Issue 5, 357-36.*
- [13] Hauwaert A.V., Thimus J.F. and Delannay F. (1998), *Use of ultrasonics to follow crack growth, Ultrasonics, Volume 36, Issues 1-5, 209-217.*
- [14] Naffa S.O., Goueygou M., Piwakowski B. and Buyle-Bodin F. (2002), *Detection of chemical damage in concrete using ultrasound, Ultrasonics, Volume 40, Issues 1-8, 247-251.*
- [15] NF EN 12504-4, *Essais pour béton dans les structures, Détermination de la vitesse de propagation du son.*
- [16] Dang T.A., Kamali-Bernard S. and Prince W.A. (2013), *Design of new blended cement based on marine dredged sediment, Constr. Build. Mater. 41, 602–611.*
- [17] Hannawi K., Kamali-Bernard S. and Prince W.A. (2010), *Physical and mechanical properties of mortars containing PET and PC waste aggregates, Waste Manage, 30, 2312–2320.*



CHAPITRE IV

*Résultats et
discussions*



IV.1. Introduction

L'objectif de ce chapitre est d'exposer et d'interpréter les résultats de la campagne expérimentale qui a été présentée dans le chapitre précédent. Le premier paragraphe est dédié à la caractérisation initiale des pâtes de ciment et mortier (masse volumique apparente et la porosité communicante) à l'état sain. Ensuite, l'évolution de la perte de masse des pâtes de ciment et mortier en fonction de la température de chauffage est présentée. Cette caractéristique est primordiale pour comparer l'état de dégradation des échantillons en fonction de la nature du ciment.

Ensuite, nous nous sommes intéressés à l'évolution de la perméabilité aux gaz et la diffusivité des ions chlorure des mortiers pour chaque cycle thermique, ce qui nous a permis d'avoir une indication sur la durabilité des mortiers sinistrés.

Des essais non destructifs et destructifs ont été réalisés après les différents cycles thermiques. Pour avoir une idée sur l'état de dégradation des mortiers, des essais non destructifs ont été envisagés, nous mesurons la vitesse de propagation d'ultrasons à travers les éprouvettes de mortier endommagées. Pour les essais destructifs, des essais de compression et de traction par flexion sont menés où nous mesurons le module d'élasticité et la résistance à la rupture.

Enfin, des corrélations entre les différentes propriétés étudiées seront également discutées.

Il faut souligner que dans ce chapitre que toutes ces propriétés résiduelles sont comparées aux propriétés initiales. En outre, nous présentons à la fois les valeurs moyennes des résultats expérimentaux obtenus pour chaque échantillon ainsi que les barres d'erreur. Ceci nous permet de comparer visuellement l'incertitude dans les mesures présentées.

IV.2. Masse volumique apparente et porosité

La composition initiale des ciments conditionne la nature et la proportion des phases formées lors de l'hydratation. Ces phases apparaissent à la surface des grains de ciment anhydre et finissent par s'entremêler pour former un ensemble cohérent. Ainsi, la quantité de ces phases ainsi que leur structure et texture influencent la porosité dans son ensemble : distribution de la taille des pores, tortuosité des chemins continus qui connectent un ensemble de pores plus ou moins important [1].

Un milieu poreux est composé de petits espaces de vide ou de cavités appelés pores, séparés par une matrice solide. Ces pores peuvent être connectés ou non. Ce milieu est caractérisé par une propriété géométrique appelée la porosité. Par définition, la porosité, une grandeur physique, est le rapport du volume des pores (des vides) sur le volume total. Autrement dit,

c'est la fraction volumique du matériau occupé par les pores (percolants ou pas). Ces vides sont remplis par des fluides (liquide ou gaz).

Les valeurs de porosité présentées dans ce travail de thèse sont obtenues par prosimètres à l'eau pour les échantillons de pâtes de ciment et mortiers âgés de 28 et 90 jours. Cette méthode, permet de mesurer la porosité communicante ainsi que la masse volumique apparente.

Dans le Tableau IV.1, les mesures de la masse volumique apparente et la porosité communicante sont présentées. D'après ces résultats, il est évident de noter que la masse volumique apparente des mortiers est supérieure à celle des pâtes de ciment. On le comprend par le fait que la densité du sable est plus importante que celle de la matrice de ciment et aussi par le fait que l'ajout de sable permet d'obtenir une meilleure disposition granulaire, ce qui donne une porosité plus faible.

Une période de cure plus longue (de 28 à 90 jours) diminue la porosité pour les quatre matériaux cimentaire utilisé dans cette étude (CI, CIII, MI et MIII) respectivement de 13%, 17%, 5% et 7%. Une réduction plus importante est constatée dans les matériaux cimentaire à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CIII et MIII) que celle à base de ciment Portland. Cela peut être expliqué par la réaction pouzzolanique du laitier de haut-fourneau en raison de sa grande quantité de SiO_2 et d' Al_2O_3 réactifs, qui se combine avec l'hydroxyde de calcium $\text{Ca}(\text{OH})_2$, en présence d'eau, pour former un gel CSH supplémentaire [2]. Selon Darquennes [3], la présence de plus de CSH justifie cette porosité plus fine car il y a plus de pores internes et moins de pores capillaires (les CSH se forment dans l'espace initialement occupé par la solution alcaline).

Dans le cas d'utilisation du ciment au laitier, on constate une augmentation de la porosité des pâtes de ciment respectivement à 28 et 90 jours de 7,4% et 1,7% par rapport aux pâtes de ciment à base de ciment Portland. Par contre pour le cas des mortiers, on constate une diminution de la porosité pour les mêmes échéances de 8,9% et 11,6% dans le cas d'utilisation du ciment au laitier de haut-fourneau.

Cette augmentation de la porosité, dans le cas des pâtes de ciment, est probablement due à la présence du laitier de haut-fourneau dans le ciment qui consomme la portlandite - non poreuse - pour produire des hydrates poreux CSH. Par contre, dans le cas des mortiers, l'explication peut être due à l'effet de la zone de transition interfaciale (ZIT) sur la porosité des mortiers. Selon Ollivier [4], les pores capillaires ne sont plus interconnectés dans la pâte de ciment, mais une famille de pores interconnectés de taille comparable à celle des

capillaires apparaît dans les mortiers, en raison de la zone de transition interfaciale. Selon Gao et al. [5], lors de l'utilisation de ciment de laitier, une réduction considérable de la teneur en cristaux de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ dans la zone de transition interfaciale a été observée. De plus, ils ont constaté une réduction de la taille moyenne des cristaux de $\text{Ca}(\text{OH})_2$, ce qui rend la microstructure de l'ITZ plus dense.

Tableau IV.1 : Densité sèche et porosité communicante des pâtes de ciment et mortiers

	CI	CIII	MI	MIII
Densité sèche à 28 jours (Kg/m^3)	1545	1463	2029	2031
Densité sèche à 90 jours (Kg/m^3)	1639	1543	2042	2057
Porosité à 28 jours (%)	38,61	41,47	20,51	18,68
Porosité à 90 jours (%)	33,54	34,12	19,48	17,22

IV. 3. Perte de masse

L'exposition des échantillons (pâte et mortier) aux hautes températures entraîne une dégradation de la pâte de ciment et du granulat (sable dans le cas du mortier) dont l'une des conséquences est la diminution de leurs densités. La perte de masse permet notamment de quantifier l'eau libre et liée présentes avant et après chauffage dans une éprouvette de pâte de ciment et mortier. Cette eau se retrouve libre dans les pores, absorbé et adsorbée à la surface des éléments solides et liée dans les hydrates. L'eau libre a la propriété d'être facilement perdue lors de variations thermiques. La pesée de trois éprouvettes cylindriques avant et après chauffage a permis d'étudier l'évolution de la perte de masse des pâtes de ciment et mortier (Fig IV.1). On constate que la perte de masse augmentant avec l'augmentation de la température. La perte de masse totale observée pour les échantillons CI, CIII, MI et MIII, avec l'augmentation de la température de 160°C à 650°C , était respectivement de 86,26%, 94,53%, 41,10% et 41,48%. On remarque que cette perte de masse est moins importante pour les mortiers que pour les pâtes de ciment. Ceci est lié à la quantité d'eau initiale contenue dans le mélange. En effet, la quantité d'eau nécessaire pour la confection des mortiers ($336,6 \text{ kg/m}^3$) est moins importante que celle utilisée pour les pâtes de ciment ($613,153 \text{ kg/m}^3$).

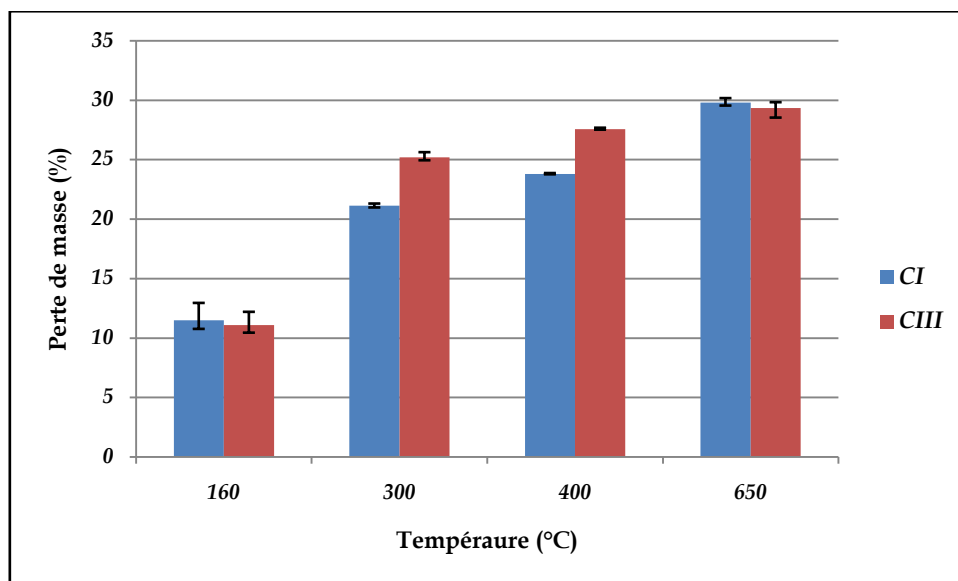
Selon Kalifa [6], le départ de l'eau est la principale cause de la perte de masse du béton avant 600°C . De la température ambiante jusqu'à 160°C , il y a une faible perte de masse due au départ de l'eau libre, de l'eau capillaire [7] et de la décomposition de l'ettringite [8]. On constate, dans ce domaine, qu'il y avait moins de perte de masse dans les pâtes de ciment et mortiers confectionnés avec du ciment de haut-fourneau (11% pour CIII et 4,6% pour MIII)

que celle avec du ciment Portland (11,5% pour CI et 6,5% pour MI). Cela peut être expliqué par la réaction pouzzolanique, en présence du laitier de haut fourneau dans le ciment CEM III, qui consomme de la Portlandite ainsi que de l'eau libre pour former un CSH additionnelle [2]. Par conséquent, on aura moins d'eau libre, à s'évaporer, dans la structure des pâtes de ciment et mortiers à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CIII et MIII) comparés aux pâtes de ciment et mortiers à base de ciment Portland (CI et MII). Une autre explication est due à la faible teneur en ettringite après hydratation du ciment en présence du laitier de haut-fourneau, selon le modèle de Lothenbach [9].

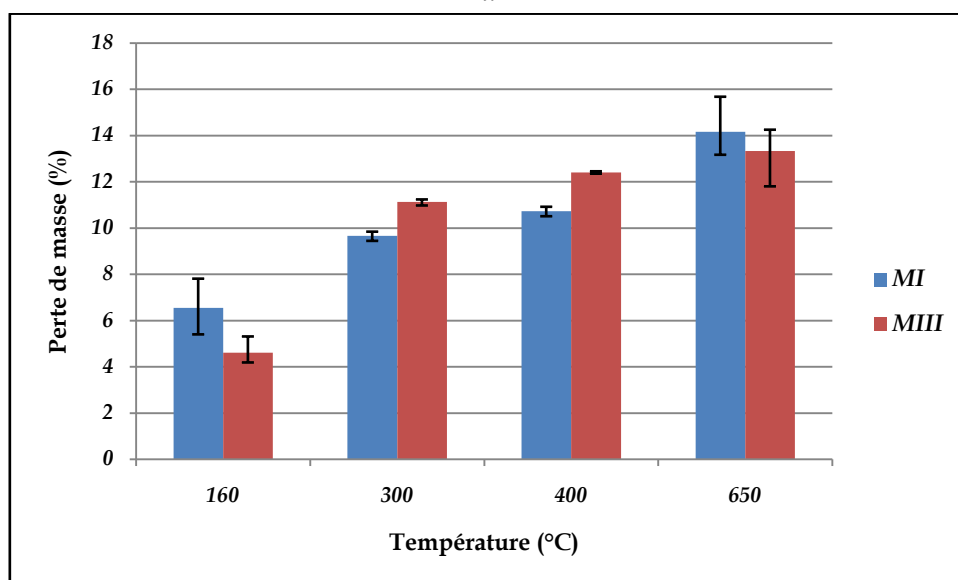
À 300°C et 400°C, la perte de masse augmente rapidement. Ceci est lié au départ de l'eau contenue initialement dans les hydrates CSH et à la décomposition du CSH [10].

Contrairement à ce qui a été observé à 160°C, les échantillons à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CIII et MIII) ont montré une perte de masse plus importante que celle avec du ciment Portland (CI et MI). Cela peut être expliqué par la teneur plus élevée en CSH dans les ciments au laitier. En effet, le laitier de haut-fourneau, riche en SiO_2 et d' Al_2O_3 réactif, se combine avec l'hydroxyde de calcium $\text{Ca}(\text{OH})_2$, en présence d'eau, pour former un gel de CSH supplémentaire selon la réaction pouzzolanique [11].

À 650°C, on constate que les échantillons à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CIII et MIII) enregistrent une perte de masse plus faible que celle à base de ciment Portland. Dans ce domaine une décomposition de la portlandite $\text{Ca}(\text{OH})_2$ entre 450°C et 550°C en oxyde de calcium CaO et eau H_2O [12], qui s'évapore ensuite et une deuxième étape de déshydratation du CSH entre 600°C et 700°C [13,14] auront lieu. Selon le modèle de Lothenbach [9], le ciment au laitier de haut-fourneau produit moins de portlandite après leur hydratation. Ce qui justifiait la faible perte de masse à cette température de chauffe.



-a-



-b-

Figure IV.1 : Perte de masse en fonction de la température
a. Pâte de ciment b. Mortier

IV.4. Perméabilité

La perméabilité est l'aptitude d'un matériau à se laisser traverser par un fluide, elle reflète l'importance du réseau poreux, sa connectivité et sa tortuosité. Les valeurs de la perméabilité apparente pour chaque température de chauffe sont regroupées dans le Tableau IV.2 et illustré dans la Figure IV.2. Les perméabilités apparentes ont été mesurées avant et après le cycle de chauffage-refroidissement.

Sur la Figure IV.2, on constate que la perméabilité apparente des mortiers augmente avec la température. Elle augmente légèrement lorsque la température augmente de 60 à 160°C. Ensuite, elle augmente rapidement lorsque la température augmente de 160 à 300°C et

encore plus significativement à 400 et 650°C. Ces résultats sont similaires à ceux obtenus par Lion et al. [15]. Ces auteurs ont attribué l'augmentation de la perméabilité à une microfissuration thermique due à une déshydratation et une déformation thermique différentielle des constituants du mortier, accompagnée d'un élargissement des pores. Cependant, la déshydratation reste un des phénomènes majeurs durant l'échauffement des matériaux cimentaire. La déshydratation transforme les hydrates en anhydres. Le volume des composés anhydres qui sont formés est inférieur à celui des hydrates de départ. Cela entraîne une augmentation de la porosité du système [16,17].

