

Analyse des propriétés mécaniques et microstructurales des mortiers riches en MgO.

Raphael Matamba¹,

¹ Centre de recherches géologiques et minières (CRGM), 44, Av. des huileries, Kinshasa – Gombe.
raphael.matamba@gmail.com

RÉSUMÉ. Les matières premières utilisées pour la fabrication du Ciment Portland sont principalement le calcaire, l'argile et d'autres matériaux à base de Ca, Al, Fe et Si. Souvent, les matériaux calcaires dolomitiques sont évités en raison de problèmes d'hydratation et d'expansion de MgO. Il n'y a pas une large littérature publiée sur les problèmes d'expansion des mortiers riches en MgO car c'est le calcaire qui est largement utilisé pour la fabrication de ciment au cours d'expériences de laboratoire. Dans ce travail, la microstructure et les propriétés mécaniques d'un mortier à base de liant riche en MgO sont évaluées et comparées à celles des mortiers à base du liant hydraulique (XHA 10). Des échantillons à faciès dolomitique ont été prélevés dans la région du Kasai (Centre de la RD Congo) et un liant riche en MgO a été mise au point. Les analyses chimiques (XRF), minéralogiques (DRX, analyses thermiques et la microscopie électronique), ont permis d'évaluer les propriétés mécaniques et microstructurales du mortier à base de ce liant. Les essais ont été réalisés sur des mortiers à 28, 90 et 210 jours. Les résultats ont montré que les problèmes d'expansion des mortiers riches en MgO ne dépendent que de la microstructure de cristaux de dolomites de la matière première utilisée.

ABSTRACT. Portland cement raw materials are usually limestone, clay and other Ca, Al, Fe and Si based materials. In many case, dolomitic limestone materials are avoided because of expansion problems due to MgO hydration. There is not a wide range of literature published on the field of MgO binder based mortar expansion related to the use of dolomitic limestone raw materials since limestone is widely used for the cement manufacture during lab experiments. In this work, durability and mechanical properties of a high MgO binder based mortar are evaluated and are also compared with hydraulic binder (XHA 10). Dolomitic limestone facies samples were taken in Kasai region (centre of DR Congo) and a high MgO binder was prepared. XRF spectroscopy, X-ray diffraction, thermal analysis and electron microscopy, were used in order to evaluate mechanical and microstructural properties of the high MgO binder based mortar. Trials were conducted on mortars samples after 28, 90 and 210 days. Finally, results indicated that unsoundness and expansion problems due to MgO content in hydraulic binders depends on the microstructure of dolomite crystals of the raw materials used.

MOTS-CLÉS: Mortier, MgO, expansion, microstructure, propriétés mécaniques.

KEY WORDS: Binder, MgO, expansion, microstructure, mechanical properties.

1. Introduction

Dans certaines régions du monde dont la RD Congo, le calcaire disponible pour la production du ciment ou autre liant hydraulique est beaucoup plus dolomitique (forte teneur de MgO). Très souvent un clinker produit avec un excès de 2% de MgO montrera des formes de periclase [TAY 10]. Les grains (équidimensionnels) de se dernier sont dispersés à travers tout le clinker au sein et entre les phases silicatées et matricielles. Mais le periclase présenterait également une morphologie sous forme de dendrites [CAM 2]. Ce composé est d'une faible réactivité et sa transformation en brucite s'accompagne toujours d'une augmentation substantielle de volume ; ce qui provoque des fissurations dans la pâte durcie ou le mortier à base d'un liant riche en MgO. La norme ASTM C150 limite la teneur totale du MgO à 6% dans le ciment. Cependant, les problèmes liés à l'expansion de periclase lors de sa transformation en brucite méritent une attention particulière. Bien qu'il n'existe une large littérature publiée sur les problèmes d'expansion des mortiers riches en MgO, certains auteurs s'étaient déjà penchés sur la discrimination faite matières premières riches en MgO face aux calcaires lors de la production des liants hydrauliques ; notamment Gebauer repris dans [CAM 2], qui, après avoir soumis des mortiers et pâtes de ciment riches en MgO à des tests d'hydratation accélérée, n'avait observé aucun problème d'expansion de ces derniers. D'autre part, Lawrence [LAW 6], affirmait quant à lui, que l'ajout de la pouzzolane au liant hydraulique riche (ou contenant une proportion élevée) en MgO constituait un facteur clé qui permettait de réduire les effets négatifs de MgO dans la pâte ou dans le mortier à base de ce liant. Ainsi, dans ce travail, la microstructure et les propriétés mécaniques d'un mortier à base d'un liant riche en MgO sont évaluées et comparées à celles des mortiers à base d'une chaux hydraulique artificielle (XHA 10). Des échantillons à faciès dolomitique ont été prélevés dans la région du Kasai (Centre de la RD Congo) et un liant riche en MgO a été mis au point. Deux cas ont été étudiés ; le premier concerne principalement un mortier préparé avec un liant riche en MgO (sans ajout), et le second, un mortier à base du même liant (avec ajout d'une pouzzolane : Metakaolin). Les analyses chimiques (XRF), minéralogiques (DRX, analyses thermiques et la microscopie électronique) ont permis d'évaluer les propriétés mécaniques et microstructurales de deux types de mortiers à base de ce liant. Les essais ont été réalisés sur des mortiers à 28, 90 et 210 jours.

