



HAL
open science

Évaluation des performances des matériaux en terre crue par homogénéisation poro-mécanique analytique non linéaire

Elsa Anglade

► **To cite this version:**

Elsa Anglade. Évaluation des performances des matériaux en terre crue par homogénéisation poro-mécanique analytique non linéaire. Matériaux. Université Paul Sabatier - Toulouse III, 2022. Français. NNT : 2022TOU30122 . tel-03772196v2

HAL Id: tel-03772196

<https://hal.science/tel-03772196v2>

Submitted on 10 Nov 2022

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



THÈSE

**En vue de l'obtention du
DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE
Délivré par l'Université Toulouse 3 - Paul Sabatier**

**Présentée et soutenue par
Elsa ANGLADE**

Le 11 juillet 2022

**Évaluation des performances des matériaux en terre crue par
homogénéisation poro-mécanique analytique non linéaire**

Ecole doctorale : **MEGEP - Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés**

Spécialité : **Génie civil**

Unité de recherche :

LMDC - Laboratoire Matériaux et Durabilité des Constructions de Toulouse

Thèse dirigée par

Alain SELLIER et Jean-Emmanuel AUBERT

Jury

M. Patrick DANGLA, Rapporteur

M. Antonin FABBRI, Rapporteur

M. Pascal MAILLARD, Examinateur

Mme Aurélie PAPON, Examinatrice

Mme Noémie PRIME, Examinatrice

M. Alain SELLIER, Directeur de thèse

M. Jean-Emmanuel AUBERT, Co-directeur de thèse

M. Farid BENBOUDJEMA, Président

Remerciements

Je souhaite tout d'abord remercier l'ensemble des membres du jury de ma thèse. Je remercie Farid Benboudjema pour avoir présidé ce jury et pour m'avoir recommandé le LMDC pour y faire ma thèse. Je souhaite également remercier Patrick Dangla et Antonin Fabbri pour avoir accepté de rapporter ma thèse. Leurs commentaires et vos questions m'ont été d'une aide précieuse. Je remercie Noémie Prime et Pascal Maillard pour vos discussions lors de ma soutenance de thèse.

Un grand merci à Alain Sellier, Aurélie Papon et Jean-Emmanuel Aubert pour m'avoir aussi bien encadrée pendant ces trois années de thèse. Je remercie Jean-Emmanuel pour m'avoir guidée dans ma campagne expérimentale et m'avoir aidée à appréhender ce matériau qui m'était inconnu. Je souhaite également remercier chaleureusement Aurélie pour toute l'aide et le soutien apportés quotidiennement pendant ma thèse. Nos discussions scientifiques, mais également celles sur la vie quotidienne et le monde de la recherche m'ont permis d'apprécier les moments parfois difficiles de la thèse et de me sentir prête pour ce qui m'attend après. Un immense merci à Alain pour avoir monté ce projet de thèse avec moi, pour avoir su trouver les bonnes personnes pour m'encadrer et pour toutes les heures passées à développer notre modèle d'homogénéisation. J'ai beaucoup appris en travaillant à ses côtés et je suis fière d'avoir réussi à atteindre les objectifs que nous nous étions fixés.

Je remercie également l'ensemble du LMDC pour m'avoir accueillie au sein du laboratoire et en particulier le service mécanique qui m'a aidée pendant ma campagne expérimentale. Je remercie Maël Desoteux dont le travail de stage m'a beaucoup apporté, Clément Lacombe sans qui les discussions sur la modélisation n'auraient pas été aussi intéressantes, et Kouka Ouedraogo pour tout le savoir-faire expérimental qu'il m'a transmis. Je remercie l'ensemble des doctorants que j'ai croisé au cours de ma thèse, et notamment Nina Gazal qui m'a soutenue jusqu'à la fin.

Pour terminer, je souhaiterais remercier l'ensemble de ma famille et ma belle-famille dont la présence à mes côtés m'a été indispensable. Grâce à leurs encouragements et leurs conseils, j'ai pu terminer cette thèse sereinement et pleine de confiance. La présence de mes neveux, leur joie de vivre et leur énergie, m'a également permis de souffler et de me rebooster. Mes parents m'ont soutenue tout au long de mon parcours. Je ne les remercierai jamais assez pour tout ce qu'ils ont fait pour moi. Finalement, je tiens à remercier Mathieu qui a partagé ces trois années intenses avec moi et dont l'amour m'a permis de surmonter les quelques moments de doutes.

Résumé

La terre crue est un matériau de construction très ancien dont l'utilisation s'est développée ces dernières années car il répond aux critères écologiques, économiques et sociétaux actuels. Cependant, les propriétés de la terre fluctuent grandement en fonction de sa composition. Pour déterminer le comportement du matériau, une campagne expérimentale est actuellement nécessaire avant toute utilisation. L'objectif de cette thèse est de proposer un modèle d'homogénéisation non linéaire capable de prédire les propriétés de la terre crue en fonction de sa composition. Ce modèle permettra ainsi de faciliter la procédure visant à déterminer si une terre est adéquate pour la construction. Afin de calibrer et valider le modèle numérique, une campagne expérimentale sur un matériau modèle est menée. Ce matériau est composé d'une argile pure non gonflante (matrice), la kaolinite, et d'un sable fin (inclusions) dans des proportions variables. Les principales propriétés mécaniques, thermiques et acoustiques de ces mélanges sont testées pour des teneurs en eau variables dans le but d'observer les effets de l'eau sur les propriétés du matériau.

La terre crue est un matériau poreux non saturé dont les interactions microscopiques entre l'eau et le solide influent sur les propriétés macroscopiques. Par exemple, les pressions capillaires augmentent lors du séchage de la terre et engendrent une augmentation de la cohésion mais également un retrait important. De plus, la présence de grains de sable dans la matrice argileuse limite le retrait libre de la matrice, ce qui peut engendrer une perturbation locale de la contrainte à l'interface entre la matrice et les inclusions et peut alors initier une fissuration de la matrice. Dans cette thèse, un modèle d'homogénéisation non linéaire est développé. Il consiste dans un premier temps à déterminer analytiquement les états de contrainte et de déformation microscopiques en tout point du matériau hétérogène, ce qui permet d'appliquer des critères de fissuration locaux liés aux phénomènes physiques microscopiques causés par la présence d'eau. Dans un second temps, la loi de comportement macroscopique du matériau est déduite de la description du comportement microscopique de chacune des phases du matériau et elle est implantée dans un code aux éléments finis. Ces travaux de thèse se concluent par la validation du modèle par comparaison avec les résultats de la campagne expérimentale.

Mots-clés : Terre crue, Homogénéisation, Micro-mécanique, Poro-mécanique, Capillarité

Abstract

Raw earth is a very old construction material whose use has grown in recent years because it meets current ecological, economic, and societal criteria. However, the properties of earth highly fluctuate depending on its composition. To determine the behavior of the material, an experimental campaign is currently necessary before any use. The objective of this thesis is to propose a non-linear homogenization model capable of predicting the properties of raw earth according to its composition. This model will thus facilitate the procedure for determining the suitability of a soil for use in construction. In order to calibrate and validate the numerical model, an experimental campaign on a model material is carried out. This material is composed of a pure non-swelling clay (matrix), kaolinite, and a fine sand (inclusions) in variable proportions. The main mechanical, thermal and acoustic properties of these mixtures are tested for variable water contents in order to observe the effects of water on the properties of the material.

Raw earth is an unsaturated porous material whose microscopic interactions between water and solid influence its macroscopic properties. For example, capillary pressures increase during the drying of the soil and generate an increase in cohesion but also a significant shrinkage. In addition, the presence of sand grains in the clay matrix limits the free shrinkage of the matrix, which can generate a local stress disturbance at the interface between the matrix and the inclusions and then initiate the cracking of the matrix. In this thesis, a non-linear homogenization model is developed. Firstly, it consists in analytically determining the microscopic state of stress and strain at any point of the heterogeneous material, which makes it possible to apply local cracking criteria related to the microscopic physical phenomena caused by the presence of water. Secondly, the macroscopic constitutive law of the material is deduced from the description of the microscopic behavior of each phase of the material and is implemented in a finite element software. This manuscript concludes with the validation of the model by comparison with the results of the experimental campaign.