L'allure de courbe d'évolution de la perméabilité en fonction de la température (Fig. IV.2) suit une forme exponentielle avec un coefficient de corrélation (R^2) égale à 0,98 pour les mortiers MI et 0,97 pour les mortiers MIII. Un comportement similaire a été déjà trouvé par Sliwinski et al. [18] sur un béton de granulats basalte chauffé à 1°C/min (température de chauffe : 150°C à 500°C) et par Hager et al. [19] sur un béton confectionné avec du ciment Portland (CEM I) et du ciment au laitier (CEM III) chauffé à 0,5°C/min (température de chauffe : 200°C à 1000°C).

D'après les résultats du Tableau IV.2, on remarque que, pour les différentes températures de traitement, les échantillons de mortier confectionnés à base de ciment au laitier de haut-fourneau (MIII) présentaient une faible perméabilité par rapport à celle à base de ciment Portland (MI). Par exemple, à la température de référence (60°C), la perméabilité des mortiers MI était 5 fois supérieure à celle des mortiers MIII. Il est bien constaté que la perméabilité est proportionnellement liée à la porosité, elle augmente avec l'augmentation de la porosité [20-22]. Les résultats de porosité trouvée précédemment (Tableau IV.2) peuvent justifier ces résultats (17,22% pour MIII et 19,48% pour MI).

Au fur et à mesure que la température augmentait, une grave perte d'imperméabilité a été observée pour tous les échantillons, en particulier pour les mortiers MIII. Par exemple, entre la température de 60°C à 650°C, la perméabilité s'est multipliée par plus de 300 fois pour les mortiers MIII contre 167 fois pour les mortiers MI. Pour les autres températures intermédiaire : 160, 300 et 400°C, l'amplitude de cette évolution étaient respectivement de 53% ; 547% et 2618% pour les mortiers MI et 333% ; 1054% et 5650% pour les mortiers MIII. Cette observation est due au type de ciment utilisé. Selon Khoury [23], les changements dans la structure des pores des pâtes de ciment à des températures élevées dépendent du type de ciment utilisé.

Les raisons pour lequel la perméabilité des mortiers MIII est toujours inférieure à celle des mortiers MI sont données comme suit :

Entre 30°C et 120°C, l'eau libre et une partie de l'eau adsorbée s'échappent du béton [12], et entre 80°C et 150°C la déshydratation de l'ettringite aura lieu [8], libérant ainsi le passage du fluide percolant. La faible perte de masse du mortier MIII, à la température de 160°C, par rapport au mortier MI est la cause de cette différence.

À partir de 180°C et jusqu'à 300°C, la première étape de la déshydratation du gel de CSH aura lieu [12]. Les produits hydratés se transforment en produits anhydres suite à la perte de l'eau liée. Cette déshydratation entraîne une augmentation de la porosité du système, ainsi que sa perméabilité. La quantité d'eau évaporable dépend de sa teneur dans les gels du CSH. Selon Richardson [24,25], cette teneur en eau est étroitement liée à son rapport C/S (Calcium/Silice). Plus le rapport C/S est faible plus la teneur en eau dans les gels du CSH est faible. La réaction pouzzolanique due à la présence de laitier de haut-fourneau dans le ciment CEMIII produit des phases CSH à plus faible C/S que dans le ciment Portland CEMI [26,27]. Donc, le mortier MIII possède moins d'eau liée dans chaque phase CSH, et il aura moins d'eau à perdre entre 180°C et 300°C par rapport au mortier MI. Par conséquent, la porosité causée par la perte d'eau est moins importante dans les mortiers MIII que les mortiers MI ainsi que la perméabilité.

Les microfissures sont aussi une cause de l'augmentation de la perméabilité des bétons. Piasta [28] a montré que les premières microfissures apparaissent dans les zones de concentration de Portlandite ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) à la température de 300°C et ensuite dans les zones des grains non hydratés à la température de 400°C. La faible teneur en Portlandite dans les mortiers MIII suite à la réaction pouzzolanique est sûrement la cause de la faible perméabilité des mortiers MIII par rapport aux mortiers MI à cette température de traitement (300°C).

À la température de 400°C, la décomposition des CSH est en pratique relativement continue jusqu'à 600°C [10] et la déshydratation de la Portlandite $\text{Ca}(\text{OH})_2$ est réputée de commencer à partir de cette température [29]. Lors du refroidissement, le matériau cimentaire continue également d'évoluer [10]. Albert Noumowé [12] a remarqué une expansion de la chaux vive lors de son hydratation pour reformuler partiellement la Portlandite. Cette expansion joue un rôle majeur dans la formation de fissures lors du refroidissement. En effet, si le ciment est remplacé en partie par des laitiers de haut-fourneau, celles-ci réduisent la proportion de Portlandite grâce à des réactions pouzzolaniques [9], et la fissuration au refroidissement est

également nettement amoindrie. Ce qui explique la faible perméabilité des mortiers MIII par rapport aux mortiers MI lorsqu'ils sont exposés à la température de 400°C.

De 400°C et jusqu'à 650°C, l'augmentation significative de la perméabilité est probablement due à l'augmentation du volume des pores causée par l'expansion des pores ou à la formation de microfissures. Selon Piasta et al. [30], à la température de 650°C, le pourcentage de petits pores diminue en faveur des pores capillaires. Cette expansion des pores et la formation des microfissures sont les conséquences des réactions chimiques intervenant dans cet intervalle de température à savoir : la décomposition de la Portlandite entre 450°C et 550°C [12] et la deuxième étape de déshydratation du CSH entre 600°C et 700°C [13,14].

La faible teneur en Portlandite ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) et en teneur en eau dans les silicates de calcium hydraté (CSH) dans les mortiers MIII, influent sur le taux d'augmentation des pores et par conséquent leurs perméabilités.

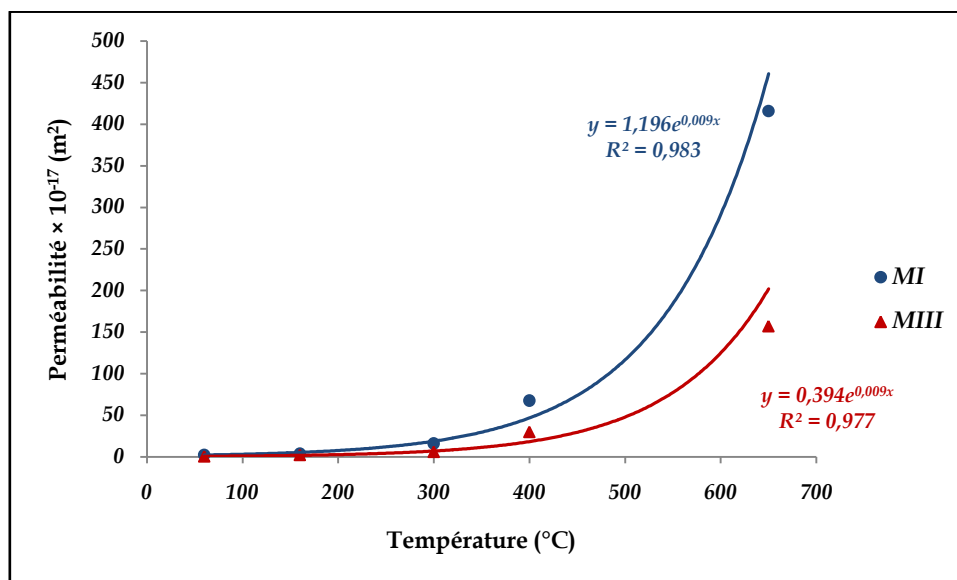


Figure IV.2 : Effet de la température sur la perméabilité apparente des mortiers

Tableau IV.2 : Perméabilité apparente des mortiers en fonction de la température

Température (°C)	Perméabilité × 10 ⁻¹⁷ m ²	
	MI	MIII
60	2,49	0,52
160	3,80	2,25
300	16,12	6,00
400	67,69	29,9
650	415,79	156,99

IV.5. Diffusion des ions chlorures

L'aptitude de fixation des ions chlorures par les constituants de la matrice cimentaire est un facteur primordial dans les cinétiques de transport [31]. En effet, en plus de pouvoir modifier

la microstructure de la pâte de ciment, les chlorures physiquement et chimiquement liés retardent la diffusion des ions chlorures et réduisent la quantité de chlorures libres dans la solution interstitielle des pores. Les chlorures peuvent se présenter sous différents états dans la structure interne du béton, soit liés physiquement ou chimiquement à la pâte de ciment hydratée ou sous forme de chlorures libre dans la solution interstitielle des pores. Ce sont les ions libres qui sont les plus nocifs en ce qui concerne la corrosion des armatures.

Dans le Tableau IV.3 et sur la Figure IV.3, les coefficients de diffusion apparents des ions chlorure pour les mortiers MI et MIII et pour les différentes températures de traitement sont reportés. On remarque que, le coefficient de diffusion apparent augmente avec l'augmentation de la température pour les deux mortiers (MI & MIII). Cette augmentation peut-être expliquée par le mouvement des ions chlorure à travers les microfissures qui se sont développées à la surface des bétons à la suite de la déshydratation de la pâte de ciment et de la décomposition des produits d'hydratation du ciment après une exposition à des températures élevées. Cependant, les coefficients de diffusion des ions chlorure n'augmentent pas de la même intensité. Les taux d'évolution du coefficient de diffusion apparent en fonction de la température sont plus faibles dans le cas d'utilisation d'un ciment Portland comparé au ciment au laitier de haut-fourneau. Par exemple, pour les mortiers MI, ils sont de 10,39% ; 20,78% ; 27,92% et 47,40%, respectivement aux températures de chauffe de 160°C, 300°C, 400°C et 650°C, contre 29,16% ; 36,11% ; 73,15% et 98,15% pour les mortiers MIII.

En outre, on constate que, pour chaque température de traitement, les coefficients de diffusion apparente des mortiers MIII sont nettement inférieurs à celle des mortiers MI, malgré une porosité souvent supérieure. À cause du développement d'une microstructure plus dense suite à la réaction pouzzolanique [32], les mortiers au laitier de haut-fourneau présentent une résistance plus élevée contre la pénétration des chlorures. Le taux élevé de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ dans la matrice de ciment hydratée entraîne un volume important des pores continus [33]. Du coup, la consommation de chaux lors de l'hydratation du laitier (réaction pouzzolanique) conduit à une diminution relative du volume des pores capillaires interconnectés rendant la structure plus dense, plus tortueuse et discontinue. D'autre part, le gel de CSH additionnel formé suite à l'hydratation du laitier de haut-fourneau, bien que moins dense que les CSH primaires, est très efficace pour le remplissage des pores capillaires dans la matrice [34]. D'après Ollivier et Torrenti [35], c'est la plus grande tortuosité dans les pâtes de ciment qui serait responsable de la diminution du coefficient de diffusion. Selon

Ortega et al. [36] et Hatanaka et al. [37], les pâtes de ciments aux laitiers de haut-fourneau présentent une tortuosité plus élevée que celle avec des ciments Portland. Par conséquent, le trajet de diffusion ionique devient plus long après le remplacement partiel du ciment par du laitier.

L'amélioration de la diffusion des mortiers au laitier de haut-fourneau peut être aussi attribuée à la capacité de fixation chimique et/ou physique des chlorures. En effet, Une partie des chlorures peuvent se lier chimiquement avec des produits anhydres (C_3A) n'ayant pas réagi lors du mûrissement pour former des nouveaux composés à base de chlorures (monochloroaluminates de calcium hydraté : sel de Friedel ou des trichloroaluminate de calcium hydraté) [38]. Selon Byfors [39] et Arya et al. [40], la teneur en C_3A n'avait que très peu d'influence sur la capacité de fixation de la pâte de ciment hydraté. Rasheeduzzafar et al. [41] attribuent cette constatation à la réaction des C_3A avec la totalité des sulfates disponibles lors de l'hydratation. Ainsi, la majeure partie du C_3A a déjà réagi avec les sulfates et il ne reste presque plus de C_3A pour réagir avec les chlorures. Par conséquent, cette hypothèse est écartée. Certains chercheurs [42,43] prétendent qu'en plus de se lier chimiquement avec la phase alumineuse du béton, une quantité significative de chlorures se fixe au gel de CSH, un hydrate à teneur plus élevée pour les matériaux à base de ciment de laitier de haut-fourneau. Par exemple, Baroghel-Bouny [43] a montré que même avec des matériaux contenant très peu de C_3A et C_4AF , la proportion de chlorures fixés était assez importante. D'après ces chercheurs, ces ions peuvent être adsorbés physiquement à la surface des produits de l'hydratation s'il existe des sites d'adsorption positive sur les hydrates chargés négativement. Ils peuvent également être incorporés dans la structure des amas de CSH, dans la mesure où les CSH se trouvent sous forme de feuillets où les ions chlorure pourraient être piégés [42]. Selon Richardson [44], les CSH qui ont une morphologie aciculaire (directionnelle) sont progressivement remplacés par des CSH à morphologie de type feuillet, lorsque le ciment est partiellement remplacé par du laitier de haut-fourneau. Ce qui pourrait justifier la diminution du coefficient de diffusion dans le cas d'utilisation des ciments aux laitiers. Des résultats similaires ont été déjà trouvés par Dhir et al. [45] où ils ont constaté une augmentation des chlorures liés lorsque le ciment est partiellement substitué par du laitier, et par Luo et al [46] qui ont aussi constaté une structure de pores améliorée et une quantité de chlorures physiquement liés plus importante dans le mortier avec 70% de laitier par rapport au mortier à base de CEM I.

Tableau IV.3 : Coefficient de diffusion apparent des ions chlorure des mortiers en fonction de la température (60 jours).