2. Méthodologie et Techniques expérimentales

2.1. Méthodologie

2.1.1. Matière première

La matière première utilisée pour la fabrication du liant riche en MgO que nous avons nommé **CS1c** est issue des couches géologiques carbonatées riches en Magnésium. Les fragments de roches ont été concassés, et ensuite broyés jusqu'à obtenir un refus de 0 % sur la maille de 150 µm. Le matériau cru obtenu est nommé CS1. Ce CS1 a été cuit jusqu'à une température de 1200°C en vue d'obtenir un liant aux propriétés hydrauliques que l'on nomme **CS1c**. Des mortiers à base de ce **CS1c** ont été préparés et caractérisés. Ensuite, le **CS1c** a été mélangé à un metakaolin (MKn) dans les proportions de 25/75. En vue d'obtenir un mélange optimisé, nous avons pu procéder de la manière ci après : trois types de kaolins KBS1, KBS2 et Kn (voir composition minéralogique au tableau 1) issus de deux sites différents en RD Congo sont d'abord caractérisés puis cuits à 600°C, 700°C et 800°C en vue de produire les metakaolin MKBS1, MKBS2 et MKn à chaque température de cuisson. Les metakaolins obtenus sont à leur tours caractérisés puis ajoutés à un ciment CEM-I 52,5 en vue d'évaluer leur réactivité (test de pouzzolanité). Suite à ce test, un metakaolin sera choisi en fonction des résultats basés sur l'indice de résistance en compression. Le metakaolin retenu (bonne réactivité) est ensuite mélangé au CS1c. Le Metakaolin retenu a été le MKn. D'où le liant obtenu a été nommé **CS1c-MKn**. Des mortiers à base de CS1c-MKn ont été également préparés.

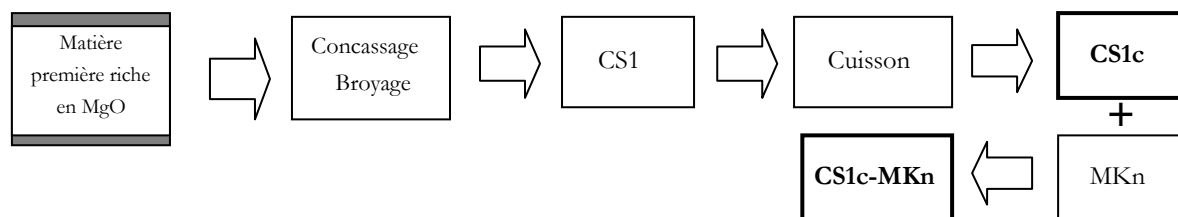


Figure 1. Etapes de la préparation du liant CS1c et CS1c-MKn.

Ces mortiers ont été confectionnés en vue d'étudier leur microstructure et évaluer leurs performances mécaniques.

Tableau 1. Composition minéralogique de kaolins KBS1, KBS2 et Kn.

	KBS1	KBS2	Kn
Kaolinite	97	96	84
Chlorite	3	4	-
illite	-	-	10
autres	-	-	6

2.1.2. Cuisson

Après concassage et broyage, une cuisson (1200°C) a été effectuée au laboratoire de recherche INISMA à Mons (Belgique). Le produit cuit a ensuite subi un « choc thermique » (1000°C/min) en vue de préserver les phases hydrauliques réactives, notamment le β -C₂S et le α' -C₂S [LAW 7]. Ensuite, le matériau obtenu, nommé CS1c a été broyé en vue d'obtenir un produit dont la finesse de mouture serait suffisante pour assurer une bonne hydratation. Des caractérisations physiques, chimiques (XRF) et minéralogiques (XRD) ont été effectuées sur le CS1c anhydre.