Key words: Raw earth, Homogenization, Micro-mechanics, Poro-mechanics, Capillary

Table des matières

Remerciements	1
Résumé	3
Table des matières.....	7
Notations	11
Introduction	13
Chapitre 1 Milieux poreux non saturés et méthodes d'homogénéisation.....	17
1.1. Introduction.....	17
1.2. Effet de l'eau sur les propriétés de la terre crue.....	18
1.2.1 Poro-mécanique des milieux non saturés	18
1.2.2 Tension de surface et contrainte de surface.....	21
1.2.3 Pression capillaire.....	23
1.2.3.1 Capillarité	23
1.2.3.2 Courbe de pression capillaire	25
1.2.3.3 Isotherme de sorption.....	26
1.2.4 Retrait osmotique	28
1.3. Méthodes d'homogénéisation	31
1.3.1 Homogénéisation linéaire	31
1.3.1.1 Définition du VER	31
1.3.1.2 Méthode d'Eshelby	32
1.3.1.3 Schéma de Mori-Tanaka.....	33
1.3.1.4 Schéma autocohérent	33
1.3.2 Homogénéisation non linéaire	34
1.3.2.1 Méthodes semi-analytiques.....	34
1.3.2.2 Méthodes numériques.....	40
1.4. Conclusion	45
Chapitre 2 Caractérisation expérimentale du matériau modèle.....	47
2.1. Introduction.....	47
2.2. Choix des matériaux et procédé de fabrication des échantillons	47

2.2.1 Composition des mélanges	47
2.2.1.1 L'argile	47
2.2.1.2 Les granulats.....	51
2.2.1.3 Composition des mélanges	53
2.2.2 Caractérisation géotechnique des mélanges	53
2.2.2.1 Limites d'Atterberg.....	53
2.2.2.2 Essai Proctor	54
2.2.3 Procédé de fabrication des échantillons	55
2.3. Propriétés physiques.....	56
2.3.1 Masse volumique apparente.....	56
2.3.2 Porosité	57
2.3.3 Isothermes de sorption	58
2.4. Caractéristiques thermiques	59
2.4.1 Conductivité thermique	59
2.4.2 Capacité thermique massique.....	61
2.5. Caractéristiques mécaniques	62
2.5.1 Résistance à la compression	62
2.5.2 Résistance à la traction	64
2.5.3 Module d'Young et coefficient de Poisson.....	65
2.5.3.1 Mise en place de l'essai.....	66
2.5.3.2 Résultats des essais de vidéo corrélation.....	67
2.5.4 Retrait.....	70
2.6. Caractéristiques acoustiques	73
2.7. Conclusion	76
Chapitre 3 Méthode d'homogénéisation : développement, implantation et application	79
3.1. Introduction.....	79
3.2. Mise en œuvre des schémas d'homogénéisation linéaires appliqués à la thermique	79
3.2.1 Diffusion thermique	80
3.2.2 Application au matériau modèle.....	82
3.3. Développement d'une méthode d'homogénéisation non linéaire.....	84
3.3.1 Choix du VER	84
3.3.2 Localisation.....	85
3.3.2.1 Champs de déplacement et de contrainte élastiques.....	86
3.3.2.2 Champs de déplacement anélastiques	90
3.3.2.3 Continuités statique et cinématique.....	93

3.3.3 Homogénéisation	95
3.3.4 Critères de rupture microscopiques.....	96
3.3.5 Implantation dans un code aux éléments finis	97
3.3.6 Bilan de la méthode d’homogénéisation	99
3.4. Application au matériau modèle étudié	99
3.4.1 Propriétés mécaniques du VER	100
3.4.1.1 Détermination des paramètres du modèle.....	100
3.4.1.2 Comparaison entre le modèle et les résultats expérimentaux.....	103
3.4.1.3 Etat de contrainte et de déformation dans le matériau	107
3.4.2 Diffusion hydrique.....	109
3.4.3 Couplage hydromécanique	112
3.4.4 Bilan de l’application au matériau modèle	114
3.5. Conclusion	115
Conclusion.....	117
Bibliographie	121

Notations

Notations mathématiques

\vec{a}	vecteur
\bar{A}	tenseur d'ordre deux
\mathbb{A}	tenseur d'ordre quatre
$\langle \cdot \rangle$	moyenne

Poromécanique

$\bar{\sigma}$	tenseur des contraintes totales
$\bar{\sigma}'$	tenseur des contraintes effectives
\bar{I}_3	matrice identité de taille 3*3
ε_v	déformation volumique
b	coefficient de Biot
K	module de compressibilité
S_w	degré de saturation
P_l	pression de la phase liquide
P_g	pression de la phase gazeuse
P_c	pression capillaire
γ	tension de surface
σ_s	contrainte de surface
α	angle de mouillage
R_1, R_2	rayons de courbure du ménisque
R_{pK}	rayon de Kelvin
n, A	paramètres du modèle de Van Genuchten
ρ_l	masse volumique de l'eau
R	constante des gaz parfaits
T	température
M_v	masse molaire de la vapeur d'eau
HR	humidité relative
dm_{wM}	variation de la masse d'eau interfeuillet
ρ_{wM}	masse volumique de l'eau interfeuillet
n_0	porosité initiale du matériau

Schémas d'homogénéisation

\mathbb{L}_i	tenseur de rigidité de la phase i
\mathbb{L}^{hom}	tenseur de rigidité homogénéisé
ϕ_i	fraction volumique de la phase i
\mathbb{S}_{n+1}^{Esh}	tenseur d'Eshelby
\mathbb{A}_i^E	tenseur de localisation d'Eshelby de la phase i

\mathbb{A}_i^{MT}	tenseur de localisation de Mori-Tanaka de la phase i
\mathbb{A}_i^{AC}	tenseur de localisation du schéma autocohérent de la phase i
$\bar{\varepsilon}$	tenseur des déformations
$\bar{\sigma}$	tenseur des contraintes

Paramètres des matériaux

ω	teneur en eau
ρ	masse volumique
n	porosité
λ	conductivité thermique
c	capacité thermique massique
R_c	résistance à la compression
R_t	résistance à la traction
E	module d'Young
ν	coefficient de Poisson
ε_r	déformation de retrait unidirectionnel
R_d	affaiblissement acoustique
f_c	fréquence critique

Modèle d'homogénéisation non linéaire

\vec{u}	champ de déplacement
$\bar{\sigma}$	tenseur des contraintes
$\bar{\varepsilon}$	tenseur des déformations
K	module de compressibilité
G	module de cisaillement
\bar{I}_3	matrice identité de taille 3*3
$\varepsilon_k^{e\infty}$	déformation élastique à l'infini dans la matrice
ε_k^{ei}	déformation élastique dans l'inclusion
ε_k^{ac}	déformation anélastique homogène dans la matrice
$\varepsilon_k^{a\infty}$	déformation anélastique à l'infini dans la matrice
ε_k^{ar}	déformation anélastique radiale de la matrice à l'interface
ε_k^{ao}	déformation anélastique orthoradiale de la matrice à l'interface
ε_k^{ai}	déformation anélastique dans l'inclusion
ε_w	déformation hydrique
σ_w	contrainte hydrique
A_{vg}, n_{vg}	paramètres du modèle de Van Genuchten
A_{osm}	paramètre de calibrage du retrait osmotique
D	coefficient de diffusion hydrique

Introduction

Le secteur de la construction génère des émissions de CO₂ importantes liées notamment à la transformation et au transport de matériaux tels que le ciment. Afin de réduire ces émissions, plusieurs alternatives aux méthodes de construction actuelles sont étudiées comme notamment l'utilisation de matériaux recyclés, la réduction de la quantité de ciment utilisée ou le développement de biomatériaux. La terre crue est un matériau de construction employé depuis des milliers d'années dans le monde entier et dont l'utilisation a connu un certain essor ces dernières années. En effet, ce matériau ayant une énergie grise très faible, il permet de répondre aux enjeux environnementaux, écologiques et sociétaux actuels. La terre crue présente de nombreux avantages : ce matériau est disponible en grandes quantités dans la plupart des régions, limitant ainsi les besoins de transport, et elle nécessite peu d'énergie lors de sa mise en œuvre. Par ailleurs, dans le cas où la terre crue n'a pas été stabilisée à l'aide de ciment ou de chaux, ce matériau peut être recyclé et réemployé en tant que matériau de construction. De plus, l'un des principaux atouts de la terre crue réside dans les performances thermiques du matériau. En été, son inertie thermique permet de limiter les variations de température dans l'habitat lors de pics de chaleur sans avoir recours à la climatisation, et en hiver, le matériau accumule de la chaleur au cours du chauffage et la libère ensuite sous forme radiative. Les constructions en terre crue permettent ainsi de réduire les besoins en chauffage et en climatisation. En plus d'avoir de bonnes propriétés thermiques, la terre crue a également des propriétés hygroscopiques intéressantes. En effet, la capacité d'adsorption de la terre permet de maintenir une humidité relative dans l'habitat comprise entre 40 et 60% et elle assure ainsi un certain confort thermo-hydrique.