Température (°C)	Coefficient de diffusion $\times 10^{-11}$ m ² /s	
	MI	MIII
20	3,08	2,16
160	3,40	2,79
300	3,72	2,94
400	3,94	3,74
650	4,54	4,28

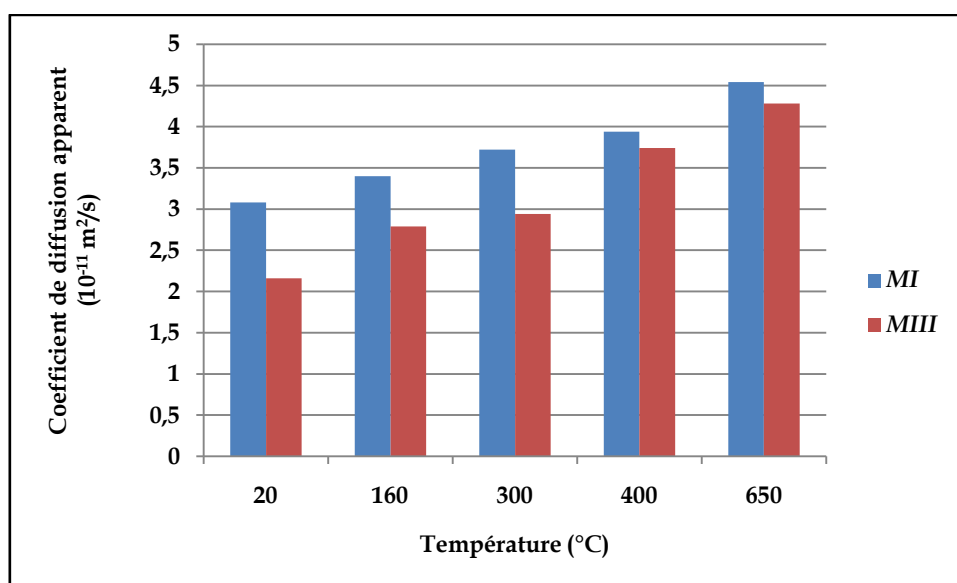


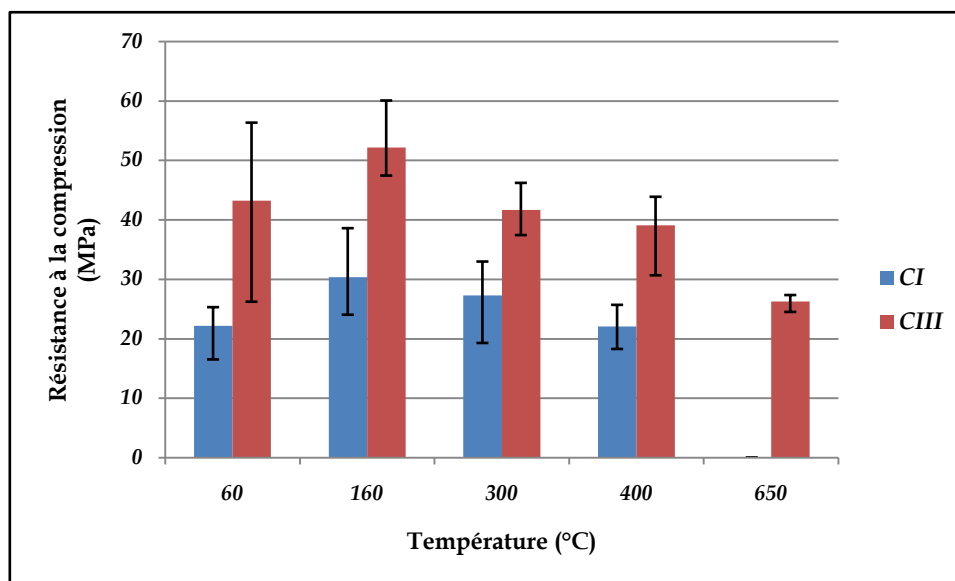
Figure IV.3 : Effet de la température sur le coefficient de diffusion des ions chlorure des mortiers

IV.6. Résistances à la compression

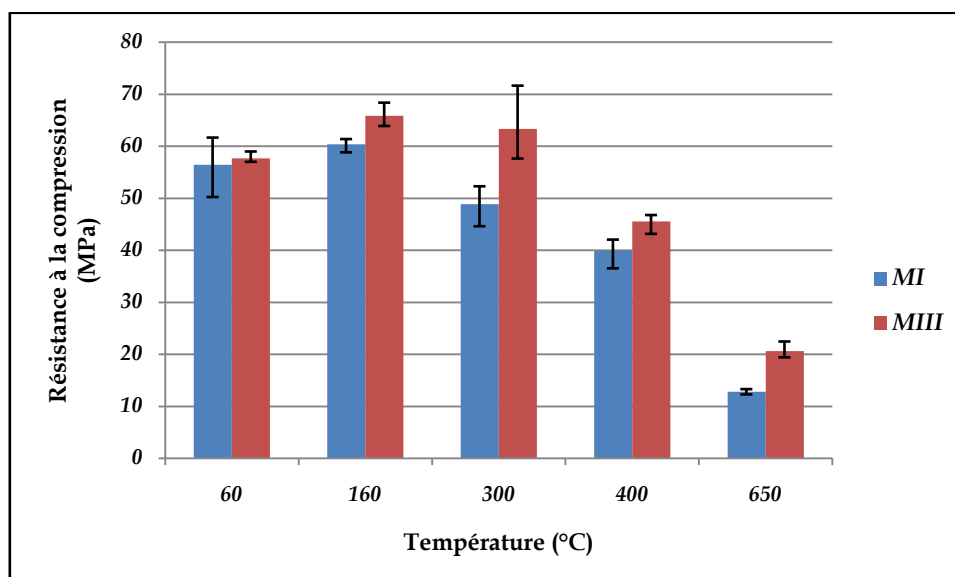
La résistance à la compression est la propriété la plus utilisée dans le dimensionnement et la conception des ouvrages en béton. C'est pour cette raison que l'essai de compression uniaxial est le plus étudié. Dans le Tableau IV.4 les valeurs de la résistance à la compression résiduelle des pâtes et mortiers de ciment en fonction de la température du traitement sont regroupées et dans la Figure IV.4 sont représentés. Les rapports de la résistance à la compression résiduelle à la résistance à la compression initiale sont indiqués entre parenthèses. En analysant les résultats présentés dans ce tableau, et pour l'ensemble des températures d'exposition, on remarque que le remplacement du ciment Portland par du ciment au laitier de haut-fourneau a entraîné une augmentation de la résistance à la compression entre 52 à 95% pour les pâtes de ciment et entre 2 à 62% pour les mortiers. Cette augmentation est plus marquante dans les pâtes de ciment que dans les mortiers.

Tableau IV.4 : Résistance à la compression résiduelle des pâtes de ciment et mortier en fonction de la température

Température (°C)	Résistance à la compression résiduelle (MPa)			
	CI	CIII	MI	MIII
60	22,20	43,23	56,42	57,67
160	30,24 (137%)	52,15 (120%)	60,35 (107%)	65,84 (114%)
300	27,31 (123%)	41,66 (96%)	48,89 (87%)	63,33 (110%)
400	22,07 (99%)	39,11 (90%)	39,90 (71%)	45,56 (79%)
650	-----	26,29 (60%)	12,78 (23%)	20,63 (36%)



-a-



-b-

Figure IV.4 : Effet de la température sur la résistance à la compression
a. Pâte de ciment b. Mortier

Sur la Figure IV.4, nous pouvons voir que peu importe la valeur de la résistance résiduelle en compression, l'évolution de ce paramètre est similaire pour les quatre matériaux cimentaire. L'évolution de la résistance résiduelle en compression passe par deux phases. Tout d'abord on peut observer une augmentation de la résistance résiduelle à la température de 160°C. Cette augmentation était de 36,22%; 20,63%; 6,97% et 14,17%, respectivement, pour les échantillons CI, CIII, MI et MIII. Différentes hypothèses ont été émises dans la littérature afin d'expliquer cette augmentation. Dias et al. [47] attribuent cela à une hydratation supplémentaire de la matrice cimentaire due à la migration de l'eau déliée dans les pores. Une deuxième hypothèse serait liée au départ d'eau lors du séchage qui rapproche alors les feuillets de C-S-H et améliore ainsi les liaisons entre hydrates, d'après Hager [16]. D'autres études [48,49] supposent que l'apparition de nouveaux cristaux plus denses est à l'origine de l'augmentation de la résistance mécanique. Selon Khoury [48] les groupes silanols (Si-OH·HO-Si), qui ont la particularité de présenter des forces de liaison plus faibles, perdent une partie des liens avec l'eau, ce qui entraîne la création d'éléments plus courts et plus forts de siloxane (Si-O-Si) avec, probablement des énergies de surface plus grandes qui contribuent à l'augmentation de la résistance. Pour Robert [49], ce serait l'apparition d'éléments appelés katoite ($\text{Ca}_3\text{Al}_2(\text{SiO}_4)_3\text{-Ca}_3\text{Al}_2(\text{OH})_{12}$), plus résistants qui seraient à l'origine de cette évolution.

En deuxième phase, au-delà de 160°C et jusqu'à 650°C, la résistance décroît quasi-linéairement. Cette décroissance est due à la décomposition de la Portlandite [47], la déshydratation des CSH [10] et l'incompatibilité des dilatations thermiques entre pâte et granulats [50]. Dans la littérature, les chercheurs ont également signalé des comportements similaires [51,52].

En ce qui concerne l'effet du ciment au laitier de haut-fourneau, on peut constater, que ce soit à la température de référence (60°C) ou les quatre températures de traitement thermique (160, 300, 400 et 650°C), les échantillons confectionnaient avec ce ciment (CIII et MIII) présentes des résistances à la compression résiduelles plus élevées que ceux réalisés avec du ciment Portland (CI et MI). Cette différence est plus marquante dans les pâtes de ciment que dans les mortiers. Par exemple, à la température de référence (60°C) la résistance à la compression des pâtes de ciment CIII est 95% supérieure à celle des pâtes de ciment CI. Par contre, pour les mortiers (MI et MIII) elle était de 3% seulement. Pour les autres températures de traitement, l'évolution de la résistance à la compression des mortiers est la conséquence de l'évolution de leurs porosités avec l'augmentation de la température. En effet, plus la

porosité du mortier est grande, plus faible seront la résistance à la compression des mortiers [53,54]. Les travaux menés par Albert Noumowé [12] et Kalifa et al. [55] montrent que la porosité augmente en fonction de la température. Un comportement similaire sur l'évolution de la résistance à la compression en fonction de la température a été déjà rapporté par Lubloy et al. [56] dans une étude sur des pâtes de ciment et des bétons confectionner avec du ciment Portland (CEM I) et du ciment au laitier (CEM III) et exposé à des températures élevées (150, 300, 400, 500, 600 et 800°C).

Cependant, l'augmentation de la résistance à la compression à la température de 160°C ne peut être due qu'à la diminution de la porosité. Selon Kalifa [56] pour les bétons ordinaires et Piasta [30] pour des pâtes de ciment, la diminution de la porosité, à cet intervalle de température, est associée à la densification due à l'hydratation complémentaire et à une carbonatation de la portlandite en condition d'autoclavage interne, résultant de l'écoulement de vapeur produite par l'élimination de l'eau capillaire, physiquement adsorbée et liée dans la matrice de ciment. L'effet «autoclavage interne» est plus prononcé dans le cas des composites à base de ciment à haute résistance, car leur faible perméabilité peut résister plus efficacement au flux d'humidité [57]. La faible perméabilité des mortiers MIII par rapport aux mortiers MI à cette température de traitement peut justifier l'intensité de l'effet autoclavage interne.

IV.7. Résistances à la traction

Le comportement mécanique du béton en traction est moins étudié que la compression car d'une part le béton est conçu essentiellement pour résister à la compression, et d'autre part, dû à son comportement quasi fragile, l'essai de traction directe est difficile à réaliser. Par conséquent, on fait appel à des essais indirects de type flexion trois points pour identifier le comportement en traction du béton.

En outre, les essais de traction par flexion sont très couramment utilisés au laboratoire, en raison de la simplicité de ces essais et de leur capacité à représenter presque exactement le comportement réel du béton dans des structures de génie civil.

L'effet de la température sur l'évolution de la résistance en traction n'a pas été étudiée aussi souvent que celle de la résistance en compression. Pourtant cette donnée est fondamentale, elle conditionne en partie la stabilité thermique des bétons (éclatements) [58].

La Figure IV.5 présente l'évolution de la résistance résiduelle à la traction par flexion des mortiers MI et MIII en fonction de la température d'exposition. Le comportement en flexion possède la même allure que celle des essais en compression. Cependant, les résistances

résiduelles à la traction augmentent de manière continue jusqu'à 300°C. Contrairement à l'essai de compression où le pic est enregistré à la température de 160°C, la résistance à la traction par flexion a enregistré un pic à 300°C, avec une augmentation de 12,18 % pour le mortier MI et 65,19 % pour le mortier MIII par rapport au référence. Au-delà de 300°C, on observe un décroissement de la propriété étudiée. Cela est dû au fait que la résistance à la flexion est plus sensible à la formation de microfissures provoquée par une augmentation de la pression de vapeur [59]. La présence de fissures réduit la section transversale résistante des éprouvettes, et par conséquent leurs résistances à la flexion.

Xu et al. [60], et par des essais de microdureté sur des bétons ordinaires, ont montré que l'auréole de transition est fragilisée par l'apparition des fissures sous haut température. De plus, l'auréole est affectée par l'incompatibilité pâte-granulat. Cette incompatibilité induit des contraintes de traction au sein de la pâte ciment et de compression au sein des granulats. Ce comportement opposé engendre une microfissuration au niveau de l'interface et donc, au sein de l'auréole de transition [61]. Parallèlement à cette incompatibilité, les hautes températures entraînent le départ d'eau (libre, liée, adsorbée) contenue dans les pores et dans les hydrates. Or, au niveau de l'auréole de transition, cette déshydratation détériore rapidement les liaisons créées entre les granulats et la pâte de ciment. Cela entraîne l'apparition de microfissures [62].

Les fissurations ont une influence plus importante sur la résistance en traction qu'en compression. Les fissures générées par un chauffage à 300°C, ne causent pas de pertes immédiates de capacité en compression [60], mais font baisser la résistance à la traction. À 400°C, la résistance en traction par flexion baisse de 23,01 % et 14,7 % respectivement pour le mortier MI et MIII. Selon Horszczaruk et al. [57], lorsque les composites à base de ciment sont exposés à 400°C, les microfissures dans la matrice de ciment et l'auréole de transition commencent à être perceptibles et se propagent plus intensément, affectant ainsi la résistance à la flexion. Heikal et al. [63], ont montré que la Portlandite se déshydrate en oxyde de calcium à 400°C avec une réduction de volume de 44%.

À la température de 650°C, on constate que les pertes de résistance à la traction par flexion ont été plus importantes que ceux de la résistance à la compression. Après exposition à cette température, les mortiers MI et MIII gardent, respectivement, 22,66 % et 35,78 % de leur résistance en compression alors qu'ils n'ont plus que 12,22 % et 8,24 % de leur résistance de traction par flexion. Cela peut être expliqué par la transformation du α -quartz en β -quartz dans les granulats siliceux qui se produit à $T = 573^\circ\text{C}$. Cette transformation s'accompagne

d'une expansion volumique de 1%, qui peut initier la fissuration et diminuer ainsi la résistance à la traction [64]. Ces résultats sont en accord avec les résultats obtenus par certains chercheurs tels que Culfik et Ozturan [52], Aydın et Baradan [65], Li et al. [66] et Ercolani et al. [67] qui ont montré que les propriétés mécaniques à la flexion (résistances, comportement) sont plus affectées par l'exposition thermique que la compression.

En ce qui concerne l'effet du ciment au laitier de haut-fourneau, contrairement aux résultats de la compression, et pour les différentes températures de chauffe, les échantillons confectionnés avec ce ciment (MIII) présentent des résistances à la traction résiduelle plus faible que ceux réalisés avec du ciment Portland (MI). Par exemple, à la température de référence la résistance à la traction par flexion a diminué de 37,57 % lorsque le ciment au laitier de haut-fourneau a été utilisé. Des résultats similaires ont été trouvés par Khatib et Hibbert [68] sur des bétons ordinaires et par Güneyisi et Gesoğlu [69] sur des bétons à haut performance. Les mêmes tendances ont été constatées pour les autres températures de traitement.