2.1.3. Hydratation

L'évaluation des performances mécaniques et microstructurales, s'effectue sur les matériaux hydratés. Pour ce faire, Les mortiers à base de CS1c et CS1c-MKn ont été préparés suivant les normes EN 459-2 et EN196-1 (Figure 2). Les mortiers à base de liants CS1c et CS1c-MKn, ont été hydratés avec un ratio e/l (eau/liant) de 1, et ensuite conditionnés dans un environnement où l'humidité relative RH et la température de cure sont 60±4 % et 21°C respectivement. Le rapport e/l a été modifié pour permettre une bonne ouvrabilité des mortiers. Nous avons ensuite effectué des caractérisations chimiques (XRF), minéralogiques (XRD) et thermiques (TG-DTG) en vue de mettre en évidence les différentes phases formées. Puis, la microscopie électronique à Balayage (MEB) a permis d'étudier la microstructure des mortiers. Des essais de résistance en compression simple, et en flexion sont effectués à 7 jours, 28 jours, 90 jours et 210 jours. Les données XRD, TG-DTG, et MEB obtenues vont nous permettre d'évaluer et comprendre les performances du liant CS1c. Enfin, les résistances mécaniques de CS1c sont comparées à XHA10 (une chaux hydraulique artificielle commercialisée en Belgique).



Figure 2. Etapes de la préparation de mortiers à base de CS1c et CS1-MKn (EN459-2, EN196-1)

2.2. Techniques expérimentales

Les principales techniques utilisées sont : - La spectrométrie par fluorescence (XRF); - La diffraction de rayons X (DRX semi quantitative) . Cette technique a été également utilisée pour déterminer la nature et la concentration relative de phases anhydres et hydratées du mélange CS1c-MKn à 28 jours et 90 jours. Les analyses thermiques TG - DTG, ont complété les analyses DRX dans la détermination des phases formées dans les mortiers à base du liant CS1c et CS1c-MKn et dans l'évaluation de la gamme de température de déshydroxylation des kaolins. La microscopie électronique à balayage a été d'un grand apport. Les observations ont été faites en mode SE et BSE. Les microanalyses chimiques EDX ont également été effectuées sur les images BSE. A côté de toutes ces techniques expérimentales, il y a également des techniques mises en œuvre lors de la préparation de la matière première (broyage, granulométrie, cuisson, etc.). Nous ne les citons pas ici.

3. Résultats et Interprétation

3.1. Résultats

3.1.1. Caractérisations des liants CS1c et CS1c - MKn

Après cuisson, le matériau obtenu (CS1c) ainsi que le liant mélangé (CS1c-MKn) ont été broyés finement. La Figure 3 et le tableau 1 montrent respectivement les courbes de distribution granulométrique et les paramètres de maille pour ces deux liants. Nous remarquons que le pourcentage des particules correspondant au passant de la maille de 60 μm est de 80 %.

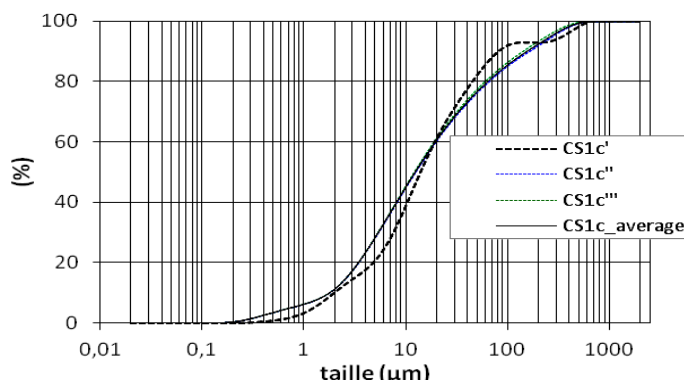


Figure 3. Distribution granulométrique des particules de CS1c et CS1-MKn

Tableau 2. Mailles correspondant à 10, 20, 50, 80 et 90 % de passant CS1c et CS1c - MKn.

	$d(0.1)$	$d(0.2)$	$d(0.5)$	$d(0.8)$	$d(0.9)$
CS1c et CS1c-MKn	1,80	3,45	12,18	60	140

3.1.2. Minéralogie des mortiers à base de CS1c et CS1c - MKn

Les phases formées lors du procédé de cuisson et hydratation ont été déterminées par XRD et analyses thermiques (TG-DTG). Les résultats DRX sont repris dans le tableau 2 et les courbes TG-DTG sont représentées à la figure 5.