En dépit de son intérêt environnemental, l'utilisation de la terre crue en tant que matériau de construction est limitée. En effet, ce matériau présente quelques inconvénients liés à sa composition. En fonction du lieu de prélèvement de la terre et de la méthode de mise en œuvre (adobe, pisé, BTC, etc.), les propriétés mécaniques de la terre crue peuvent varier grandement. Même s'il existe quelques constructions d'envergure telles que la Grande mosquée de Djenné ou les bâtiments de dix étages de la ville de Shibam, la faible résistance de la terre crue réduit la taille des constructions à de simples habitations. De plus, il existe peu de réglementations concernant la construction en terre crue. La plupart des normes de construction concernent la caractérisation du sol et de ses propriétés, et seuls quelques documents font référence à des règles de dimensionnement. Ainsi, le manque de connaissance sur le matériau, le large choix de mises en œuvre et l'absence de réglementation freinent l'utilisation de la terre crue en tant que matériau de construction.

L'objectif de cette étude est de développer un modèle numérique permettant de prédire les propriétés de la terre crue en fonction de sa composition. La terre crue est un matériau hétérogène poreux dont le squelette granulaire est composé principalement d'argile et de sable. **Ainsi, la première difficulté d'un tel modèle est d'identifier les différents phénomènes physiques microscopiques en jeu dans le comportement de ce matériau.** Chaque élément du matériau composite est impliqué dans un ou plusieurs phénomène(s) physique(s). Dans un premier temps, l'eau présente dans le réseau poreux de la terre crue entraîne l'apparition de pressions capillaires dans le matériau. L'augmentation de ces pressions au cours du séchage génère à la fois une variation de volume du matériau et une augmentation de la cohésion. Dans un second temps, l'argile est un matériau dont la structure en feuillets et les capacités d'échanges surfaciques causent d'importantes variations de volume en présence d'eau et influencent sa cohésion. Cependant, cette structure diffère d'une argile à une autre et l'amplitude de ces phénomènes dépend donc du type d'argile présent dans la terre. Finalement, la présence de grains de sable dans la terre empêche le retrait libre de la matrice argileuse lors du séchage et génère ainsi des concentrations de contrainte à l'interface entre la matrice et les grains de sable pouvant initier la fissuration du matériau. Pour pouvoir modéliser les phénomènes physiques microscopiques gouvernant le comportement de la terre crue en limitant les effets conjugués liés par exemple, à la présence de plusieurs types d'argile dans le matériau, le modèle numérique est développé à partir de résultats expérimentaux réalisés sur un matériau modèle. Ce matériau est composé d'une argile pure non gonflante, la kaolinite, et d'un sable fin.

L'identification du comportement microscopique de chaque composant de la terre crue met en évidence le comportement non linéaire du matériau. **La deuxième difficulté du modèle numérique développé dans cette étude réside donc dans le choix du schéma d'homogénéisation non linéaire.** Les schémas d'homogénéisation permettent de déterminer la loi de comportement macroscopique d'un matériau hétérogène à partir de la connaissance du comportement microscopique de chacun de ses composants. Cette approche multi-échelles ne nécessite pas de modéliser chacun des composants séparément et permet ainsi de réduire le temps de calcul. Dans le cas de la terre crue, la matrice argileuse peut avoir un comportement différent à proximité des grains de sable. Il est donc important que le schéma d'homogénéisation non linéaire utilisé permette de connaître l'état de contrainte microscopique en tout point du matériau et de prendre en compte un écoulement non uniforme dans la matrice.

Le premier chapitre de cette thèse introduit, dans une première partie les propriétés des milieux poreux non saturés tels que la terre crue. Tout d'abord, les équations de la poro-mécanique des milieux non saturés sont rappelées, puis les principales causes de la variation de volume de la terre crue telles que les pressions capillaires ou le retrait osmotique sont présentées. Dans une deuxième partie, ce

chapitre présente un état de l'art des principaux schémas d'homogénéisation existants. Il est ainsi possible d'identifier le schéma d'homogénéisation le plus adapté afin de modéliser le comportement non linéaire de la terre crue.

Dans un deuxième chapitre, la campagne expérimentale sur un matériau modèle composé d'argile, de sable et d'eau est présentée. Après avoir détaillé le choix de chaque constituant du matériau et le procédé de fabrication des éprouvettes, les propriétés thermiques, mécaniques et acoustiques sont évaluées. Trois mélanges d'argile et de sable sont réalisés afin de pouvoir calibrer et valider le modèle numérique et vérifier la cohérence des résultats. Afin d'observer l'effet de la teneur en eau sur les propriétés de la terre crue, chaque essai est réalisé sur des éprouvettes ayant deux teneurs en eau différentes.

Le troisième et dernier chapitre détaille, dans un premier temps le modèle d'homogénéisation non linéaire développé pour la terre crue. Les différentes étapes de la détermination analytique de la loi de comportement non linéaire du matériau sont d'abord présentées, puis ce chapitre explique l'implantation de cette loi dans un code aux éléments finis. Dans un deuxième temps, ce modèle numérique est calibré à partir d'une partie des résultats de la campagne expérimentale. La deuxième partie des résultats est ensuite utilisée afin de tester le comportement du matériau prédit par le modèle.

Chapitre 1 Milieux poreux non saturés et méthodes d'homogénéisation

1.1. Introduction

La terre crue est un matériau hétérogène dont la composition varie grandement en fonction de l'endroit d'où elle provient. Ce matériau est principalement constitué d'argile, de sable et d'eau, c'est donc un milieu poreux dont l'état de saturation des pores évolue au cours du séchage. La présence d'eau dans la terre crue est responsable de nombreux phénomènes physiques à l'échelle microscopique qui changent les propriétés macroscopiques du matériau. La poro-mécanique des milieux non saturés permet d'expliquer la plupart de ces phénomènes tels que les pressions capillaires ou les tensions de surface présentes dans les pores non saturés. De plus, la réactivité de certaines argiles en présence d'eau peut également expliquer certaines propriétés macroscopiques comme la variation de volume de la terre crue. La première partie de ce chapitre détaille les principaux phénomènes physiques microscopiques présents dans la terre crue à cause de la variation de la quantité d'eau dans le réseau poreux au cours du séchage du matériau et l'impact de ces phénomènes sur certaines propriétés macroscopiques de la terre crue.

La difficulté de la modélisation d'un matériau hétérogène tel que la terre crue réside dans la différence d'échelle entre certains phénomènes physiques microscopiques liés, par exemple, à la présence d'eau dans le matériau et les propriétés macroscopiques du matériau. Des méthodes d'homogénéisation, permettant d'estimer le comportement macroscopique d'un matériau hétérogène à partir du comportement microscopique de chacun des éléments qui le composent, ont été développées ces dernières décennies. La deuxième partie de ce chapitre présente, dans un premier temps, les principales méthodes d'homogénéisation linéaire dans lesquelles le comportement du matériau est déterminé de façon analytique. L'homogénéisation linéaire ne permettant pas d'étudier des matériaux dont le comportement n'est pas linéaire, des méthodes non linéaires semi-analytiques ont été développées afin d'étendre les premières méthodes à certains cas de non linéarité. L'essor des méthodes numériques a également permis de développer de nouvelles méthodes d'homogénéisation pour des structures et des comportements plus complexes. Ces méthodes d'homogénéisation non-linéaires, semi-analytiques et numériques, sont présentées dans la seconde partie de ce chapitre.