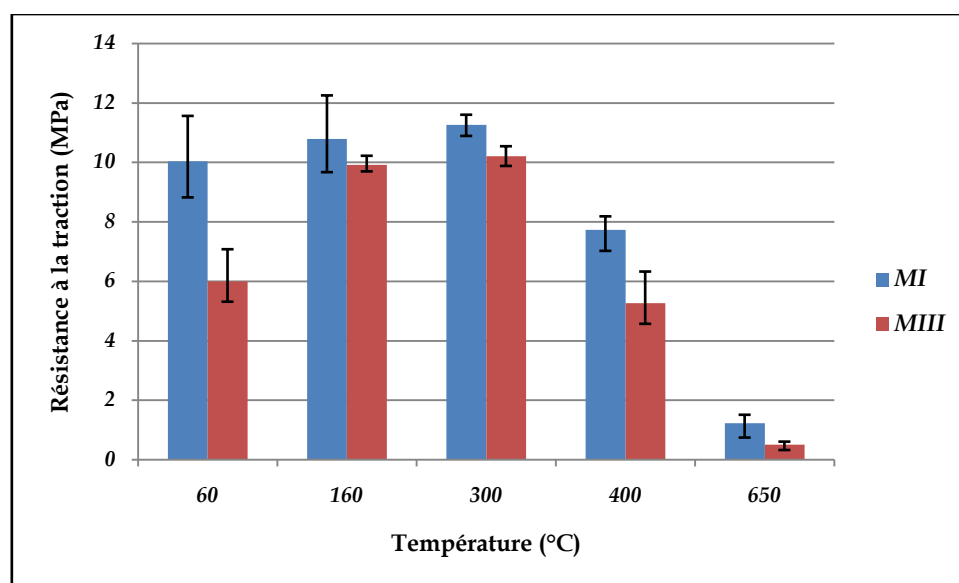


Figure IV.5 : Effet de la température sur la résistance à traction par flexion des mortiers

IV.8. Module d'élasticité

La Figure IV.6 présente les valeurs des modules d'élasticité résiduels obtenus à la température de référence (60°C) et après l'exposition aux différentes sollicitations thermiques. Les modules d'élastique ont été déterminés à partir des courbes contrainte-déformation lors d'un essai de compression simple. Ils expriment l'évolution de la rigidité du matériau en fonction de la température de traitement.

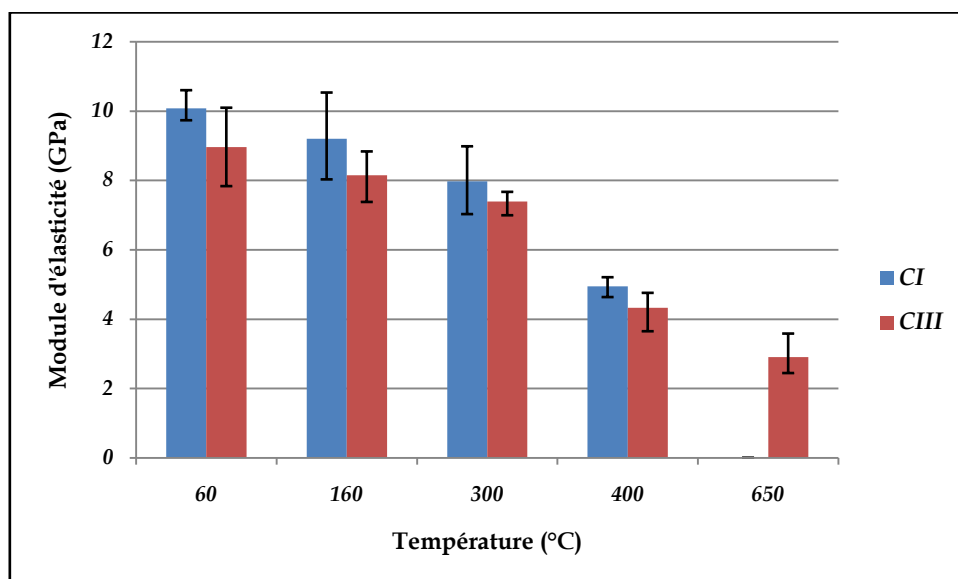
Contrairement aux résistances mécaniques (compression et traction par flexion) qui montrent deux phases d'évolution (augmentation puis une diminution), les modules d'élasticité présentent une variation monotone (décroissante) avec l'augmentation de la température de traitement. À 160°C, les modules élastiques des échantillons CI, CIII, MI et MII ont diminué respectivement de 8,74 %, 9,02 %, 3,93 % et 6,99% par rapport au température de référence. Pour la température de 300°C, les pertes sont respectivement de 20,92 %, 17,42 %, 26,37 % et 31,02%. Encore plus de perte est enregistré à 400°C, respectivement de 50,94 %, 51,71 %, 48,22 % et 47,93 %. Et en fin de cycle de chauffage (650°C), l'échantillon CI n'a pas pu résister à cette température, les autres échantillons CIII, MI et MIII ont pu conserver respectivement de 32,47 %, 2,94 % et 8,87 % de leurs modules d'élasticité initiaux. Une perte progressive de rigidité est alors enregistrée au-delà de 300°C.

Dias et al. [47] on déjà montré qu'à des températures élevées au-delà de 300°C, le module d'élasticité de la pâte de ciment durcie diminuaient sensiblement. Selon Dias et al. [47], cette diminution peut être expliquée aux phénomènes de densification de la vapeur d'eau et à la contraction du matériau lors du chauffage. En revanche, dans le cas des mortiers, ceci peut être aussi expliqué par la rupture des liaisons internes à la microstructure compensée par une dilatation différentielle entre la pâte de ciment et les granulats. En effet, la dilatation entre la matrice et les granulats (retrait de la matrice et dilatation des granulats) peut engendrer une microfissuration importante au niveau de l'interface pâte-granat. Le module d'élasticité est également proportionnel au nombre de liaisons chimiques et donc au degré d'hydratation. Une fois déshydratés, les pâtes de ciment et mortiers ont commencé à perdre en rigidité [17]. Différentes études concernant l'effet de la haute température sur l'évolution du module d'élasticité ont été menées [12,16,70,71] et ils ont tous montré que le module d'élasticité décroît avec l'augmentation de la température.

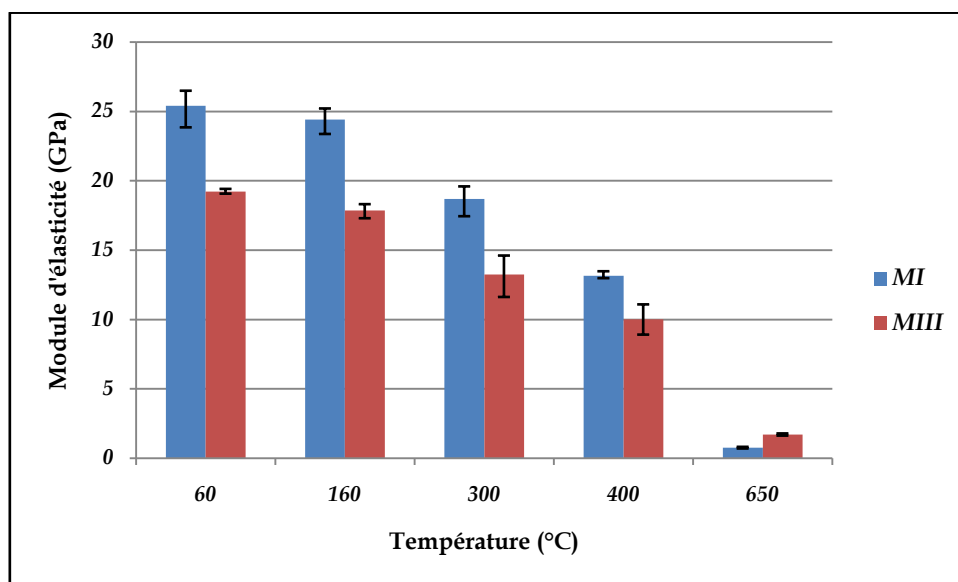
En ce qui concerne le type de ciment, on remarque que, pour chaque température de traitement, les pâtes de ciment et mortiers à base de ciment Portland (CI et MI) ont enregistré des valeurs plus élevées de module d'élasticité par rapport aux échantillons à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CIII et MIII). Sauf dans le cas de la température 650°C, où les échantillons CIII et MIII ont montré une meilleure résistance au feu. Il a été déjà mentionné, dans des travaux ultérieurs, que l'ajout de laitier de haut-fourneau tend à diminuer le module d'élasticité des pâtes de ciment [70-72], des mortiers [52,70,73] et des bétons [74].

En outre, il a été constaté que les pertes du module d'élasticité de tous les échantillons étaient plus prononcées par rapport aux pertes de résistance à la compression. Par exemple, à la

température de 400°C, le module élastique des échantillons CI, CIII, MI et MII a diminué, respectivement, de 49,06 %, 48,28 %, 51,78 % et 52,07 %. Par contre les pertes de résistance à la compression résiduelle, pour la même température (400°C), étaient respectivement de 0,59 %, 9,53 %, 29,28 % et 21 %. Ce phénomène a été également observé dans d'autres études sur le béton soumis à des températures élevées [75-77].



-a-



-b-

Figure IV.6 : Effet de la température sur le module d'élasticité des pâtes de ciment (a) et mortier (b)

IV.9. Courbe contrainte-déformation

La réponse mécanique du béton est généralement exprimée sous la forme de relations contrainte-déformation, qui sont souvent utilisées comme données d'entrée dans les modèles mathématiques pour évaluer la résistance au feu des éléments de structure en béton [78]. Les Fig. IV.7.a et IV.7.b illustrent, respectivement, la réponse contrainte-déformation des mortiers MI et MIII à diverses températures. Les données contrainte-déformation ont été enregistrées lors des essais de compression à vitesse de traverse imposée et non en vitesse de charge, comme le préconisent généralement les normes. Les conditions de déplacement imposé permettent d'obtenir toute la courbe contrainte-déformation du matériau, contrairement à celles de vitesse de charge imposée où l'on ne peut obtenir que la branche ascendante de la courbe. Les essais normalisés n'ont pour objectif que la détermination des contraintes de rupture des matériaux [79]. On enregistre que, pour toutes les températures, la courbe contrainte-déformation du mortier MI et MII présente une réponse linéaire suivie d'une réponse parabolique jusqu'au pic de tension, puis d'une partie descendante rapide avant la rupture.

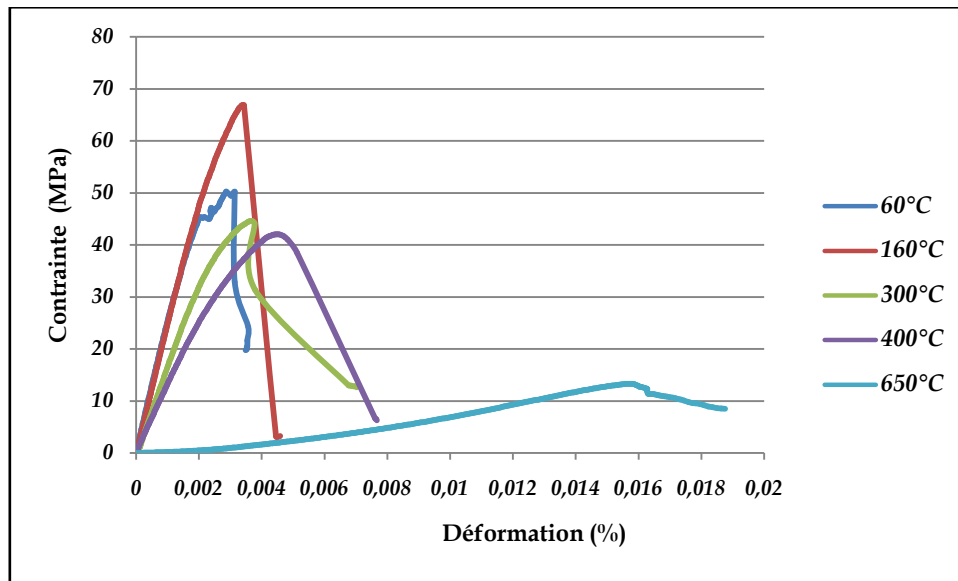
Cependant, il a été constaté qu'avec l'augmentation de la température, les courbes contrainte-déformation deviennent plus plates, et la contrainte maximale se déplace vers le bas et vers la droite. À 60°C, les courbes ascendantes et descendantes sont plus raides. Au fur et à mesure que la température augmente, la résistance résiduelle diminue et la courbe ascendante est plus linéaire mais la courbe descendante est plus plate. Et cela s'est manifesté par une réduction de la pente des courbes, par conséquent, son module d'élasticité et une augmentation de la déformation plastique. Avec l'augmentation de la température, on constate ainsi que la zone sous la courbe est généralement plus grande que celle à 60°C, indiquant une augmentation de la capacité de dissipation d'énergie.

Il a également été établi que le mortier MI présente des courbes contrainte-déformation plus raides et plus linéaires par rapport au mortier MIII.

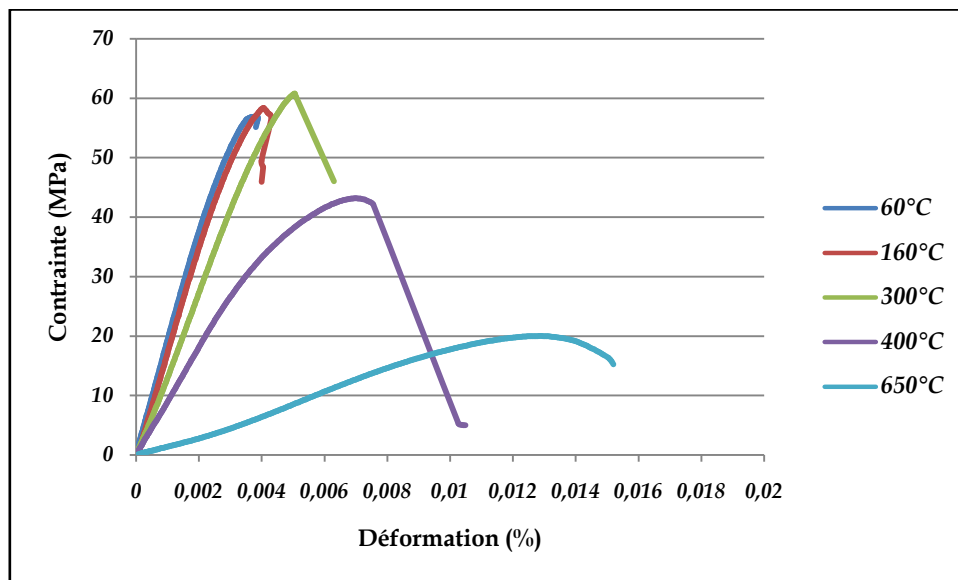
Les déformations ultimes (prises comme la valeur correspondant à la contrainte maximale) ont été observées comme étant différentes pour les deux mortiers et dépendantes de la température. Pour le même mortier, l'augmentation de la température a entraîné une augmentation des valeurs de déformation ultimes (d'où la ductilité du matériau). Des recherches antérieures [80] ont montré que l'augmentation de la déformation ultime du béton après une exposition à haute température est principalement due au développement de fissures dans un échantillon de béton.

En outre, il a été constaté que les déformations ultimes étaient plus élevées dans les mortiers MIII que dans les mortiers MI pour les températures d'exposition de 160°C, 300°C et 400°C. Par exemple, dans le cas des mortiers MI, la déformation ultime était de 2,76‰ pour la température de référence (60°C) et de 3,38 ‰, 3,69 ‰ et 14,98 ‰, respectivement, pour les températures d'exposition de 160°C, 300°C et 400°C. Alors qu'elle était de 3,83‰ pour la température de référence (60°C) et de 4,04 ‰, 5,05 ‰ et 7,01‰, respectivement pour les mêmes températures d'exposition, dans le cas des mortiers MIII.

Cependant, des changements significatifs dans les relations contrainte-déformation ont été observés après une exposition à 650°C. La contrainte au pic continue de diminuer, la déformation ultime continue d'augmenter, le module élastique des mortiers sont considérablement réduits et l'aire sous la courbe contrainte-déformation a considérablement réduite. La déformation ultime enregistrée à cette température pour le mortier MI et MIII était, respectivement, de 14,98‰ et 12,84‰. Cela peut être expliqué par le processus de décomposition de l'hydroxyde de calcium et du silicate de calcium hydraté à cet intervalle de température qui se traduira par un plus grand nombre de fissures, ce qui réduira à son tour la surface d'appui effectif d'un échantillon d'essai conduisant à des déformations de pics plus élevés [81].