3.1.3. Caractérisations mécaniques des mortiers à base de CS1c et CS1c - MKn

Les résistances en compression simple (R_c) et en flexion (R_f) ont été évaluées à 7, 28, 90 et 210 jours. Compte tenu de la quantité limitée de matériaux, les R_f n'ont pas été évaluées à 210 jours. Les résultats sont présentés ensemble avec ceux des mortiers à base du liant XHA10 en vue de faciliter la comparaison (Figure 5a et 5b).

3.1.4. Caractérisations microstructurales des mortiers à base de CS1c et CS1c - MKn

Les observations microstructurales ont été effectuées au microscope électronique à balayage (MEB). Nous ne présentons dans ce travail que les images SE et BSE prises sur le mortier à 28 jours et 90 jours (Figure 6) en vue de mettre en évidence la topographie du matériau et effectuer les microanalyses chimiques (EDX).

3.2 Interprétation de résultats

Les principales phases minérales s'étant formées lors du processus d'hydratations et/ou carbonatation sont : la larnite ; sa concentration est passée de 28,67 % (28 jours) à 12,25 % (90 jours) dans le mortier à base de CS1c ; et de 29,72 % (28 jours) à 10,43 % (90 jours) pour le mortier à base de CS1c-MKn. Ceci n'est pas du tout surprenant car la cinétique d'hydratation de cette phase est lente au jeune âge, et devient importante après plusieurs mois [CIZ 3]. Par ailleurs, la présence de traces de tobermorite expliquerait également cette légère diminution de la proportion de la larnite ; les concentrations en MgO (periclase) et $\beta\text{-C}_2\text{S}$ ont fortement diminué alors que le polymorphe $\gamma\text{-C}_2\text{S}$ a quant à lui, disparu à 90 jours pour les deux types de mortiers (Tableau 3) ; ceci s'expliquerait par une possible incorporation de ces phases dans les autres composés du CS1c et CS1c-

MKn, ce qui rendrait leur détection par XRD difficile. Ensuite, nous avons remarqué que le MgO présent sous forme de periclase dans le mortier n'a posé aucun problème d'expansion dans les produits durcis, et que sa teneur diminuait avec le temps. Nous signalons que l'expansion a été suivie par l'évolution de microfissurations des mortiers à 28, 90 et 210 jours. Aucun test d'expansion accélérée n'a été réalisé ; cependant l'analyse d'images MEB (SE et BSE) a permis d'élucider cette expansion. Plusieurs images ont été observées à différentes échelles. Nous ne repreneons dans cet article que quelques unes d'entre elles. Bien que les mécanismes ayant provoqué la disparition de MgO soient encore inexpliqués, nous avons estimé qu'une possible incorporation de cette phase dans d'autres phases présentes dans le matériau reste possible. Ceci a été mis en évidence grâce aux observations MEB (Figure 6e).

D'autre part, avec l'ajout du metakaolin MKn au CS1c, nous voyons apparaître des nouvelles phases à 28 jours et à 90 jours de cure. Ces nouvelles phases détectées sont donc : la strätlingite (C_2ASH_8), le carboaluminate de calcium (C_4ACH_{11}), la microcline ($KAlSi_3O_8$) ainsi que la phase amorphe. Le C_2ASH_8 est une phase que l'on retrouve généralement dans les liants composés avec des pouzzolanes [MOR 9] ; elle contribue également à l'augmentation des résistances mécaniques à moyen et long terme. Nous signalons ici que toutes les estimations qualitatives et semi-quantitatives de phases minérales ont été réalisées à l'aide du diffractomètre Philips PW 1729 incorporant une base de données assez large sur les minéraux spécifiques aux matériaux cimentaires. Les estimations sont basées sur la mesure de l'intensité de pics caractéristiques mesurés sur des diagrammes de rayons X. Les intensités corrigées sont sommées et le pourcentage relatif de chaque minéral est calculé par rapport à une somme ramenée à 100%.