1.2. Effet de l'eau sur les propriétés de la terre crue

La terre crue est un matériau poreux dont les pores sont composés d'eau et d'air. La présence d'eau dans les pores induit des phénomènes physiques comme la capillarité ou les tensions de surface à l'origine de certaines propriétés mécaniques de la terre crue. En effet, la variation de la quantité d'eau dans les pores au cours du séchage du matériau entraîne une augmentation des pressions capillaires qui est responsable d'une hausse de la cohésion du matériau. La présence d'eau est également responsable de la forte variation de volume (retrait et gonflement) de la terre crue en fonction de l'humidité relative du milieu ambiant. La poro-mécanique des milieux non saturés tels que la terre crue permet d'étudier l'influence de l'eau sur les propriétés mécaniques du matériau. Cette partie présente les notions de base de la poro-mécanique ainsi que les principaux phénomènes physiques liés à la présence de l'eau dans la terre.

1.2.1 Poro-mécanique des milieux non saturés

Le comportement d'un milieu poreux soumis à une pression de fluide variable dans les pores est étudié depuis de nombreuses années. L'introduction de la notion de contrainte effective $\bar{\sigma}'$ par Terzaghi dans les années 1920 a permis de mettre en évidence la séparation entre la contrainte totale $\bar{\sigma}$ et la pression due au fluide présent dans les pores P_f . Les travaux de Biot [1], [2] ont permis de mettre en place une approche poro-élastique pour les milieux saturés isotropes et élastiques. Dans cette approche, il est possible d'évaluer les déformations volumiques ε_v induites par la variation de pression dans les pores dans le cas où il n'y a pas de chargement extérieur (Equation (1.1)).

$$\varepsilon_v = \frac{b}{K_b} P^* \quad (1.1)$$

Où P^* est la pression dans les pores, b le coefficient de Biot et K_b le module de compressibilité apparent du matériau. Dans le cas d'un milieu saturé, la pression P^* est égale à la pression du fluide P_f . Le coefficient de Biot d'un milieu poreux dont le squelette solide est homogène s'écrit : $b = 1 - \frac{K_b}{K_s}$, où K_s est le module de compressibilité apparent du squelette solide.

Les travaux de Terzaghi et Biot ont été étendus dans le cas des milieux poreux non saturés par Bishop [3]. Dans cette approche, les pores du milieu sont occupés par au moins deux fluides différents. La pression des pores P^* peut s'écrire comme la moyenne des pressions de chaque fluide pondérée par un coefficient χ appelé le coefficient de Bishop. Dans le cas d'un matériau tel que la terre crue dont les pores contiennent une phase liquide de pression P_l et une phase gazeuse de pression P_g , la pression P^* peut s'écrire selon l'expression (1.2).

$$P^* = \chi P_l + (1 - \chi) P_g \quad (1.2)$$

Le coefficient de Bishop dépend de l'état de saturation du milieu poreux. Ainsi, il a été remplacé par le degré de saturation en eau S_w dans les études [4]–[6]. Ce degré de saturation S_w est le rapport entre le volume d'eau présente dans les pores et le volume des pores. Dans le modèle de Biot-Bishop, le coefficient de Bishop est défini comme étant égal au degré de saturation en eau du milieu poreux ($\chi = S_w$) et la notion de pression capillaire P_c est introduite. Cette pression capillaire est égale à la différence entre la pression du gaz et la pression du liquide ($P_c = P_g - P_l$) et elle peut être exprimée en fonction de l'humidité relative du milieu ambiant (voir section 1.2.3.3). La déformation volumique du modèle de Biot-Bishop est déterminée selon l'Equation (1.3) et la contrainte effective de $\bar{\sigma}'$ responsable des déformations du squelette solide est donnée dans l'Equation (1.4) [7]. Dans ce modèle, les variations de volume d'un milieu poreux non saturé sont induites uniquement par les pressions capillaires. Les pressions du liquide et du gaz sont déterminées à partir d'un état de référence dans lequel le réseau poreux est saturé par un fluide à la pression atmosphérique. La pression du gaz P_g étant proche de la pression atmosphérique, elle est donc négligée. L'expression de la contrainte effective $\bar{\sigma}'$ en fonction de la contrainte totale $\bar{\sigma}$ et de la pression capillaire montre que l'état de contrainte du matériau est impacté par les effets capillaires.

$$\varepsilon_v = \left(\frac{b}{K_b}\right) P^* = -\left(\frac{b}{K_b}\right) (S_w P_c) \quad (1.3)$$

$$\bar{\sigma}' = \bar{\sigma} - b S_w P_c \bar{I}_3 \quad (1.4)$$

Dans l'approche présentée ci-dessus, la variation de volume lors du séchage d'un matériau poreux est due uniquement aux effets de la capillarité. Cependant, il existe d'autres phénomènes physiques liés à la présence d'eau dans les pores pouvant expliquer cette variation de volume. Dans certaines études [8]–[10], la variation de volume lors du séchage n'est pas uniquement expliquée par la pression capillaire, mais également par les changements de tension de surface et la pression disjointe (i.e. la différence entre la pression mécanique et la pression thermodynamique dans les couches d'eau adsorbées). L'étude de Wyrzykowski *et al.* [11] a cependant montré que ces modèles ne permettent d'obtenir une bonne estimation de la variation volumique induite par le séchage que lorsque l'humidité relative est supérieure à 80%.

Coussy *et al.* [7] ont développé un modèle dans le but d'améliorer l'estimation des variations volumiques pour des humidités relatives plus faibles. Ce modèle considère que les effets capillaires ne sont pas les seules causes de la variation de volume et il permet ainsi de prendre en compte la contribution des énergies liées aux interfaces, notée U , entre la phase liquide, la phase gazeuse et la phase solide du milieu poreux. En faisant l'hypothèse que ce terme ne dépend que du degré de saturation en eau S_w du milieu, il peut être déterminé à partir des isothermes d'adsorption/de

désorption du matériau : $U(S_w) = \int_{S_w}^1 P_c(S_w) dS_w$. La pression moyenne P^* dans les pores est remplacée par une pression équivalente π et la déformation volumique s'écrit :

$$\varepsilon_v = \left(\frac{b}{K_b}\right)\pi = -\left(\frac{b}{K_b}\right)(S_w P_c + U) \quad (1.5)$$

Selon l'étude de Wyrzykowski *et al.* [11] qui a comparé ce modèle à des résultats expérimentaux, le modèle de Coussy ne permet pas d'obtenir une bonne prédiction de la variation de volume lorsque l'humidité relative est inférieure à 50%. Cette approche permet d'améliorer l'estimation des effets de l'eau sur le milieu poreux, mais elle ne prend pas suffisamment en compte les phénomènes qui interviennent lorsque les pores sont peu saturés. En effet, lorsque le degré de saturation en eau diminue, les pores les plus gros sont vidés en premier mais une fine couche d'eau adsorbée est déposée sur leur surface solide. Kovler et Zhutovsky [12] ont montré que cette couche adsorbée entraîne la modification de la tension de surface des pores et l'apparition d'une contrainte de surface responsable du retrait d'un milieu poreux lorsque le degré de saturation en eau diminue. Les travaux de Bangham [13] donnent une estimation empirique de la déformation due à la variation d'énergie de surface.

Lors du séchage d'un matériau poreux, il existe un degré de saturation pour lequel les pores les plus petits sont encore saturés en eau et les plus gros ne le sont plus. Ainsi, la variation de volume peut être initiée par les pressions capillaires dans les petits pores et par les tensions de surface dans les pores non saturés. Plusieurs études permettent de prendre en compte ces deux phénomènes simultanément [14]. Rahoui [15] a proposé une combinaison intuitive entre le modèle de Coussy [7] (Equation (1.5)) et le modèle de Bangham [13].

La terre crue est un matériau poreux pouvant contenir de grandes quantités d'argile dont la réactivité en présence d'eau dépend du type d'argile considéré. L'interaction entre les particules d'argile et l'eau entraîne une variation importante de la sensibilité au retrait/gonflement du matériau. Ce retrait, qui est dû aux interactions entre l'eau et la structure cristalline des argiles, est appelé retrait osmotique [16]. La diversité des structures microscopiques des argiles étant importante, le phénomène osmotique est propre à chaque sol et il est difficile de prendre en compte toutes les interactions qui entrent en jeu dans son estimation théorique sans étudier la structure cristalline des argiles.