-a-



-b-

Figure IV.7 : Effet de la température sur la courbe contrainte-déformation
 a. Mortier MI b. Mortier MIII

IV.10. Vitesse de propagation des ondes ultrasonores

L'évaluation non destructive basée sur les ondes ultrasonores est une méthode fiable pour évaluer la dégradation des matériaux à base de ciment [82-86]. La transmission des ondes ultrasonores à travers une masse de béton est fortement influencée par la microfissuration du béton. Ainsi, la diminution de la vitesse des ondes avec l'augmentation de la température est une mesure sensible de la progression de la fissuration dans le matériau [87]. Le développement de la technique non destructive pour l'évaluation de la résistance du béton endommagé par le feu est d'une grande importance [88].

Sur le Tableau IV.5, les effets des températures élevées sur la vitesse des ondes ultrasonores des échantillons sont présentés et leur évolution est illustrée sur la Figure IV.8. Les rapports de vitesse des ondes ultrasonores après exposition à des températures élevées par rapport à la valeur d'origine avant chauffage (60°C) sont indiqués entre parenthèses. Comme on peut s'y attendre, on note une diminution de la vitesse des ondes ultrasonores, sous l'effet du chauffage, cela est dû aux discontinuités qui se forment dans la pâte de ciment au cours du chauffage, et aux décohésions qui se produisent aux interfaces en raison des dilatations différentielles entre la pâte de ciment et granulats. Les effets chimiques et physiques du processus de chauffage entraînent également des changements de volume qui jouent le rôle principal dans la fissuration et la détérioration du mortier à des températures élevées. Ces vides retardent l'impulsion ultrasonore, entraînant une augmentation du temps de parcours et par conséquent une diminution de la vitesse. L'augmentation de la porosité lors de l'exposition des éprouvettes à une température élevée [12] a une incidence sur la propagation des ondes ultrasonore. L'augmentation de la porosité diminue ainsi les vitesses de propagation des ondes ultrasonores dans du béton [89-94].

L'évolution de la vitesse des ondes ultrasonores est différente dans le cas des échantillons MI par rapport aux échantillons MII. En effet, un gain de vitesse est enregistré dans le cas des mortiers MI à 160°C suivit d'une diminution avec l'augmentation de la température. Cependant, une diminution linéaire est constatée avec l'augmentation de la température dans le cas des échantillons MIII.

Après chauffage à 160°C, l'échantillon MI présentait environ 103 % de la valeur mesurée à la température de référence. Ces proportions sont respectivement de 91 et 83 % à 300 et 400°C. L'évaluation par ultrasons devient de plus en plus difficile à mesure que les échantillons deviennent de plus en plus fissurés, la fissuration augmente l'atténuation acoustique et réduit les hauteurs d'impulsion [70]. La raison pour laquelle la mesure devient impossible lorsque la température de traitement dépasse 650°C.

Pour les échantillons MIII, une diminution des ondes ultrasonores est constatée avec l'augmentation de la température. Les vitesses des ondes ultrasonores présentaient environ 95, 90, 80 et 44 % de la valeur mesurée à la température de référence, respectivement, pour les températures de chauffe de 160, 300, 400 et 650°C. À cette dernière température (650°C), la vitesse des ondes ultrasonores a atteint son niveau le plus bas et, par conséquent, tous les échantillons étaient en très mauvais état après avoir été exposés à cette température.

En outre, on constate que, pour chaque température de traitement, les vitesses des ondes ultrasonores des mortiers MIII sont légèrement supérieures à celle des mortiers MI. Sauf dans le cas de la température de 160°C. Effet du laitier de haut-fourneau sur la vitesse de propagation des ondes ultrasonores est approuvé dans les travaux de Chidiac et Panesar [11] sur un béton dosé à 360 kg/m³ et un pour un rapport E/C de 0,31. La vitesse des ondes ultrasonores des bétons augmente avec l'augmentation de la teneur du laitier de haut-fourneau. Selon eux, l'effet physique des particules de laitier augmente la densité et l'homogénéité microstructurale du béton.

Tableau IV.5 : Vitesse des ondes ultrasonores des mortiers exposés à des températures élevées (km/s)

Température (°C)	60	160	300	400	650
MI	3,83 (100%)	3,95 (103%)	3,48 (91%)	3,16 (83%)	----
MIII	4,03 (100%)	3,83 (95%)	3,64 (90%)	3,22 (80%)	1,78 (44%)

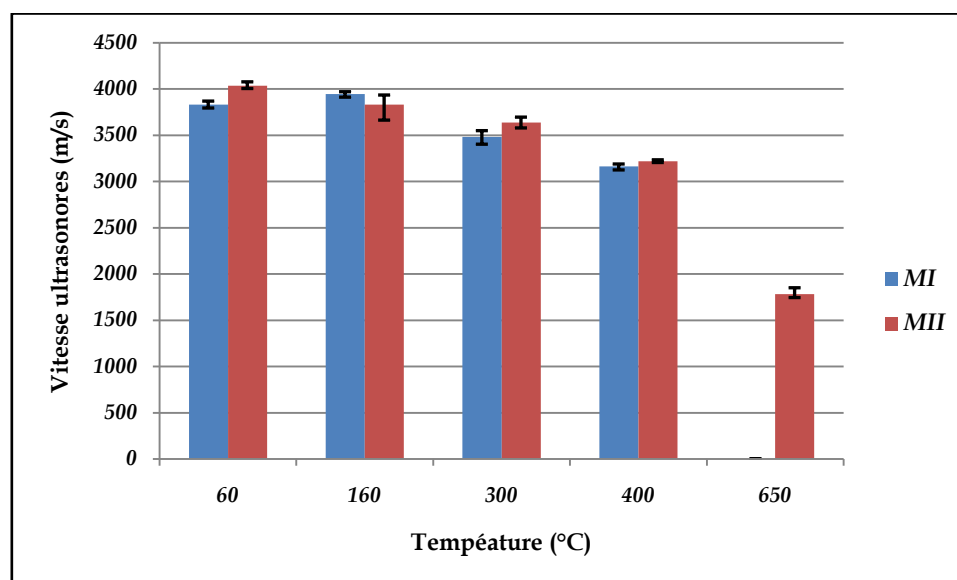


Figure IV.8 : Effet de la température sur la vitesse de propagation des ondes ultrasonores sur les mortiers

Leslie et Cheesman [95] et Whitehurst [96] ont classé la qualité du béton selon les valeurs des vitesses des ondes ultrasonores dans leur étude. Cette classification est donnée dans le Tableau IV.6. Selon cette classification, la qualité du béton est excellente lorsque la valeur de vitesse de propagation dans le béton est supérieure à 4,5 km/s, bonne lorsqu'elle est comprise entre 3,6 et 4,5 km/s, normale lorsqu'elle est comprise entre 3,0 et 3,6 km/s, faible lorsqu'elle est comprise entre 2,1 et 3,0 km/s et trop faible lorsqu'elle est inférieure à 2,1 km/s.

Selon les résultats de cette étude, les mortiers MI et MIII à la température de référence et après un traitement à 160°C peuvent être classés comme des mélanges de bonne qualité (vitesse varie entre 3,83 et 4,03 km/s). Les mortiers MI et MIII chauffés à 300 et 400°C sont classés comme qualité normale (vitesse varie entre 3,16 et 3,64 km/s) tandis que celles exposés à 650°C sont de mauvaise qualité.

Tableau IV.6 : Qualité du béton en fonction de la vitesse de propagation du son

Qualité	Vitesse de propagation du son (km/s)
Excellente	> 4,5
Bonne	3,6 - 4,5
Normale	3,0 - 3,6
Faible	2,1 - 3,0
Trop faible	< 2,1

IV.11. Corrélation

Pour mieux comprendre l'influence des températures élevées sur les différentes propriétés des mortiers mesurées dans la présente étude, des corrélations entre les propriétés physiques et mécaniques ont été établies.

Dans les figures IV.9 et IV.10, les corrélations entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et la résistance à la compression et le module d'élasticité pour les mortiers MI et MIII sont, respectivement, représentées. Une corrélation exponentielle positive est observée pour les deux relations. Les coefficients de corrélation R^2 sont, respectivement pour MI et MIII, de 0,94 et 0,99 dans le cas de la résistance à la compression et de 0,95 et 0,99 dans le cas du module d'élasticité.

Des corrélations similaires entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et la résistance à la compression ont été déjà trouvées par Akçaözoglu [97] et Yang et al. [98] sur des bétons à base de ciment Portland (CEM I) exposés à haute température. Par Demirboga et al. [99] pour les bétons à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CEM III). Et par Mohammed et Rahman [100] pour les bétons à base de ciment Portland composé (CEM II).

Les relations entre ces propriétés sont statistiquement significatives ($R^2 > 0,94$), indiquant ainsi l'opportunité de déterminer la vitesse de propagation des ondes ultrasonores comme un essai rapide et non destructif pour estimer la résistance à la compression résiduelle et le module d'élasticité du mortier exposé au feu. Il est déjà rapporté que la méthode de la vitesse des ondes ultrasonores peut être utilisée pour évaluer la résistance à la compression résiduelle du béton après une exposition à des températures élevées [98].

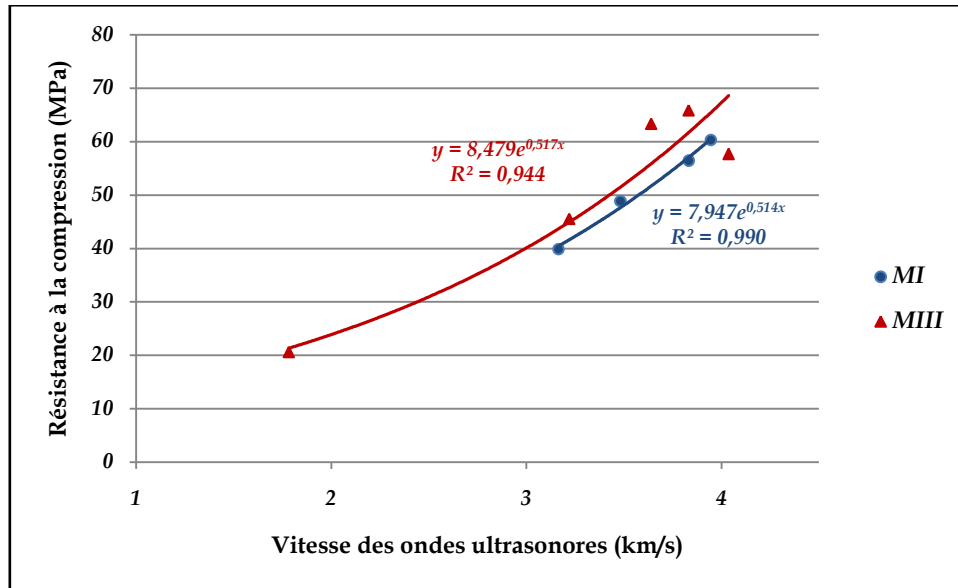


Figure IV.9 : Relation entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et la résistance à la compression

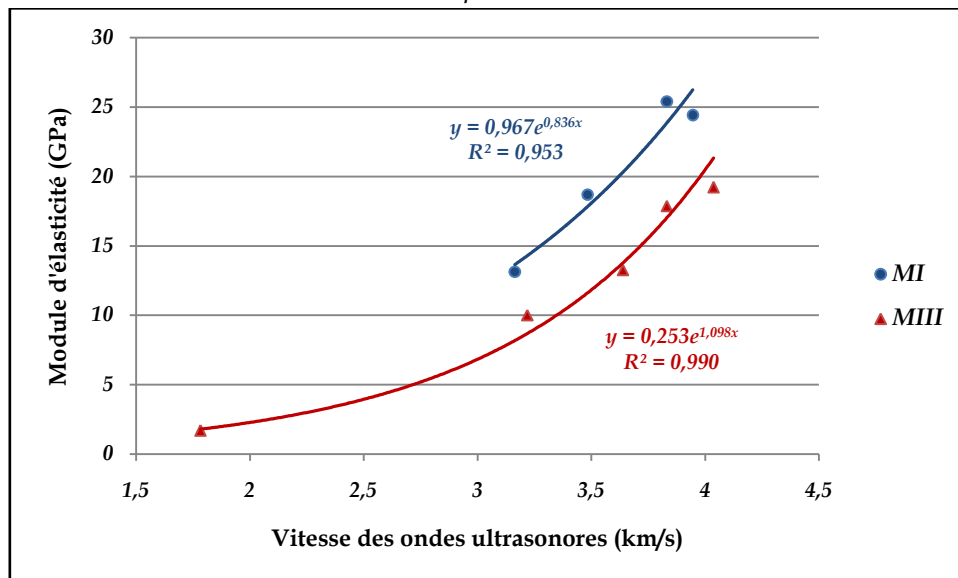


Figure IV.10 : Relation entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et le module d'élasticité

En pratique, le béton est généralement spécifié par sa résistance à la compression. Par conséquent, la relation entre la résistance à la compression et le module d'élasticité et la perméabilité est d'un intérêt particulier. Les relations entre la résistance à la compression et le module d'élasticité et entre la résistance à la compression et la perméabilité aux gaz pour les mortiers MI et MIII sont représentées, respectivement, à la Figure IV.11 et IV.12.

À partir des valeurs de coefficient de corrélation et des tendances de corrélation montrées sur les Figure IV.11 et IV.12, on peut voir que ces relations sont sensiblement affectées par le type de ciment. Pour le module d'élasticité, les valeurs du coefficient de corrélation R^2 sont de 0,980 pour le mortier MI et de 0,836 pour le mortier MIII. Pour la perméabilité, les valeurs

de R^2 sont de 0,923 pour le mortier MI et de 0,706 pour le mortier MIII. On peut également observer que les tendances de corrélation sont évidemment différentes. La résistance à la compression est linéairement corrélée au module d'élasticité, alors qu'elle montre une corrélation exponentielle négative avec le coefficient de perméabilité aux gaz.

Selon les coefficients de corrélation, et pour les deux relations, on constate que les mortiers MI présentent une bonne corrélation par rapport aux mortiers MIII.