Tableau 3. Différentes phases minérales des mortiers à base de CS1c et CS1c – MKn par DRX

Minéral	Formule	Quantité relative (% masse)			
		CS1c		CS1c - MKn	
		28 jours	90 jours	28 jours	90 jours
Larnite	Ca_2SiO_4	28,67	12,25	29,72	10,43
Chaux	CaO	-	-	-	-
Periclase	MgO	6,47	0,4	5,73	-
L'aluminate	$Ca_3Al_2O_6$	-	-	-	-
Brownmillerite	$Ca_2(Al, Fe)_2O_5$	-	-	-	-
Portlandite	$Ca(OH)_2$	39,17	53,1	27	10,83
γ -C ₂ S	Ca_2SiO_4	8,6	-	10,39	-
Calcite	$CaCO_3$	9,05	9,74	12,58	11
Microcline	$KAlSi_3O_8$	-	-	-	1,8
C_4AH_{13}	$Ca_4Al_2O_7 \cdot 13H_2O$	-	-	-	-
C_3AH_6	$Ca_4Al_2O_6 \cdot 6H_2O$	4,24	-	5,2	0,29
Hydrocalumite	$Ca_2Al(OH)_7 \cdot 3H_2O$	2,71	19,95	1,99	2,16
Caldecahydrite	$CaAl_2O_4 \cdot 10H_2O$	1,09	4,56	-	3,38
Carboaluminate	$Ca_4Al_2O_6CO_3 \cdot 11H_2O$	-	-	-	10,89
Strätlingite	$Ca_2Al_2SiO_7 \cdot 8H_2O$	-	-	5,68	4,32
C-S-H (tobermorite)	$CaO_x \cdot SiO_{2y} \cdot H_2O_z$	traces	traces	1,71	3,61
Phase amorphe		-	-	-	41,29
	TOTAL	100	100	100	100

Le CS1c tel que préparé dans les conditions présentées dans ce travail, s'apparente à une chaux hydraulique naturelle de classe « NHL 1 » au cas où nous voudrions l'inscrire dans la norme européenne EN 459-1. Sa résistance mécanique en compression uniaxiale à 28 jours, est d'environ 1,58 MPa. A l'issue des caractérisations, nous obtenons les résultats ci-après : D'une part, avec le mortier sans ajout, la résistance mécanique est d'environ 1,58 MPa en compression uniaxiale et 0,59 MPa en flexion. Comparées à celles du mortier à base de XHA 10 (chaux hydraulique artificielle) commercialisée en Europe, il s'est avéré qu'à 28 et 90 jours de conservation, ces résistances mécaniques sont restées inférieures (Figure 4a et 4b). A 210 jours de cure et au-delà, le mortier de CS1c a présenté de bonnes performances mécaniques (compression simple) par rapport au mortier à base de XHA 10. Ceci montre que le liant CS1c, bien que préparé dans de conditions désavantageuses, offre des bonnes performances par rapport à d'autres types de liants commercialisés; ce qui le rend utile pour des applications qui nécessitent de résistances mécaniques moindres ou modérées. Toutefois, pour des cas des applications nécessitant des fortes charges, il est possible d'obtenir une amélioration des résistances mécaniques en compression en effectuant un choix approprié des paramètres tels que le ratio e/l, la température, le RH (humidité relative), le ratio l/s (liant/sable ou liant/granulat), etc. [CAC 1]. Quant au mortier à base de CS1c-MKn, les résistances mécaniques R_c et R_f ont affiché des valeurs supérieures à celles de XHA 10 et CS1c. Cette augmentation des résistances est due à l'ajout de la pouzzolane MKn au liant CS1c.

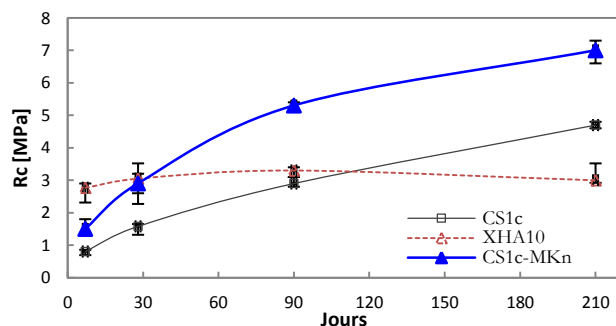


Figure 4a. Résistances en compression simple des mortiers à base de CS1c et CS1-MKn