L'étude de la poro-mécanique des milieux non saturés a permis de mettre en évidence l'importance de la capillarité et des tensions de surface sur les propriétés du milieu poreux telles que la variation de volume au cours du séchage ou l'augmentation de la cohésion du matériau. Cependant, la terre crue étant un matériau composé d'argile, d'autres phénomènes liés aux interactions entre la structure

crystalline de l'argile et l'eau permettent d'expliquer la variation de volume de la terre lors du séchage. Les principaux phénomènes physiques induits par la présence d'eau dans la terre crue sont détaillés dans les paragraphes suivants.

1.2.2 Tension de surface et contrainte de surface

La tension de surface et la contrainte de surface sont des phénomènes qui apparaissent à l'interface entre les différentes phases d'un milieu poreux (solide, liquide ou gaz). La tension de surface créée à l'interface entre un liquide et un gaz est responsable de l'apparition d'une pression capillaire et elle est traitée plus en détails dans la section 1.2.3. La suite de cette section présente les tensions et contraintes de surface créées à l'interface entre un gaz et un solide et qui peuvent être responsables de la variation du volume du milieu poreux.

Dans le but d'appréhender les notions de tension de surface et de contrainte de surface, on considère un volume élémentaire du milieu poreux dans lequel une partie des pores est saturée et l'autre partie des pores est vide. Toutes les grandeurs sont exprimées par unité de volume. On considère que les pores vides sont remplis d'un gaz composé de N_{vp} moles de vapeur d'eau et de N_{dra} moles d'air sec et que les pores saturés sont composés de N_{lq} moles d'eau. Selon le système de Gibbs [17], le nombre total de moles N du volume élémentaire s'écrit :

$$N = N_{\alpha} + N_{\beta} + N_{ex} \quad (1.6)$$

Où N_{α} et N_{β} représentent respectivement le nombre de moles de la phase fluide α (liquide et gaz) et de la phase solide β , et N_{ex} représente le nombre de moles de l'élément de volume placé en excès à une interface afin de respecter l'équilibre initial du système. Dans le milieu poreux décrit dans cette approche, il y a trois interfaces différentes (voir Figure 1.1) : l'interface entre solide et liquide dans les pores saturés sur laquelle on considère qu'il n'y a pas d'excès de moles d'eau, l'interface solide et gaz sur laquelle on considère que les moles en excès N_{ex} sont principalement composées d'eau, et l'interface liquide et gaz.

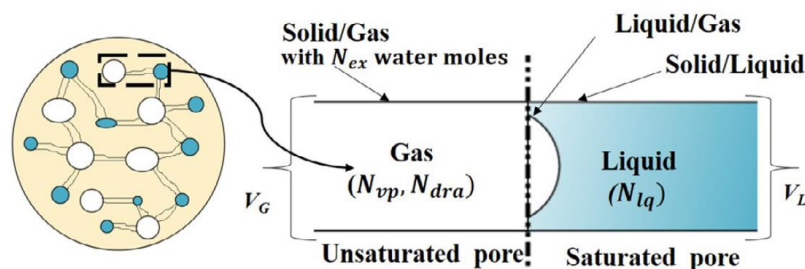


Figure 1.1. Description des interfaces dans le milieu poreux [14]

A l'interface entre le solide et le gaz, il y a un excès de moles d'eau, ce qui entraîne l'apparition d'une énergie libre F_{ex} (par unité de volume) qui s'écrit :

$$F_{ex} = \gamma A_{S/G} + \mu N_{ex} \quad (1.7)$$

Où γ est la tension de surface de l'interface, $A_{S/G}$ l'aire de l'interface par unité de volume et μ le potentiel chimique correspondant aux N_{ex} moles d'eau en excès sur l'interface. La variation de l'énergie libre dF_{ex} peut être liée à deux phénomènes : la variation de l'aire de l'interface $dA_{S/G}$ ou la variation dN_{ex} du nombre de moles en excès. Selon Weber *et al.* [18], l'augmentation de $A_{S/G}$ peut être due soit à l'augmentation du nombre de moles sur cette surface (la distance entre les molécules d'eau restant constante), soit à une déformation de la surface pour un nombre constant de moles (la distance entre les molécules d'eau augmente). La variation de l'énergie libre est ainsi donnée par la relation (1.8).

$$dF_{ex} = \sigma_s dA_{def} + \gamma dA_{cre} + \mu dN_{ex} \quad (1.8)$$

Où dA_{def} est la variation de l'aire due à la déformation de la surface existante, dA_{cre} est la variation de l'aire due à l'augmentation du nombre de moles en excès, σ_s est la contrainte de surface et γ la tension de surface. Il est important de distinguer les deux termes σ_s et γ . Le premier correspond à la force nécessaire pour changer la distance intermoléculaire pour un nombre constant de moles et le deuxième correspond à la densité d'énergie nécessaire pour créer une nouvelle surface sans changer la distance intermoléculaire. La combinaison des équations (1.7) et (1.8) permet d'obtenir la relation suivante :

$$-(\sigma_s - \gamma)A_{S/G} d\varepsilon_s + A_{S/G} d\gamma + N_{ex} d\mu = 0 \quad (1.9)$$

Où $d\varepsilon_s = \frac{dA_{def}}{A_{S/G}}$ est définie comme la déformation de la surface de l'interface.

Dans le cas où la surface de l'interface est indéformable ($dA_{def} = 0$), l'Equation (1.9) devient : $A_{S/G} d\gamma = -N_{ex} d\mu$. Cette relation permet de relier la diminution de la tension de surface à l'adsorption du matériau. On définit la densité d'excès de moles à l'interface par unité de surface : $\Gamma = \frac{N_{ex}}{A_{S/G}}$. Si Γ ne dépend que du potentiel chimique μ , alors la tension de surface s'écrit [14] :

$$\gamma = \gamma_1(\varepsilon_s) - \int_{-\infty}^{\mu} \Gamma(\mu) d\mu \quad (1.10)$$

Où $\gamma_1(\varepsilon_s)$ est la tension de surface avant le début de l'adsorption.

La tension de surface et la contrainte de surface sont deux phénomènes qui interviennent dans le cas où les pores ne sont plus saturés en eau et qu'il ne reste qu'une fine couche d'eau sur les parois solides des pores. Selon Kovler et Zhutovsky [12], ces phénomènes ne sont responsables de la variation

de volume du matériau que pour des humidités relatives faibles (inférieures à 40-50%). Selon les résultats de la campagne expérimentale menée sur un matériau modèle dans cette étude (voir Chapitre 2), la variation de volume apparaît pour de grandes humidités relatives (supérieur à 50%). Ainsi, la tension de surface et la contrainte de surface n'interviennent pas dans la variation de volume de la terre crue et ne seront donc pas pris en compte dans la modélisation.

1.2.3 Pression capillaire

Les milieux poreux partiellement saturés sont soumis à des pressions capillaires dans les pores dues à la présence d'une interface entre deux fluides non miscibles. Dans le cas de la terre crue, ces deux fluides sont l'eau et l'air. Ces pressions capillaires sont responsables de nombreux phénomènes physiques tels que la variation de volume ou l'augmentation de la cohésion lors du séchage du matériau. De nombreuses études ont permis d'expliquer l'apparition de cette pression et de l'évaluer. La suite de cette partie présente d'abord le phénomène de capillarité, puis les outils permettant de déterminer la valeur de la pression capillaire en fonction des différents paramètres du milieu poreux.

1.2.3.1 Capillarité

La capillarité est un phénomène lié au comportement à l'interface entre deux fluides non miscibles. Dans le cas particulier de l'interface entre l'eau et l'air, la surface de séparation des fluides se comporte comme une membrane élastique soumise à une tension, appelée tension superficielle car l'un des fluides est de l'air. Cette tension superficielle est causée par un déséquilibre des forces d'interaction à l'interface entre l'eau et l'air. En effet, les molécules d'eau localisées dans le liquide sont soumises à un champ de force de symétrie sphérique, alors que les molécules d'eau à l'interface sont soumises à des forces d'interactions plus importante du côté du liquide que de celui de l'air (Figure 1.2). Pour cette raison, les molécules d'eau de l'interface sont attirées vers la phase liquide. La tension superficielle γ permet ainsi de maintenir l'état d'équilibre à l'interface entre les deux fluides. Cette tension qui est tangentielle à l'interface entre l'eau et l'air dépend du type de fluide étudié et de la température.