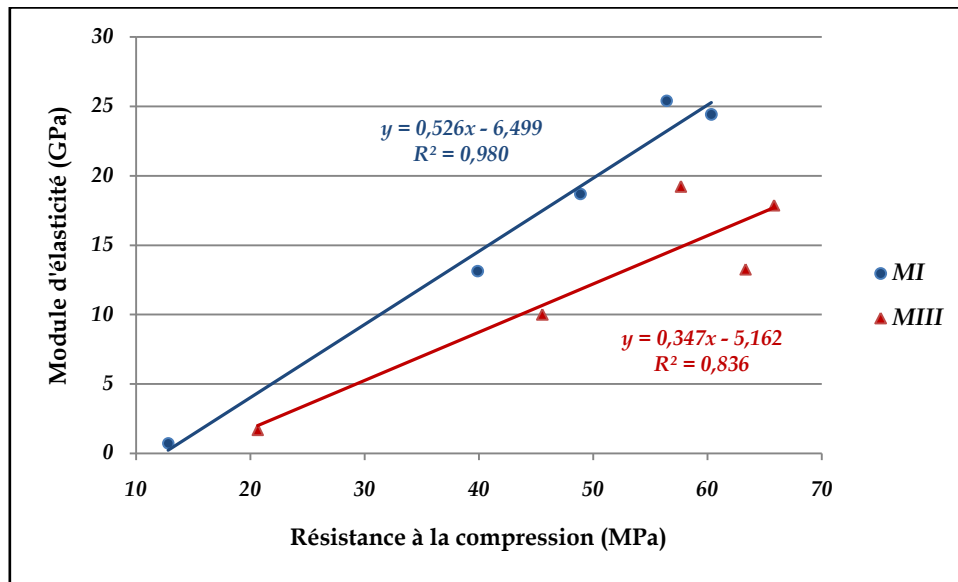


Figure IV.11 : Relation entre la résistance à la compression et le module d'élasticité

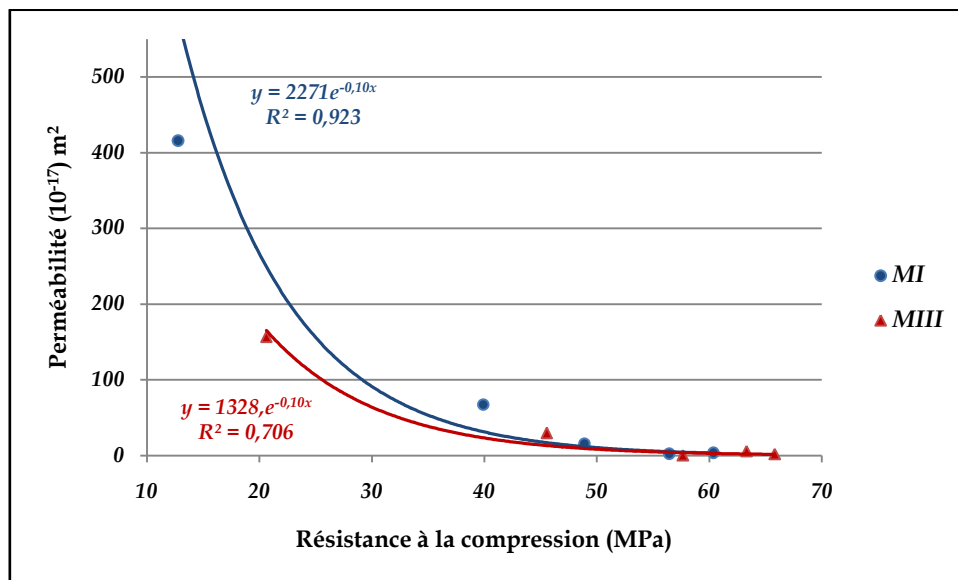


Figure IV.12 : Relation entre la résistance à la compression et le coefficient de perméabilité des gaz

La perméabilité aux gaz et la diffusivité des ions chlorure sont régies par deux modes de transport distinct. La variation de ces deux paramètres dépend de la microstructure du béton et de la fissuration engendrée par l'endommagement thermique. Elles dépendent fortement

du réseau poreux, de sa connectivité et de la teneur en eau du matériau [101]. Cependant, la perméabilité aux gaz est mesurée sur un échantillon sec, tandis que le coefficient de diffusion est mesuré sur le même échantillon à l'état saturé par un essai de diffusion en régime transitoire. Selon les résultats présentés aux Figures IV.2 et IV.3, nous trouvons que la perméabilité aux gaz et le coefficient de diffusion montrent une même tendance (une augmentation avec l'augmentation de la température). Cela nous permet d'établir une relation entre ces deux paramètres de transfert. La Figure IV.13, présente la relation entre le coefficient de perméabilité des gaz et le coefficient de diffusion apparent des mortiers MI et MIII. Les résultats montrent qu'il existe une relation de type puissance entre l'évolution de ces deux paramètres en fonction de la variable d'endommagement thermique avec un coefficient de corrélation R^2 de 0,96 et 0,98, respectivement, pour MI et MIII.

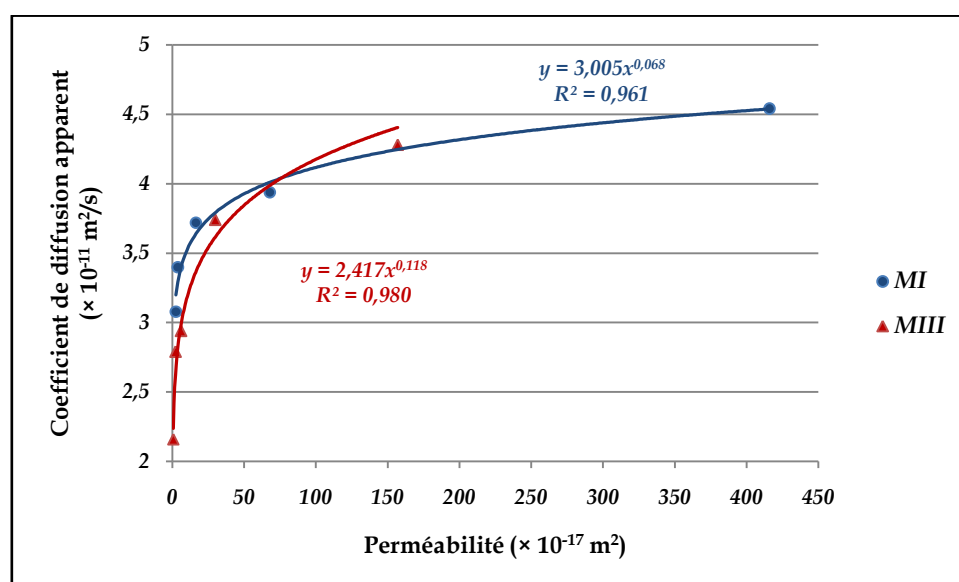


Figure IV.13 : Relation entre coefficient de perméabilité des gaz et le coefficient de diffusion apparent

IV.12. Conclusion

Ce chapitre est consacré à la caractérisation des propriétés physiques et mécaniques d'un mortier normalisé, avec et sans laitier de haut-fourneau, soumis à l'effet des températures élevées. L'analyse des résultats expérimentaux conduit aux conclusions suivantes :

- Une réduction de la porosité pour les quatre matériaux cimentaire utilisé dans cette étude (CI, CIII, MI et MIII) respectivement de 13%, 17%, 5% et 7% pendant une période de cure plus longue (de 28 à 90 jours). Cette réduction est plus considérable dans les matériaux cimentaire à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CIII et MIII) que celle à base de ciment Portland.

- Les résultats de pesée des éprouvettes avant et après le chauffage à différentes températures montrent une diminution de la masse des pâtes de ciment (CI et CIII) et mortier (MI et MIII) avec l'augmentation de la température. Toutefois, à la température de 160°C et 650°C, les matériaux cimentaires à base de ciment Portland (CI et MI) perdent plus de masse que celle avec du ciment au laitier (CIII et MIII). Cependant, à 300°C et 400°C, c'est les échantillons à base de ciment au laitier (CIII et MIII) qui ont entraîné une perte de masse plus importante.
- Sous l'effet du chauffage la vitesse de propagation des ondes ultrasonores augmente légèrement à 160°C dans le cas des mortiers à base de ciment Portland (MI) ensuite elle diminue avec l'augmentation de la température. Cependant, une diminution linéaire avec l'augmentation de la température dans le cas des mortiers à base de ciment au laitier (MIII).
- Pour chaque température de traitement, les vitesses des ondes ultrasonores des mortiers MIII sont légèrement supérieures à celle des mortiers MI. Sauf dans le cas de la température de chauffe à 160°C.
- Du point de vue comportement résiduel sous charge mécanique, et pour tous les échantillons, le traitement thermique entraîne un gain de résistance en compression à 160°C suivie d'une perte progressive en fonction de la température d'exposition.
- En ce qui concerne l'effet du type de ciment, on peut constater, que ce soit à la température de référence (60°C) ou les quatre températures de traitement thermique (160, 300, 400 et 650°C), les matériaux cimentaires à base de ciment au laitier (CIII et MIII) présentes des résistances à la compression résiduelles plus élevées que ceux réalisés avec du ciment Portland (CI et MI). En plus, et pour l'ensemble des températures d'exposition, le remplacement du ciment Portland par du ciment au laitier a entraîné une augmentation de la résistance à la compression entre 52 à 95% pour les pâtes de ciment et entre 2 à 62% pour les mortiers. Cette augmentation est plus remarquable dans les pâtes de ciment que dans les mortiers.
- Concernant les résultats des essais de flexion, un comportement similaire aux essais de compression est enregistré. Cependant, les résistances résiduelles à la traction augmentent de manière continue jusqu'à 300°C. Contrairement aux essais de compression où le pic a été enregistré à 160°C, la résistance à la traction par flexion a enregistré un pic à 300°C.

- En ce qui concerne l'effet du ciment au laitier de haut-fourneau, contrairement aux résultats de la compression, et pour les différentes températures de chauffe, les échantillons de ciment au laitier (MIII) présentent des résistances à la traction résiduelle plus faible que ceux au ciment Portland (MI).
- Contrairement aux résistances mécaniques (compression et traction par flexion) qui évoluent en deux phases (augmentation suivi d'une réduction), les modules d'élasticité des pâtes de ciment (CI et CIII) et mortier (MI et MIII) adoptent un facteur d'endommagement linéaire en fonction de la température. En outre, on constate que pour chaque échantillon soumis au même traitement thermique, les modules d'élasticité des pâtes de ciment et mortier diminuent lorsque le ciment portland (CEMI) est remplacé par du ciment au laitier (CEMIII).
- Les courbes contrainte-déformation des mortiers MI et MII, et à chaque température de traitement, présentent une réponse linéaire suivie d'une réponse parabolique jusqu'au pic de tension, puis d'une partie descendante rapide avant la rupture. Cependant, qu'avec l'augmentation de la température, les courbes contrainte-déformation deviennent plus plates, et la contrainte maximale se déplace vers le bas et vers la droite. Par conséquent, une diminution du module d'élasticité et une augmentation de la déformation ultime et de la déformation plastique. En outre, l'utilisation du ciment au laitier a entraîné une augmentation des déformations ultimes, par rapport au ciment Portland, d'où une ductilité plus élevée.
- Pour mieux étudier l'influence du type de ciment sur les performances de durabilité des mortiers exposés à haute température, des essais de perméabilité aux gaz et de diffusivité aux ions chlorure en régime transitoire ont été réalisés. La température induit de profondes modifications de la microstructure des matériaux à matrice cimentaire. En effet, les phénomènes de déshydratation et de déformation thermique des constituants provoquent une microfissuration accompagnée d'un élargissement des pores. Ainsi, après l'application de cycles thermiques, nous avons observé une augmentation exponentielle du coefficient de perméabilité apparente et une augmentation linéaire du coefficient de diffusion apparente des deux mortiers avec l'augmentation de la température. Cependant, nous avons observé que la perméabilité aux gaz est plus sensible à l'endommagement que la diffusion des ions chlorure.

- En ce qui concerne l'effet du ciment au laitier, il a été constaté que son utilisation dans les mortiers à tendance a diminué leur coefficient de perméabilité apparente ainsi que le coefficient de diffusion apparente. De plus, et à partir de nos résultats il a été observé, qu'il avait plus d'augmentation des coefficients de perméabilité et de diffusivité avec l'augmentation de la température lors d'utilisations du ciment au laitier comparé au ciment Portland.
- Une corrélation exponentielle positive est observée entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et la résistance à la compression et également entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et le module d'élasticité pour les deux mortiers (MI et MIII).
- La résistance à la compression est linéairement corrélée au module d'élasticité, alors qu'elle montre une corrélation exponentielle négative avec le coefficient de perméabilité aux gaz pour les deux mortiers (MI et MIII). Cependant, pour les deux relations, les mortiers MI présentent une bonne corrélation par rapport aux mortiers MIII.
- Et en dernier, une relation de type puissance est obtenue entre le coefficient de perméabilité des gaz et le coefficient de diffusion apparent des ions chlorure.

Références bibliographiques du chapitre IV

- [1] Nicolas Bur (2012), *Études des caractéristiques physico-chimiques de nouveaux bétons éco- respectueux pour leur résistance à l'environnement dans le cadre du développement durable*. Thèse de Doctorat, Université de Strasbourg, France.
- [2] Chidiac S.E. and Panesar D.K. (2008), *Evolution of mechanical properties of concrete containing ground granulated blast furnace slag and effects on the scaling resistance test at 28 days*, *Cem. Concr. Compos.* 30, 63–71.
- [3] Aveline Darquennes (2009), *Comportement au jeune âge de bétons formulés à base de ciment au laitier de haut fourneau en condition de déformations libre et restreinte*, Thèse de Doctorat, Université libre de Bruxelles, Bruxelles, Belgique.
- [4] Ollivier J. P. and Torrenti J. M. (2008), *La structure poreuse des bétons et les propriétés de transfert, La durabilité des bétons*, Chapter: 3, Presses de l'école nationale des ponts et chaussées, 51–134.
- [5] Gao J.M., Qian C.X., Liu H.F., Wang B. and Li L. (2005), *ITZ microstructure of concrete containing GGBS*, *Cem. Concr. Res.* 35, 1299–1304.
- [6] Kalifa P., Chéné G. and Gallé C. (2001), *High-temperature behaviour of HPC with polypropylene fibres : From spalling to microstructure*, *Cem. Concr. Res.* 31, n°10, 1487-1499.
- [7] Noumowé A., Siddique R. and Ranc G. (2009), *Thermo-mechanical characteristics of concrete at elevated temperatures up to 310°C*, *Nucl. Eng. Des.* 239, 470–476.
- [8] Zhou Q. and Glasser F.P. (2001), *Thermal stability and decomposition mechanisms of ettringite at < 120°C*, *Cem. Concr. Res.* 31, 1333–1339.
- [9] Lothenbach B., Scrivener K. and Hooton R.D. (2011), *Supplementary cementitious materials*, *Cem. Concr. Res.* 41, 1244–1256.
- [10] Castellote M., Alonso C., Andrade C., Turrillas X. and Campo J. (2004), *Composition and microstructural changes of cement pastes upon heating, as studied by neutron diffraction*, *Cem. Concr. Res.* 34, 1633–1644.
- [11] Chidiac S.E. and Panesar D.K. (2008), *Evolution of mechanical properties of concrete containing ground granulated blast furnace slag and effects on the scaling resistance test at 28 days*, *Cem. Concr. Compos.* 30, 63–71.
- [12] Albert Noumowé (1995), *Effet de hautes températures (20-600°C) sur le béton, Cas particulier du béton à hautes performance*, Thèse de Doctorat, INSA Lyon, France.
- [13] Divet L., Arnaud S., Derobert X., Fasseu P., Faure R. M., Larive C., Naquin B. and Olivier G. (2005), *Méthodes d'essai des LCPC N°62, Présentation des techniques de diagnostic de l'état d'un béton soumis à un incendie*, Laboratoire Central des Ponts et Chaussées.
- [14] Bazant Z.P. and Kaplan M.F. (1996), *Concrete at High Temperatures, Material Properties and Mathematical Models*, Longman House, Burnt Mill, England.
- [15] Lion M., Skoczylas F., Lafhaj Z. and Sersar M. (2005), *Experimental study on a mortar. Temperature effects on porosity and permeability. Residual properties or direct measurements under temperature*, *Cem. Concr. Res.* 35, 1937–1942.
- [16] Izabela Gawęska Hager (2004), *Comportement à haute température des bétons à haute performance. Évolution des principales propriétés mécaniques* Thèse de Doctorat, École Nationale des Ponts et Chaussées, Paris, France.
- [17] Yahia Msaad (2005), *Analyse des mécanismes d'écaillage du béton soumis à des températures élevées*, Thèse de Doctorat, École Nationale des Ponts et Chaussées, Paris, France.
- [18] Sliwinski J., Leonard R. and Tracz T. (2004) *Influence of High Temperature on the Residual Permeability of High Performance Concrete (in Polish)*, Proc. Of 2nd Conf. "Dni Betonu", Polski Cement, Wista.
- [19] Hager I., Tracz T., Choinska M. and Mróz K. (2019), *Effect of cement type on the mechanical behavior and permeability of concrete subjected to high temperatures*, *Materials* 12 (18) 3021.
- [20] Choinska M., Khelidj A., Chatzigeorgiou G. and Pijaudier-Cabot G. (2007), *Effects and interactions of temperature and stress-level related damage on permeability of concrete*, *Cem. Concr. Res.* 37, 79–88.