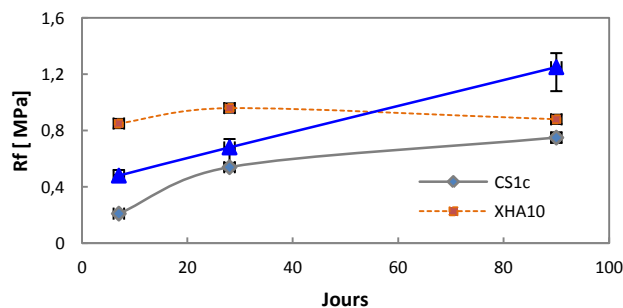


Figure 4b. Résistances en flexion des mortiers à base de CS1c et CS1-MKn

Sur les courbes thermogravimétriques (Figure 5), nous constatons qu'après 90 jours, la perte totale au feu du mortier à base de CS1c est de 34,92 % et celle du CS1c-MKn est de 24,89 %. Cette différence de perte en masse s'explique par le fait que l'ajout du metakaolin a permis de réduire la concentration de la portlandite dans le mélange à travers la réaction pouzzolanique [MLE 8]; rappelons que la portlandite représentait à elle seule environ 53 % de la masse totale du liant CS1c à 90 jours (résultats XRD, tableau 2). L'ajout du metakaolin MKn, a permis de réduire cette concentration à presque 11 % dans le CS1c-MKn. D'autre part, De 200°C à 400°C, il y a de petites variations de masse dans les deux échantillons. Pour CS1c, nous avons enregistré une perte en masse d'environ 4,2 % avec un pic vers 360°C visible sur la courbe DTG. il s'agirait de la déshydratation d'autres aluminates non identifiés par XRD; mais dans le cas du liant CS1c-MKn, les variations de masse dans cette gamme de température sont associées à la déshydratation de la Strätlingite (C_2ASH_8), cependant le pic DTG (env. 325 °C) [GHR 4] associé à la déshydratation de la brucite $Mg(OH)_2$ n'a pas été

observé dans les deux cas ; ceci porte à croire que cette phase ne s'est pas formée autrement dit, le MgO s'est dissout sans précipiter sous forme de brucite, ce qui confirme l'absence de periclase (MgO) par DRX et qui justifie en même temps l'absence de fissurations à 90 jours (Figure 6d).

La microstructure affecte les résistances mécaniques et la durabilité de matériaux [TAY 10]. Le mortier à base du liant CS1c (sans ajout) ne pouvait que montrer une porosité élevée (Figure 6b). Une évaluation de la porosité par des techniques de porosimétrie Hg ou des tests hydriques n'a pas été effectuée, car étant donné la nature du liant, les conditions de confection et de cure, il était évident que la porosité évaluée affiche des valeurs élevées. Cela pourrait être du au rapport e/l élevé, aux conditions de cure (Température, RH) ou à la présence en grande quantité de la chaux non combinée dans le liant. Dans notre cas, c'est la présence de la chaux libre et de conditions de cure qui seraient à la base de cette porosité sans doute élevée. La taille des pores ainsi que la largeur des fissurations sont réduites dans le mortier CS1c-MKn (Figure 6a) qu'elles ne le sont pour le liant CS1c (Figure 6b). Cette diminution de la porosité a eu non seulement un impact positif sur le développement de résistances mécaniques mais visiblement, elle a également contribué à l'amélioration de la durabilité des mortiers à base du liant CS1c-MKn.