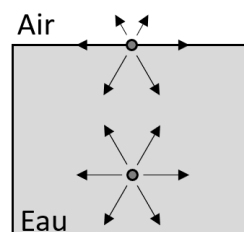


Figure 1.2. Représentation des forces de cohésion s'exerçant sur les molécules dans l'eau et à l'interface entre l'eau et l'air.

Lorsque les deux fluides sont en contact avec une surface solide, l'équilibre entre les trois milieux est déterminé à partir des tensions de surface des trois interfaces (γ_{sg} , γ_{lg} et γ_{sl} sont les tensions de surface respectives entre le solide et le gaz, le liquide et le gaz, et le solide et le liquide). La Figure 1.3.a représente l'équilibre des tensions de surface dans le cas d'une goutte de liquide déposée sur une surface solide. Au point d'intersection entre les trois phases, il est possible de définir une droite représentant la tangente de l'interface entre le gaz et le liquide. L'angle α entre cette droite et la surface du solide permet de quantifier la capacité de mouillage du liquide. Un liquide est dit mouillant lorsque $0 < \alpha < 90^\circ$.

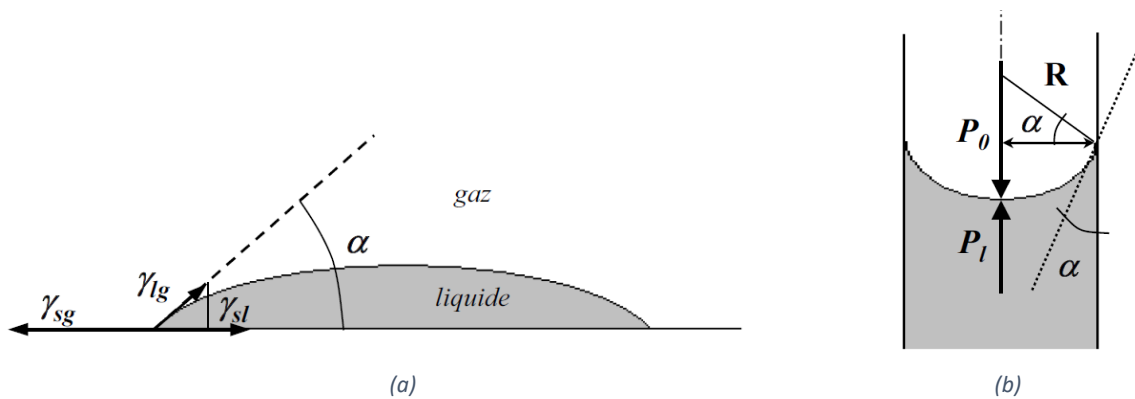


Figure 1.3. Représentation de l'équilibre des tensions de surface dans le cas d'une goutte liquide déposée sur un solide (a) et représentation des forces appliquées de chaque côté de l'interface entre l'eau et l'air [19]

Dans le cas où deux fluides non miscibles sont présents dans un capillaire solide, on peut définir la pression capillaire P_c comme la différence de pression de part et d'autre de l'interface entre les deux fluides. Dans le cas d'un tube capillaire de rayon r plongé dans un réservoir contenant un liquide mouillant surmonté d'un gaz (Figure 1.3.b), l'équation de Laplace permet de relier la pression capillaire P_c aux rayons de courbure du ménisque (R_1 et R_2) :

$$P_c = P_g - P_l = \gamma \left(\frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_2} \right) \quad (1.11)$$

Dans le cas des milieux granulaires, lorsque deux grains sont suffisamment proches et que la quantité d'eau au contact de ces grains le permet, un pont liquide se forme. La membrane de l'interface entre l'eau du pont liquide et l'air est soumise à une tension superficielle, et la pression du liquide est différente de celle du gaz, faisant ainsi apparaître une pression capillaire. La pression dans le pont liquide étant plus faible que celle dans l'air, l'intérieur du pont liquide est en dépression, ce qui entraîne l'apparition d'une force de cohésion entre les grains. Ainsi, le phénomène de capillarité entre deux solides suffisamment proches est responsable de la cohésion entre ces deux solides.

1.2.3.2 Courbe de pression capillaire

La pression capillaire P_c à l'intérieur d'un pore dépend de la quantité d'eau présente dans ce pore. C'est pourquoi il est possible d'exprimer P_c en fonction du degré de saturation en eau S_w du milieu poreux. La courbe représentant l'évolution de la pression capillaire en fonction du degré de saturation, appelée courbe de pression capillaire, est propre à chaque milieu poreux. Dans le cas de la terre crue, Fredlund *et al.* [20] suggèrent que la granulométrie du sol influence grandement l'allure de la courbe. L'étude de Vanapalli *et al.* [21], illustrée sur la Figure 1.4, sur des terres de différentes compositions montre également que la finesse des grains influence beaucoup l'allure de la courbe. Cependant, la pression capillaire étant liée à la taille des pores (voir section 1.2.3.1), il est possible de supposer que le réseau poreux, et plus particulièrement la distribution de taille de pores, a également un impact non négligeable sur la courbe de pression capillaire d'un sol.

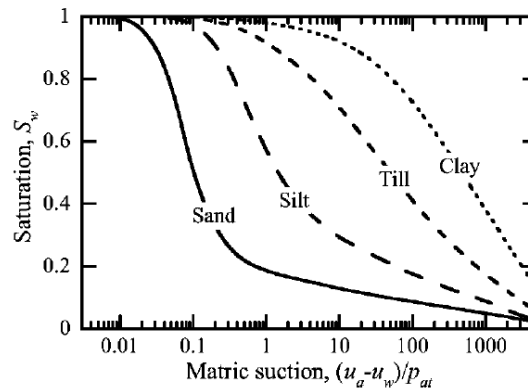


Figure 1.4. Courbe de pression capillaire de différents sols [21]

Il existe de nombreux modèles empiriques permettant d'estimer la relation entre la pression capillaire et le degré de saturation en eau à partir de résultats expérimentaux sur des sols (Tableau 1.1). Le modèle développé par Brooks et Corey [22] permet d'estimer correctement la pente de la courbe, mais il ne permet pas de prendre en compte les différents points d'inflexion. Le modèle de Van Genuchten [23] est un développement du modèle précédent permettant de prendre en compte un point d'inflexion. C'est le modèle le plus couramment utilisé pour décrire le comportement des sols. Cependant, selon Heath *et al.* [24], ce modèle comporte certaines limites. En effet, lorsque le degré de saturation est proche de zéro, la pression capillaire prédite par ce modèle est trop élevée. Le modèle proposé par Heath *et al.* [24] est le seul dont les paramètres du modèle ne sont pas dépendants de la densité du matériau. Dans ce modèle, P_{atm} est la pression atmosphérique et e est l'indice des vides.

Tableau 1.1. Modèles de courbe de pression capillaire

Auteurs	Equation	Paramètres
Brooks and Corey [22]	$S_w(P_c) = \left(\frac{P_c}{P_b}\right)^{-\lambda}$	λ, P_b ($0,1 < \lambda < 10$)
Van Genuchten [23]	$S_w(P_c) = \left(1 + \left(\frac{P_c}{A}\right)^n\right)^{-1+\frac{1}{n}}$	n, A ($1 < n < \infty$)
Heath <i>et al.</i> [24]	$\frac{P_c}{P_{atm}} = S_w(P_c)n_1 \left(\frac{1}{(e S_w(P_c))^{n_2}} - \frac{1}{e^{n_2}}\right)^{\frac{n_3}{n_2}}$	n_1, n_2, n_3 indépendants de la densité

1.2.3.3 Isotherme de sorption

Dans le cas des matériaux contenant beaucoup d'argile comme la terre crue, il est difficile de déterminer expérimentalement la courbe de pression capillaire car lorsque le degré de saturation en eau est faible, la pression capillaire devient trop grande pour être mesurée. La loi de Kelvin (Equation (1.12)) permettant de relier la pression capillaire à l'humidité relative HR de la pièce, la courbe de pression capillaire peut être obtenue à partir des isothermes d'adsorption/de désorption reliant HR au degré de saturation en eau S_w .

$$P_c = P_g - P_l = -\frac{\rho_l RT}{M_v} \ln HR \quad (1.12)$$

Avec R la constante des gaz parfaits en $J/(mol.K)$, T la température en K , ρ_l la masse volumique de l'eau en g/m^3 et M_v la masse molaire de la vapeur d'eau en g/mol .