- [21] Teodora Comsa (2013), *Spalling Mechanism in Concrete Exposed to Elevated Temperatures*, Master Thesis, Aalborg University, USA.
- [22] Khan M. L. (2003), *Permeation of high performance concrete*, *ASCE Journal of materials in civil engineering*, 15, 84-92.
- [23] Gabriel Alexander Khoury (1992), *Compressive strength of concrete at high temperatures: a reassessment*, *Mag. Concr. Res.* 44 (161) 291-309.
- [24] Richardson I. G. (2000), *The nature of the hydration products in hardened cement pastes*. *Cem. Concr. Res.* 22, 97-113.
- [25] Richardson I. G. (2008), *The calcium silicate hydrates*. *Cem. Concr. Res.* 38, 137-158.
- [26] Richardson I. G. and Groves G. W. (1992), "Microstructure and microanalysis of hardened cement pastes involving ground granulated blast-furnace slag". *Journal of Materials Science*, 27, 6204-6212.
- [27] Kolani B., Buffo-Lacarrière L., Sellier A., Escadeillas G., Boutillon L. and Linger L. (2012), *Hydration of slag-blended cements*, *Cem. Concr. Comp.* 34, 1009-1018.
- [28] Piasta J. (1984), *Heat deformations of cement paste phases and the microstructure of cement paste*, *Matériaux et Constructions*, 17, 415-420.
- [29] Loukili A., Khelidj A. and Richard P. (1999), *Hydration kinetics, change of relative humidity, and autogenous shrinkage of ultra-high-strength concrete*, *Cem. Concr. Res.*, 29, 577-584.
- [30] Piasta J., Sawicz Z. and Rudzinski L. (1984), *Changes in the structure of hardened cement paste due to high temperature*, *Matériaux et Constructions*, 17, 291-296.
- [31] Tang L. and Nilsson L.O. (1993), *Chloride binding capacity and binding isotherms of opc pastes and mortar*, *Cem. Concr. Res.* 23, 247-253.
- [32] Wee T. H., Suryavanshi A. K. and Tin S. S. (2000), *Evaluation of rapid chloride permeability test (RCPT) result for concrete containing mineral admixture*, *ACI Material journal*, 97(2) 221-232.
- [33] Feldman R. F. (1985), *Significance of porosity Measurements on Blended Cement Performance*, *Proceedings, SP-79*, V M. Malhotra, ed., ACI, Farmington hill, Mich, 415-433.
- [34] Mehta P K. (1981), *Sulfate resistance of blinding Portland cements containing pozzolanic and granulated blast furnace slag*, *Proceeding Fifth International Symposium on Concrete Technology*, 1495-1508, Mexico.
- [35] Ollivier J. P. and Torrenti J. M. (2008), *La structure poreuse des bétons et les propriétés de transfert, La durabilité des bétons, Chapitre 3*, Presses de l'école nationale des ponts et chaussées, 51-134.
- [36] Ortega J.M., Albaladejo A., Pastor J.L., Sánchez I. and Climent M.A. (2013), *Influence of using slag cement on the microstructure and durability related properties of cement grouts for micropiles*, *Constr. Build. Mater.* 38, 84-93.
- [37] Hatanaka A., Elakneswaran Y., Kurumisawa K. and Nawa T. (2017), *The Impact of Tortuosity on Chloride Ion Diffusion in Slag-Blended Cementitious Materials*, *Journal of Advanced Concrete Technology*, 15, 426-439.
- [38] Ramachandran V.S., Seeley R.C. and G.M. Polomark (1984), *Free and combined chloride in hydrating cement and cement compounds*, *Materials and Structures*, 19, 285-289.
- [39] Byfors K., *Chloride binding in cement paste*, *Nordic Concrete Research*, 5 (1986) 27-38.
- [40] Arya C., Buenfeld N.R. and Newman J.B. (1993), *Factors influencing chloride-binding in concrete*, *Cem. Concr. Res.* 20, 291-300.
- [41] Rasheeduzzafar, Ehtesham-Hussain S. and Al-Saadoun S.S. (1992), *Effect of tricalcium aluminate content of cement on chloride binding and corrosion of reinforcing steel in concrete*, *ACI Materials Journal*, 89, 3-12.
- [42] Beaudoin J.J., Ramachandran V.S. and Feldman R.F. (1990), *Interaction of chloride and C-S-H*, *Cem. Concr. Res.* 20, 875-883.
- [43] Baroghel-Bouny V., Chaussadent T. and Rharinaivo A. (1995), *Experimental investigations on binding of chloride in cementitious materials*, in *Chloride Penetration Into Concrete*, RILEM, Saint- Rémy-les-Chevreuses, France.
- [44] Richardson I.G. (1999), *The nature of C-S-H in hardened cements*, *Cem. Concr. Res.* 29, 1131-1147.
- [45] Dhir R. K., EL-Mohr M. A. K. and Dyer T D. (1996), *Chloride binding in GGBS concrete*, *Cem. Concr. Res.* 26, 1767-1773.

- [46] Luo R., Cai Y., Wang C., Huang X. (2003), *Study of chloride binding and diffusion in GGBS concrete*, *Cem. Concr. Res.* 33, 1-7.
- [47] Dias W.P.S., Khoury G.A. and Sullivan P.J.E. (1990), *Mechanical properties of hardened cement paste exposed to temperatures up to 700°C*. *ACI Materials Journal*, 87(2)160–166.
- [48] Khoury G.A. (1992), *Compressive strength of concrete at high temperature: a reassessment*, *Magazine of Concrete Research*, 44(16)291–309.
- [49] Robert F., Veron E., Moranville M. and Matzen G. (2009), *Link between cement paste chemical changes and mortar mechanical resistance at high temperature*. In *1st International Workshop on concrete spalling due to Fire Exposure*, 311–321, Leipzig, Allemagne.
- [50] Diederichs U., Jumppanen U.M. and Penttala V. (1989), *Behaviour of high strength concrete at high temperature*, Espoo: Helsinki University of Technology, Report 92.
- [51] Poon C. S., Azhar S., Anson M. and Wong Y. L. (2001), *Comparison of the strength and durability performance of normal and high-strength pozzolanic concretes at elevated temperatures*, *Cem. Concr. Res.* 31, 1291–1300.
- [52] Culfik M. S. and Ozturan T. (2002), *Effect of elevated temperatures on the residual mechanical properties of high-performance mortar*, *Cem. Concr. Res.* 32, 809–816
- [53] Indelicato F. (1990), *On the correlation between porosity and strength in high-alumina cement mortars*, *Materials and Structures*, 23, 289–295.
- [54] Chen X., Wu S and Zhou J (2013), *Influence of porosity on compressive and tensile strength of cement mortar*, *Constr. Build. Mater.* 40, 869–874.
- [55] Kalifa P. and Tsimbrovska M. (1998), *Comportement des BHP à hautes températures, État de la question et résultats expérimentaux*. *Cahier de CSTB n° 3078*.
- [56] Lublőy É., Kopeckó K., Balázs G.L., Szilágyi I. M. and Madarász J. (2016), *Improved fire resistance by using slag cements*, *J. Therm. Anal. Calorim.* 125, 271–279.
- [57] Horszczaruk E., Sikora P., Cendrowski K. and Mijowska E. (2017), *The effect of elevated temperature on the properties of cement mortars containing nanosilica and heavyweight aggregates*, *Constr. Build. Mater.* 137, 420–431.
- [58] TC44-PHT. Rilem Technical Committees 44-PHT (1985), *Behaviour of Concrete at high temperature*. Technical Report Ed. by, U. Schneider, Dept. of Civil Engineering, Germany.
- [58] Ibrahim R.K., Hamid R. and Taha M.R. (2012), *Fire resistance of high-volume fly ash mortars with nanosilica addition*, *Constr. Build. Mater.* 36, 779–786.
- [60] Xu Y., Wong YL, Poon C.S. and M. Anson (2001), *Impact of high temperature on PFA concrete*, *Cem. Concr. Res.* 31, 1065–1073.
- [61] Blundell R., Diamond C. and Browne R. G. (1976), *The properties of concrete subjected to elevated temperatures*. Imperial College (London), CIRIA Underwater Group, Technical note.
- [62] Hanaa Fares (2009), *Propriétés mécaniques et physico-chimiques de bétons autoplaçants exposées à une température relevée*, Thèse de Doctorat, Université de Cergy-Pontoise, Paris, France.
- [63] Heikal M., Ali A.I., Ismail M.N., Awad S. and Ibrahim N.S. (2014), *Behavior of composite cement pastes containing silica nano-particles at elevated temperature*, *Constr. Build. Mater.* 70, 339–350.
- [64] Abrams M. S. (1973), *Compressive strength of concrete at temperatures to 1600F. Effect of temperature on concrete*, *ACI SP 25-2*, 33–58.
- [65] Aydın S. and Baradan B. (2007), *Effect of pumice and fly ash incorporation on high temperature resistance of cement based mortars*, *Cem. Concr. Res.* 37, 988–995.
- [66] Li M., Qian C. X. and Sun W (2004), *Mechanical properties of high-strength concrete after fire*, *Cem. Concr. Res.* 34, 1001–1005.
- [67] Ercolani G., Ortega N. F., Priano C. and Señas L (2017), *Physical–mechanical behavior of concretes exposed to high temperatures and different cooling systems*, *Structural Concrete*, 18, 487–495.
- [68] Khatib J.M. and Hibbert J. J. (2005), *Selected engineering properties of concrete incorporating slag and metakaolin*. *Constr. Build. Mater.* 19(6), 460–472.

- [69] Güneçyisi E. and Gesoğlu M. (2008), A study on durability properties of high-performance concretes incorporating high replacement levels of slag, *Materials and Structures*, 41 (3), 479–493.
- [70] Masse S., Vetter G., Boch P. and Haehnel C. (2002), Elastic modulus changes in cementitious materials submitted to thermal treatments up to 1000°C, *Adv. Cem. Res.* 14 (4) 169–177.
- [71] Odelson J.B., Kerr E.A. and Vichit-Vadakan W. (2007), Young's modulus of cement paste at elevated temperatures, *Cem. Concr. Res.* 37, 258–263.
- [72] Wang H.Y. (2008), The effects of elevated temperature on cement paste containing GGBFS, *Cem. Concr. Compos.* 30, 992–999.
- [73] Mounanga P., Khokhar M. I. A., El Hachem R. and Loukili A. (2011), Improvement of the early-age reactivity of fly ash and blast furnace slag cementitious systems using limestone filler, *Mater. Struct.* 44, 437–453.
- [74] Siddique R. and Kaur D. (2012), Properties of concrete containing ground granulated blast furnace slag (GGBFS) at elevated temperatures, *J. Adv. Res.* 3, 45–51.
- [75] Chang Y. F., Chen Y. H., Sheu M. S and Yao G. C. (2006) Residual stress-strain relationship for concrete after exposure to high temperatures. *Cem. Concr. Res.* 36(10) 1999–2005.
- [76] Zhao H., Wang Y. and Liu F. (2017), Stress-strain relationship of coarse RCA concrete exposed to elevated temperatures, *Mag. Concr. Res.* 69(13) 1–16.
- [77] Liu Y., Wang W., Frank Chen Y and Ji H. (2016), Residual stress-strain relationship for thermal insulation concrete with recycled aggregate after high temperature exposure, *Constr. Build. Mater.* 129, 37–47.
- [78] Kodur V. (2014), Properties of Concrete at Elevated Temperatures, *ISRN Civil Engineering*, 15 pages.
- [79] Fabien Simonin (2000), Comportement thermomécanique de bétons réfractaires alumineux contenant du spinelle de magnésium, *Thèse de Doctorat, INSA de Lyon, France.*
- [80] Youssef M.A. and Moftah M. (2007), General stress-strain relationship for concrete at elevated temperatures, *Eng. Struct.* 29(10)2618–2634.
- [81] Fu Y-F., Wong Y-L., Poon C-S., Tang C-A. and Lin P. (2004), Experimental study of micro/macro crack development and stress-strain relations of cement-based composite materials at elevated temperatures, *Cem. Concr. Res.* 34 (5) 789–797.
- [82] Bungey J-H. (1980), The validity of ultrasonic pulse velocity testing of in-place concrete for strength, *NDT&E Int.* 13, 296–300.
- [83] Popovics S., Rose J-L. and Popovics J.S. (1990), The behaviour of ultrasonic pulse in concrete, *Cem. Concr. Res.* 20, 259–270.
- [84] Hota J. and Schabowicz K. (2010), State-of-the-art non-destructive methods for diagnostic testing of building structures – anticipated development trends, *Arch. Civ. Mech. Eng.* 10, 5–18.
- [85] Yim H-J., Kim J-H., Park S-J. and Kwak H-G. (2012), Characterization of thermally damaged concrete using a nonlinear ultrasonic method. *Cem. Concr. Res.* 42 (11) 1438–46.
- [86] Trtnik G. and Gams M. (2014), Recent advances of ultrasonic testing of cement based materials at early ages, *Ultrasonics* 54, 66–75.
- [87] Savva A., Manita P. and Sideris K-K. (2005), Influence of elevated temperatures on the mechanical properties of blended cement concretes prepared with limestone and siliceous aggregates, *Cem. Concr. Compos.* 27, 239–248.
- [88] Lin Y., Hsiao C., Yang H. and Lin Y-F. (2011), The effect of post-fire-curing on strength-velocity relationship for nondestructive assessment of fire-damaged concrete strength. *Fire Safety Journal* 46, 178–185.
- [89] Lafhaj Z., Goueygou M., Djerbi A. and Kaczmarek M. (2006), Correlation between porosity, permeability and ultrasonic parameters of mortar with variable water/cement ratio and water content. *Cem. Concr. Res.* 36(4) 625–633.
- [90] Goueygou M., Lafhaj Z and Soltani F. (2009), Assessment of porosity of mortar using ultrasonic Rayleigh waves. *NDT & E International*, 42 (5) 353–360.
- [91] Lafhaj Z. and Goueygou M. (2009), Experimental study on sound and damaged mortar : Variation of ultrasonic parameters with porosity. *Constr. Build. Mater.* 23 (2) 953–958.

- [92] Hernández M-G., Izquierdo M-A-G., Ibáñez A., Anaya J-J. and Ullate L-G. (2000), Porosity estimation of concrete by ultrasonic NDE. *Ultrasonics*, 38, 531–533.
- [93] Benouis A. and Grini A. (2011), Estimation of Concrete's Porosity by Ultrasounds. *Physics Procedia*, 21, 53–58.
- [94] Wang X. and Subramaniam K-V (2011), Ultrasonic monitoring of capillary porosity and elastic properties in hydrating cement paste. *Cem. Conc. Comp.* 33 (3) 389–401.
- [95] Leslie J-R. and Chessman W-J. (1949). An ultrasonic method of studying deterioration and cracking in concrete structures. *Journal of American Concrete Institute*, 21 (1) 17-35.
- [96] Whitehurst E-A. (1951), Soniscope tests concrete structures, *J. Am. Concr. Inst.* 47, 443– 444.
- [97] Akçaözoglu K. (2013), Microstructural examination of concrete exposed to elevated temperature by using plane polarized transmitted light method, *Constr. Build. Mater.* 48, 772–779
- [98] Yang H., Lin Y., Hsiao C. and Liu J-Y (2009), Evaluating residual compressive strength of concrete at elevated temperatures using ultrasonic pulse velocity, *Fire Safety Journal* 44, 121– 130.
- [99] Demirboga R., Turkmen I. and Karakoç M-B (2004), Relationship between ultrasonic velocity and compressive strength for high-volume mineral-admixed concrete, *Cem. Concr. Res.* 34, 2329–2336.
- [100] Mohammed T-U and Rahman M-N (2016), Effect of types of aggregate and sand-to-aggregate volume ratio on UPV in concrete, *Constr. Build. Mater.* 125, 832–841.
- [101] Vincent Picandet (2001), *Influence d'un endommagement mécanique sur la perméabilité et sur la diffusivité hydrique des bétons*, Thèse de Doctorat, Université de Nantes, Nantes, France.