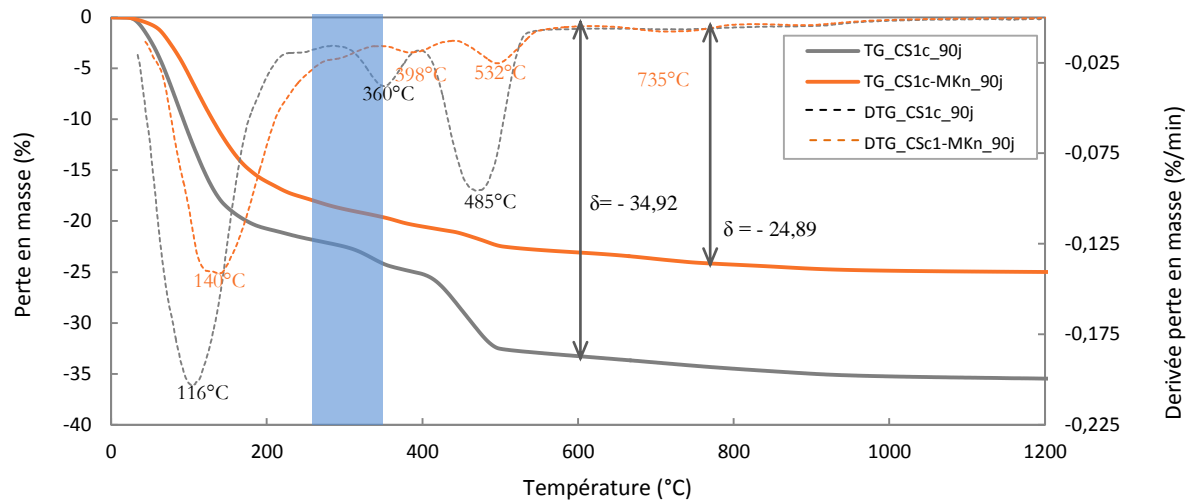


Figure 5. Courbes TG-DTG des mortiers à base de CS1c et CS1-MKn

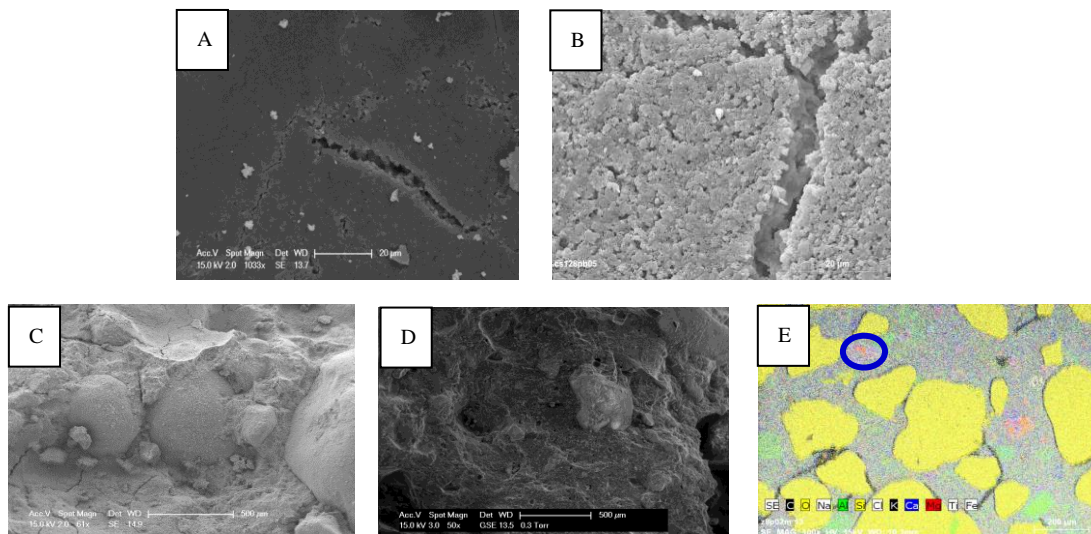


Figure 6. Images SE. (a) mortiers au CS1c- MKn à 28 jours. (b) mortier au CS1c à 28 jours et (c) mortier au CS1c à 90 jours. (d) mortiers au CS1c- MKn à 90 jours (e) Image BSE-EDX du mortier à base de CS1c – MKn à 90 jours.

Sur l'image BSE (Figure 6e), il existe des zones où on note une concentration élevée en Mg. Ces zones sont identifiables par des tâches rougeâtres. Cependant, aucune trace de periclase n'a été signalée via les analyses XRD à 90 jours alors qu'à 28 jours de cure, ce minéral était présent dans le même matériau. Cette situation porte notre attention et mérite quelques explications. D'abord, en examinant de près une des zones de concentration de Mg (zone encerclée Figure 6e), et en y effectuant une microanalyse ciblée, nous constatons que le magnésium et l'oxygène sont présents en grande quantité à côté d'autres éléments chimiques comme le Ca, Fe, Al, K en faible proportion. Au vu de ces observations, nous savons qu'il existe bien d'atomes d'oxygènes et ceux de magnésium en grande quantité dans la zone, mais nous ne pouvons cependant savoir si il s'agit d'une simple incorporation d'atomes dans la structure cristalline d'une quelconque phase minérale, ou bien si il est bien question d'une véritable phase cristalline anhydre(periclase) ou hydratée (brucite). De toute évidence, l'analyse XRD n'a mis en évidence aucune de deux phases précitées. Mais, d'après les observations de Lawrence [LAW 7], de Glasser [GLA 5] et d'autres auteurs comme Gebauer repris dans [CAM 2], nous pouvons conclure que les cristaux de MgO (periclase) de notre liant CS1c-MKn étant donné leur taille réduite, car cuits à une température inférieure à celle de la clinkérisation (1450°C), leur hydratation ne pose pas de problème d'expansion à cause des petits volumes de produits hydratés [TAY 10]. Cependant le fait qu'aucune phase cristalline contenant le Mg comme l'hydrotalcite ou brucite n'ait pu être décelée par XRD semble être dû au fait que les ions Mg^{2+} une fois en solution, n'ont pas précipité sous une forme minérale, mais seraient plutôt rentrés sous forme d'inclusion dans les structures cristallines d'autres phases présentes dans le milieu. Par ailleurs, la détection de periclase à 28 jours laisse croire que la cinétique chimique qui régit la dissolution de periclase s'accélère après plusieurs jours de cure donc au delà de 28 jours. Contrairement aux affirmations de Lawrence [LAW 4], l'ajout de la pouzzolane n'est pas un facteur clé, permettant d'éviter l'expansion du mortier durci à cause du periclase, mais dans notre cas c'est la réduction de la taille des particules qui paraît être un paramètre justifiant le manque d'expansion et la disparition de cristaux de periclase car même dans le liant CS1c (sans ajout de pouzzolane), nous avons enregistré la quasi disparition de periclase après 90 jours de cure.