Les isothermes de sorption consistent à mesurer la prise de masse d'un échantillon poreux sec placé dans une enceinte climatique dans laquelle l'humidité relative varie, ce qui permet d'évaluer l'aptitude du matériau à adsorber les molécules d'eau. En effet, lorsque des molécules de vapeur d'eau sont à proximité de l'interface entre un solide et un fluide, les forces intermoléculaires de Van Der Waals permettent de fixer ces molécules sur la surface du solide. Dans le cas d'un milieu poreux, les propriétés de surface des parois influencent grandement la capacité d'adsorption du matériau. Sur la Figure 1.5 illustrant une isotherme de sorption, il est possible de distinguer trois étapes d'adsorption correspondant à un type de fixation des molécules de vapeur d'eau :

- Lorsque l'humidité relative est faible (domaine I), l'adsorption est monomoléculaire, ce qui signifie qu'une seule couche de molécules de vapeur d'eau s'est formée sur la surface des pores ;
- Lorsque l'humidité relative augmente (domaine II), l'adsorption est plurimoléculaire, ce qui signifie que plusieurs couches se sont fixées sur les parois. En théorie, il est possible de fixer un

nombre infini de couches sur une surface plane et parfaitement lisse. Dans le cas des matériaux poreux, la taille des pores limite ce phénomène [25]–[27] ;

- Lorsque l'humidité relative est élevée (domaine III), le phénomène de condensation capillaire apparaît. Les couches plurimoléculaires adsorbées se rejoignent et forment des ménisques dans les pores dont la taille est inférieure à $7,5 \mu\text{m}$ [28].

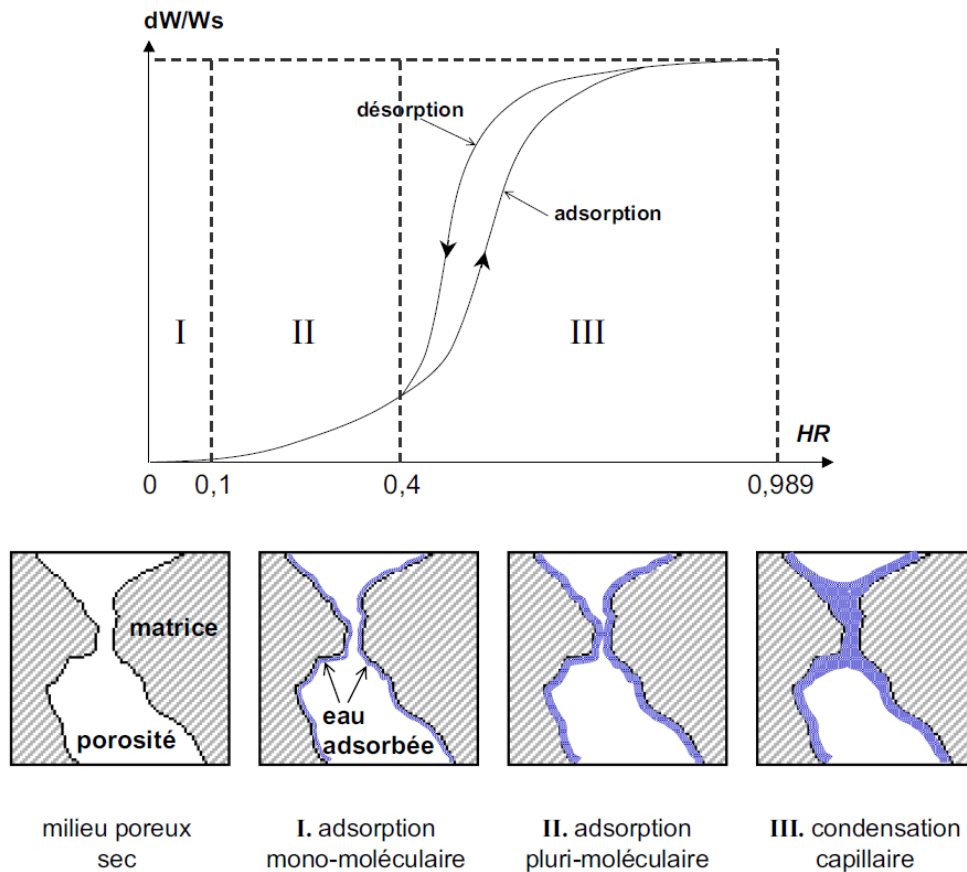


Figure 1.5. Etat de saturation d'un pore lors d'une isotherme de sorption [19]

Sur la Figure 1.5, il est possible de voir un phénomène d'hystérésis entre la courbe d'adsorption et de désorption du matériau, montrant ainsi que le degré de saturation en eau du matériau n'est pas uniquement lié à l'humidité relative de la pièce, mais qu'il dépend également de l'historique de son chargement hydrique. En effet, la structure poreuse ne joue pas le même rôle lors de l'adsorption et de la désorption pour laquelle la distribution spatiale et la connectivité des pores sont déterminantes. Likos et Lu [29] ont étudié ce phénomène d'hystérésis et ils ont identifié deux causes principales : la différence de l'angle de mouillage α lors des processus d'adsorption et de désorption, et la géométrie du réseau poreux.

Les travaux de Zsigmondy [30] ont effectivement montré que l'angle de mouillage est différent lorsque le ménisque « avance » au cours de l'adsorption, ou lorsqu'il « recule » pendant la désorption. Si l'on considère que l'adsorption a été faite jusqu'à ce que le milieu soit totalement saturé, alors les

parois du réseau poreux peuvent être considérées comme « mouillées » pendant la désorption. Dans ce cas-là, l'angle de mouillage est nul. La taille des plus grands pores dans lesquels a lieu la condensation capillaire dépend de l'angle de mouillage. Ces pores ont pour rayon le rayon dit « de Kelvin », R_{pK} , donné par la relation (1.13). Ainsi, pour une humidité relative donnée, les pores les plus gros dans lesquels la condensation capillaire est possible sont plus petits au cours de l'adsorption que de la désorption.

$$R_{pK} = \frac{2\gamma \cos \alpha}{P_c} \quad (1.13)$$

La deuxième cause du phénomène d'hystérésis est la géométrie du réseau poreux [29]. Dans un milieu poreux, les pores de rayon R_p sont reliés entre eux par des accès dont le rayon est plus petit, ce qui donne lieu à un phénomène appelé « effet bulle ». Lors de l'adsorption, l'humidité relative augmente progressivement et la taille des pores dans lesquels la condensation capillaire a lieu augmente également. Les accès entre les pores ayant des rayons plus petits que ceux des pores, ils se saturent donc en premier. Cependant, au cours de la désorption, les pores ne peuvent se vider que si l'un de ces accès est vide et que le rayon du pore est inférieur à R_{pK} . Ainsi, le phénomène d'adsorption peut avoir lieu dans tout le milieu poreux en même temps, alors que celui de désorption débute à la surface de l'échantillon et se propage ensuite dans le milieu poreux, ce qui explique l'hystérésis de l'isotherme de sorption. Plus la distribution de taille de pores est dispersée, plus l'amplitude de l'hystérésis est grande.

Ainsi, la capillarité au sein d'un milieu granulaire peut générer des forces d'attraction permettant d'assurer la cohésion entre les grains. Dans le cas d'un milieu poreux, cette force d'attraction peut entraîner une variation du volume des pores et donc générer un retrait ou un gonflement du matériau. Les effets de la pression capillaire sont principalement pilotés par le degré de saturation du milieu poreux, mais également par la géométrie du réseau poreux.