CONCLUSION

GENERALE

Conclusion Générale

Cette étude avait pour but de caractériser le comportement à haute température des matériaux cimentaires, un mortier (pour la grande majorité des essais) et une pâte de ciment, induite par la substitution totale du ciment Portland (CEM I) par un ciment au laitier de haut-fourneau (CEM III). Cette étude a été motivée par les considérations environnementales et les problématiques de développement durable, de la consommation d'énergie et du dégagement de gaz à effet de serre liés à la production des ciments.

Ce travail articulé autour de quatre chapitres : les ciments de haut-fourneau, les propriétés des bétons au laitier de haut-fourneau, les matériaux utilisés pour l'étude et les outils d'investigation usuels et enfin l'exploitation des résultats expérimentaux pour définir l'influences des différents paramètres de l'étude (type de ciment et température de chauffe).

Dans le premier chapitre nous avons brièvement défini le matériau (méthode d'élaboration, propriétés physico-chimiques, minéralogiques et sa réactivité), puis nous avons mis en lumière l'impact environnemental de la production des différents ciments justifiant notre choix du laitier de haut-fourneau comme matériau de substitution et enfin le mécanisme d'hydratation du ciment au laitier en comparaison avec le ciment Portland.

Le ciment traditionnel CEM I a pour principal constituant le clinker. Sa production, en plus de la consommation d'énergie qu'elle engendre, dégage 900 kg de dioxyde de carbone pour une tonne de clinker produite. La substitution du clinker dans le ciment par un autre matériau, tel que le laitier de haut-fourneau, apparaît donc intéressante pour réduire ces émissions. Le laitier de haut-fourneau est un des matériaux de substitution les plus répandus. C'est un sous-produit de l'industrie sidérurgique lors de la fabrication de la fonte dans les hauts fourneaux, il est formé de constituants non ferreux, des fondants et des cendres de coke. Leur composition en oxydes et leur structure vitreuse obtenue par trempe à l'eau leur confèrent des propriétés hydrauliques latentes, ce qui permet d'envisager leur utilisation en tant qu'ajout dans les ciments. Ainsi leur utilisation dans les ciments s'inscrit dans une démarche de développement durable.

Les réactions d'hydratation du laitier sont des réactions de dissolution du verre par attaque hydroxylique, c'est à dire par réaction avec des ions OH^- se trouvant dans la solution interstitielle (eau de gâchage). Pour amorcer ces réactions d'hydratation, le laitier a besoin d'un activateur permettant d'élever le pH de la solution avec laquelle il est en contact, ce rôle est généralement joué par la portlandite ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) issue du clinker.

Une modification des compositions chimiques et minéralogiques des produits cimentaires est induite lorsque le laitier de haut-fourneau est ajouté au clinker. Ainsi qu'une modification des mécanismes d'hydratation est constatée. Les produits formés lors des réactions d'hydratation évoluent ainsi avec la proportion de laitier introduite : diminution importante de la proportion de portlandite, augmentation de la proportion des C-S-H, notamment du type hydrotalcite et du type tobermorite ainsi que l'apparition de la strätlingite pour les fortes teneurs en laitier.

Dans le second chapitre, une synthèse sur les travaux scientifiques relatifs à l'effet du laitier de haut-fourneau sur les propriétés physiques et mécaniques des matériaux cimentaires ainsi que leurs durabilités a été largement détaillée. La recherche bibliographique menée nous a permis de constater que l'utilisation de laitier de haut-fourneau comme remplacement partiel du ciment, en plus des avantages écologiques et environnementaux, présente des avantages considérables et certains inconvénients par rapport aux performances du ciment Portland. En effet, une amélioration de l'ouvrabilité, un prolongement des temps de prise avec un effet excessivement retardateur, une amélioration de la résistance à la compression pour les âges avancés, une réduction significative de la perméabilité au gaz ainsi que le coefficient de diffusion apparente de chlorure sont constatés lorsque le laitier de haut-fourneau est utilisé. Cependant, il présente une chaleur d'hydratation faible mais il est sensible au froid qui ralentit considérablement sa réaction d'hydratation, d'où une nette diminution de sa résistance initiale par temps froid, une légère diminution de la résistance à la flexion et une très grande sensibilité à la dessiccation, les bétons confectionnés avec ce ciment doivent impérativement être maintenus humides ou protégés à l'aide d'un produit de cure appliqué sitôt après mise en œuvre.

Dans le troisième chapitre, les matériaux utilisés, formulation et conservation des échantillons ainsi que les procédures expérimentales liées à l'application des différents cycles de chauffage-refroidissement sont présentés. Ensuite, nous avons détaillé les protocoles expérimentaux nécessaires pour la caractérisation des principales propriétés.

Une pâte de ciment et un mortier normalisé de rapport E/C = 0,5 ont été choisis pour mener cette étude. Deux ciments industriels de même classe de résistance (52,5) : le ciment Portland CEMI et le ciment au laitier CEMIII ont été utilisés.

Après une cure humide de 90 jours et un séchage à l'air pendant 14 jours, les éprouvettes ont été soumises à un cycle de chauffage-refroidissement composé de trois phases : la phase de chauffage jusqu'à la température cible, avec une vitesse de 1°C/min, suivie d'un palier de température constante d'une durée de 1 heure, et enfin la phase de refroidissement jusqu'à la

température ambiante. Cinq températures différentes de traitement thermique ont été adoptées : 60, 160, 300, 400 et 650°C. Dont la première définit l'état initial du matériau (l'état sain). On suppose qu'après cet étuvage à 60°C, le départ d'eau libre est total et qu'aucune microfissuration n'est engendrée à ce niveau de température.

Après refroidissement des échantillons, des pertes de masse, des essais de propagation des ondes ultrasonores, des essais de compression et de traction par flexion ont été réalisés.

Parallèlement à ces essais physiques et mécaniques, une étude de durabilité a été menée. Des essais de perméabilité aux gaz et de diffusivité aux ions chlorure en régime transitoire ont été réalisés.

Le quatrième chapitre, expose les résultats d'essais expérimentaux qui caractérisent l'influence d'addition minérale, à savoir le laitier de haut-fourneau, et sous les différents cycles de chauffage-refroidissement sur les propriétés des pâtes de ciment et mortier. Sur la base des résultats obtenus nous pouvons établir des conclusions suivantes :

- Une réduction de la porosité pour les quatre matériaux cimentaire utilisé dans cette étude (CI, CIII, MI et MIII) respectivement de 13%, 17%, 5% et 7% pendant une période de cure plus longue (de 28 à 90 jours). Cette réduction est plus considérable dans les matériaux cimentaire à base de ciment au laitier de haut-fourneau (CIII et MIII) que celle à base de ciment Portland. Cela a été expliqué par la réaction pouzzolanique du laitier de haut-fourneau en raison de sa grande quantité de SiO_2 et d' Al_2O_3 réactifs, qui se combine avec l'hydroxyde de calcium $\text{Ca}(\text{OH})_2$, en présence d'eau, pour former un gel CSH supplémentaire.
- Lors du traitement thermique, la mesure de la masse a permis de connaître la quantité d'eau perdue par les échantillons testés. Il a été constaté une diminution de la masse des pâtes de ciment (CI et CIII) et mortier (MI et MIII) avec l'augmentation de la température. Toutefois, à la température de 160°C et 650°C, les matériaux cimentaires à base de ciment Portland (CI et MI) perdent plus de masse que ceux à base du ciment de laitier (CIII et MIII). Cependant, à 300°C et 400°C, c'est les échantillons à base de ciment au laitier (CIII et MIII) qui ont entraîné une perte de masse plus importante. Le départ de l'eau est la principale cause de la perte de masse des matériaux cimentaires avec la température. En effet, de la température ambiante jusqu'à 160°C, la perte de masse est due au départ de l'eau libre, de l'eau capillaire et de la décomposition de l'ettringite. À 300°C et 400°C, la perte de masse est liée au départ de l'eau contenue initialement dans les hydrates CSH et a leurs décompositions. Entre 450°C et 550°C, une décomposition de la portlandite $\text{Ca}(\text{OH})_2$

entre en oxyde de calcium CaO et eau H₂O qui s'évapore ensuite. Et entre 600°C et 700°C, une deuxième étape de déshydratation du CSH aura lieu. La disproportion des teneurs des produits d'hydratation pour chaque type de ciment est la conséquence de cette divergence pour chaque température.

- L'évaluation non destructive basée sur les ondes ultrasonores est une méthode fiable pour l'évaluation des dégradations des mortiers sous l'effet de la température. Les résultats ont montré une réduction de la vitesse des ondes ultrasonores sous l'effet du chauffage. Cela a été expliqué par les discontinuités qui se sont formées dans la pâte de ciment au cours du chauffage, et aux décohésions qui se sont produites aux interfaces en raison des dilatations différentielles entre la pâte de ciment et les granulats. Les effets chimiques et physiques du processus de chauffage entraînent également des changements des volumes des vides. Ces vides retardent l'impulsion ultrasonore, entraînant une augmentation du temps de parcours et par conséquent une diminution de la vitesse. Cependant, une légère augmentation a été constatée pour le mortier à base de ciment au laitier (MIII) à la température de 160°C.
- En ce qui concerne l'effet du type de ciment, il a été constaté une légère augmentation des vitesses des ondes ultrasonores des mortiers lorsque le ciment au laitier de haut-fourneau est utilisé, sauf dans le cas de la température de chauffe de 160°C.
- Du point de vue comportement résiduel sous charge mécanique, et pour tous les échantillons, le traitement thermique a entraîné un gain de résistance en compression à 160°C suivie d'une perte progressive en fonction de la température d'exposition. Le gain de résistance a été expliqué par plusieurs hypothèses émises dans la littérature : soit il est attribué à une hydratation supplémentaire de la matrice cimentaire due à la migration de l'eau déliée dans les pores, soit il est lié au départ d'eau lors du séchage qui rapproche alors les feuillettes de C-S-H et améliore ainsi les liaisons entre hydrates ou à l'apparition de nouveaux cristaux (groupes silanols ou katoite) plus denses qui sont à l'origine de cette augmentation. En ce qui concerne la perte de résistance, elle a été attribuée à la décomposition de la Portlandite, à la déshydratation des CSH et aux décohésions qui se sont produites aux interfaces en raison des dilatations différentielles entre la pâte de ciment et les granulats.
- Pour l'ensemble des températures d'exposition, le remplacement du ciment Portland par du ciment au laitier a entraîné une augmentation de la résistance à la compression entre 52 à 95% pour les pâtes de ciment et entre 2 à 62% pour les mortiers. Cette augmentation est plus éminente dans les pâtes de ciment que dans les

mortiers. Ceci a été expliqué par le fait que le laitier de haut-fourneau est une addition à caractère pouzzolanique qui accélère les résistances mécaniques.

- Le comportement en flexion est similaire au comportement issu des essais de compression. Cependant, les résistances résiduelles à la traction augmentent de manière continue jusqu'à 300°C. Contrairement aux essais de compression où le pic a été enregistré à 160°C, la résistance à la traction par flexion a enregistré un pic à 300°C.
- En ce qui concerne l'effet du ciment au laitier de haut-fourneau, contrairement aux résultats de la compression, et pour les différentes températures de chauffe, les échantillons de ciment au laitier (MIII) présentent des résistances résiduelles en traction par flexion plus faible que celles au ciment Portland (MI).
- Contrairement aux résistances mécaniques (compression uniaxiale et traction par flexion) qui évoluent en deux phases (augmentation suivie d'une réduction), les modules d'élasticité des pâtes de ciment (CI et CIII) et mortier (MI et MIII) adoptent un facteur d'endommagement linéaire en fonction de la température. Cela a été expliqué par la rupture des liaisons internes à la microstructure compensée par une dilatation différentielle entre la pâte de ciment et les granulats.
- Les pertes du module d'élasticité pour tous les échantillons étaient plus prononcées par rapport aux pertes de résistance à la compression.
- Pour chaque température de traitement, que ce soit pour la pâte de ciment ou mortier, une diminution du module d'élasticité a été constatée lorsque le ciment portland (CEMI) est remplacé par du ciment au laitier (CEMIII).
- Les essais mécaniques en compression uniaxiale montrent que le comportement change, passant de fragile à ductile, avec l'augmentation de la température de traitement thermique.
- L'utilisation du ciment au laitier a entraîné une augmentation des déformations ultimes, par rapport au ciment Portland, d'où une ductilité plus élevée.
- Pour mieux étudier l'influence du type de ciment sur les performances de durabilité des mortiers exposés à haute température, des essais de perméabilité aux gaz et de diffusivité aux ions chlorure en régime transitoire ont été réalisés. La température induit de profondes modifications de la microstructure des matériaux à matrice cimentaire. En effet, les phénomènes de déshydratation et de déformation thermique des constituants provoquent une microfissuration accompagnée d'un élargissement des pores. Ainsi, après l'application de cycles thermiques, nous avons observé une

augmentation exponentielle du coefficient de perméabilité apparente et une augmentation linéaire du coefficient de diffusion apparente des deux mortiers avec l'augmentation de la température. Cependant, il a été constaté que la perméabilité aux gaz est plus sensible à l'endommagement que la diffusion des ions chlorure.

- L'augmentation des coefficients de perméabilité et de diffusivité avec l'augmentation de la température est plus marquante dans le cas d'utilisation du ciment au laitier comparé au ciment Portland.
- L'utilisation du ciment au laitier a tendance à diminuer le coefficient de perméabilité apparente ainsi que le coefficient de diffusion apparente.
- Une corrélation exponentielle positive est observée entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et la résistance à la compression et également entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et le module d'élasticité pour les deux mortiers (MI et MIII).
- La résistance à la compression est linéairement corrélée au module d'élasticité, alors qu'elle montre une corrélation exponentielle négative avec le coefficient de perméabilité aux gaz pour les deux mortiers (MI et MIII). Cependant, pour les deux relations, les mortiers MI présentent une bonne corrélation par rapport aux mortiers MIII.
- Et en dernier, une relation de type puissance est obtenue entre le coefficient de perméabilité des gaz et le coefficient de diffusion apparente des ions chlorure.

En conclusion, on peut dire que l'utilisation du ciment au laitier de haut-fourneau dans les matériaux cimentaires présente un bon comportement au feu.

Les travaux réalisés dans le cadre de cette thèse ont abouti à un certain nombre de résultats sur l'évaluation des performances des mortiers lors d'un cycle de chauffage-refroidissement sous des conditions accidentelles, tel que les incendies dans les tunnels.

Cependant, en conditions de service, les voussoirs en béton des tunnels peuvent être exposés à un autre phénomène de durabilité à savoir la carbonatation. En effet, les gaz de dioxyde de carbone (CO_2) émis par les pots d'échappement des voitures, et dans des conditions de confinement tel que les tunnels, peuvent accélérer la diffusion de ces gaz dans les pores du béton. Par conséquent, l'étude de l'effet du ciment aux laitiers sur la cinétique de carbonatation sera souhaitable comme perspectives de cette étude.