4. Conclusion

En définitive, L'ajout du MKn au liant CS1c en proportion de 25/75 change la minéralogie totale des produits d'hydratation. La principale phase liée à la présence du metakaolin est la strätlingite (C_2ASH_8). Cette dernière est à l'origine de l'augmentation des résistances mécaniques à 28, 90 et 210 jours. Le periclase MgO disparaît dans la matrice du liant après 90 jours de cure. Bien que l'action du metakaolin ne puisse être totalement exclue, il s'avère que c'est la granulométrie fine du periclase (MgO) qui constitue le facteur prépondérant pouvant justifier la disparition de cette phase. Cette hypothèse permet d'étendre le champ des matériaux susceptibles d'être valorisés comme liants hydrauliques de basse température à des calcaires **magnésiens**, voir **dolomitiques** ; car les performances mécaniques d'un mortier confectionné avec un liant riche en MgO ne peuvent être affectées aussi longtemps que les minéraux contenant le Mg sont de taille très réduite (très fins) avec des morphologies spécifiques. D'où des dépôts de calcaire dolomitique présentant ces textures fines, peuvent être utilisés pour la production des liants riche en MgO sans poser des problèmes majeurs d'expansion.

5. Bibliographie

- [CAC 1] Cachim, P., Velosa, A L., Rocha, F., « Effect of Portuguese metakaolin on hydraulic lime concrete using different curing conditions. *Construction and Building Materials* », vo. 24, 2010, p.71-78.
- [CAM 2] Campbell, D.H., *Microscopical examination and interpretation of Portland cement*, Portland Cement Association, 1999.
- [CIZ 3] Cizer, Ö., Van Balen, K., Elsen, J., Van Gemert, D., « Real-time investigation of reaction rate and mineral phase modifications of lime carbonation ». *Construction and Building Materials*, vol. 35, 2012, p.741–75.
- [GHR 4] Ghrici, M., Kenai, S., Said-Mansour, M., « Mechanical properties and durability of mortar and concrete containing natural pozzolana and limestone blended cements ». *Cement and Concrete Composites*, vol. 29, n°7, 2007, p.542-549.
- [GLA 5] Glasser, F P., « The burning of Portland cement ». *Lea's chemistry of cement and concrete*, vol. 4, 2003, p.195-240.
- [LAW 6] Lawrence, C D., « Physicochemical and mechanical properties of Portland Cements. *Lea's chemistry of cement and concrete* », vol. 4, 2003, p. 343-419.
- [LAW 7] Lawrence, C D., « The constitution and specification of Portland cements ». *Lea's chemistry of cement and concrete*, vol. 4, 2003, p.131-193.

[MLE 8] Mleza, Y., Hajjaji, M., « Microstructural characterization and physical properties of cured thermally activated clay-lime blends », *Construction and Building Materials*, vol. 26, 2012, p.226-232.

[MOR 9] Morsy, MS., Alsayed, SH., Salloum, YA., « Development of eco-friendly binder using metakaolin - fly ash -lime -gypsum », *Construction and Building Materials*, vol. 35, 2012, p.772-777.

[TAY 10] Taylor, H.F.W., *Cement Chemistry 2nd edition*, London, Thomas Telford 1997.