1.2.4 Retrait osmotique

L'argile contenue dans la terre crue est un matériau qui réagit en présence d'eau en générant un retrait ou un gonflement plus ou moins important en fonction du type d'argile considéré. Une partie de cette variation de volume est due aux forces capillaires décrites dans le paragraphe précédent, mais une seconde partie est due aux réactions physico-chimiques à l'échelle des particules d'argile. Le retrait induit par ces réactions est appelé retrait osmotique. Le phénomène osmotique est lié à la structure en feuillet de l'argile. Au cours de l'hydratation de l'argile, les molécules sont d'abord absorbées par l'argile dans l'espace interfeuillet. Une fois cet espace saturé, les molécules d'eau sont adsorbées à la surface des particules d'argile [31]. En fonction du type d'argile considéré et de la nature

des ions présents dans la structure cristalline de l'argile, la quantité d'eau nécessaire pour saturer l'espace interfeuillet varie.

De nombreux auteurs ont évalué le phénomène osmotique pour des argiles dans la plupart des cas expansives [16], [32]–[34]. Dans les travaux de Guimaraes *et al.* [32], un modèle de comportement chemo-mécanique a été développé pour reproduire le comportement des argiles non saturées gonflantes. Dans ce modèle, les échelles microscopique et macroscopique sont découplées et le retrait osmotique est décrit uniquement à l'échelle microscopique. La pression dans la structure microscopique s_m est décrite comme la somme de la pression macroscopique dans la matrice s et de la pression osmotique s_0 dont l'expression est donnée dans l'Equation (1.14).

$$s_0 = -10^{-6} \frac{\rho_l RT}{M_v} \ln a_w \quad (1.14)$$

Où R est la constante des gaz parfaits en J/(mol.K), T la température en K, ρ_l la masse volumique de l'eau en g/m³, M_v la masse molaire de la vapeur d'eau en g/mol et a_w l'activité de l'eau. Dans le cas des milieux saturés, la pression macroscopique de la matrice est nulle, mais la pression osmotique ne l'est pas.

Les interactions entre solide et liquide à proximité des particules d'argile sont des combinaisons complexes de plusieurs phénomènes tels que les forces de Van der Waals, les ponts hydrogène, l'hydratation des cations ou les interactions ion-dipôle. Elles dépendent fortement du type d'argile et des ions présents dans le milieu poreux [35]. Afin de prendre en compte à la fois l'influence de la pression osmotique et des échanges ioniques, Guimaraes *et al.* [32] utilisent la relation (1.15) afin de déterminer la déformation volumique microscopique du milieu poreux.

$$\varepsilon_v = -\frac{\beta_m}{\alpha_m} e^{-\alpha_m \hat{p}} \quad (1.15)$$

Où \hat{p} est la contrainte effective moyenne de la structure microscopique, α_m un paramètre constant du matériau et β_m une variable dépendant de la concentration de cations échangeables entre l'eau et l'argile. Il est possible d'exprimer \hat{p} en fonction de la pression osmotique et de la contrainte moyenne nette (mean net stress) p , où χ est une variable comprise entre 0 et 1 :

$$\hat{p} = p + \chi(s + s_0) \quad (1.16)$$

Cette définition de la déformation volumique microscopique permet de prendre en compte à la fois les effets de la variation de la pression osmotique et la nature des ions présents dans l'argile. Ces paramètres sont cependant difficiles à déterminer et une analyse à l'échelle de la structure cristalline de l'argile est nécessaire. Dans le cas où la nature des ions ou la pression osmotique propres à chaque argile ne sont pas connues, Fabbri *et al.* [16] ont proposé une approche simplifiée permettant

d'estimer le retrait osmotique de l'argile. Dans cette approche, les molécules d'eau présentes dans les interfeuillettes des argiles sont considérées comme appartenant à la phase solide du milieu poreux. L'incrément de la déformation volumique $d\varepsilon_{vwM}$ due au phénomène osmotique s'écrit alors :

$$d\varepsilon_{vwM} = \frac{dm_{wM}}{\rho_{wM}(1 - n_0)} \quad (1.17)$$

Où dm_{wM} est la variation de la masse d'eau interfeuille, ρ_{wM} sa masse volumique et n_0 est la porosité initiale.

Le retrait osmotique est donc un phénomène complexe lié à la réaction entre l'eau et l'argile présents dans la terre crue. De nombreux paramètres doivent être pris en compte afin de déterminer de façon précise le retrait osmotique et une étude à l'échelle de la structure cristalline de l'argile est nécessaire afin de connaître la nature des ions présents. Dans les travaux présentés dans les chapitres suivants, la caractérisation du matériau utilisé n'a pas été faite à une échelle suffisamment petite pour connaître la structure cristalline de l'argile étudiée. C'est pourquoi le retrait osmotique sera estimé à l'aide de l'approche simplificatrice décrite par Fabbri *et al.* [16].

La terre crue est un matériau poreux composé principalement d'argile, de sable et d'eau. La présence d'eau dans le matériau est responsable de plusieurs phénomènes physiques tels que le gonflement, le retrait ou l'augmentation de la résistance lorsque la quantité d'eau diminue. Ces phénomènes physiques observés à l'échelle macroscopique sont liés au comportement à l'échelle microscopique des différentes phases du matériau poreux. La terre crue étant un matériau hétérogène, son comportement à l'échelle macroscopique peut être estimé à partir du comportement à l'échelle microscopique de chacune de ses phases en utilisant une méthode d'homogénéisation. L'homogénéisation des matériaux hétérogènes a été étudiée par de nombreux auteurs ayant développé différentes méthodes. La suite de ce chapitre présente les principales méthodes d'homogénéisation.

1.3. Méthodes d'homogénéisation

Il est établi que les propriétés macroscopiques d'un matériau sont liées à sa structure microscopique, et dans le cas d'un matériau hétérogène comme la terre crue, aux interactions microscopiques entre les différentes phases du matériau. Le passage des propriétés microscopiques résultant du procédé de fabrication et de transformation du matériau aux propriétés d'usage macroscopiques est un défi scientifique sur lequel de nombreux auteurs se sont penchés. L'enjeu d'une telle étude est de trouver une échelle pertinente pour décrire le comportement microscopique du matériau, puis de trouver une méthode adaptée pour en déduire les propriétés macroscopiques. Les premières approches multi-échelles ont été développées dans le cadre de l'homogénéisation linéaire. Ces approches analytiques se sont rapidement retrouvées inadaptées dans le cas de structures complexes ou de problèmes non linéaires. L'essor des méthodes numériques a permis de développer des approches semi-analytiques et numériques permettant de lever certains verrous liés à la non-linéarité du comportement des matériaux. Cette partie présente un état de l'art des méthodes d'homogénéisation, en commençant par les méthodes d'homogénéisation linéaires analytiques et en terminant par les méthodes d'homogénéisation non linéaires nécessitant une approche numérique.

1.3.1 Homogénéisation linéaire

Il existe de nombreux schémas d'homogénéisation linéaires différents permettant d'estimer le comportement global du matériau hétérogène à partir du comportement des différentes phases du matériau. Les premiers travaux, réalisés au début du XX^e siècle par Voigt et Reuss [36], [37], ont été développés pour des matériaux composites et le modèle de Taylor [38], lui, pour des polycristaux. Certains schémas d'homogénéisation [36], [37], [39], [40], tels que ceux de Voigt et Reuss, donnent des bornes permettant d'encadrer le comportement réel du matériau. D'autres, comme celui d'Eshelby [41], donnent une estimation du comportement du matériau. Les travaux d'Eshelby, dans lesquels la solution élastique d'une inclusion ellipsoïdale plongée dans une matrice infinie est établie, ont été repris par de nombreux auteurs tels que Hill [42] et sont à la base de nombreux modèles d'homogénéisation linéaires. Cette approche dans laquelle les hétérogénéités sont considérées comme des inclusions à l'intérieur d'une matrice infinie est appelée micromécanique.

1.3.1.1 Définition du VER

La micromécanique est basée principalement sur le principe de séparation d'échelles entre l'échelle macroscopique à laquelle les propriétés du matériau hétérogène sont considérées comme homogènes et l'échelle microscopique représentant la complexité de la structure interne.

Il est possible de définir un Volume Élémentaire Représentatif (VER) dans lequel le matériau est considéré comme hétérogène à l'échelle microscopique. Il est composé de plusieurs phases dont le comportement, la forme et la fraction volumique sont connus. La définition et la taille de ce VER a fait l'objet de nombreuses études [43]–[47]. Le VER doit être statistiquement représentatif (il doit rendre compte de la complexité géométrique du matériau) pour représenter le comportement du matériau.

1.3.1.2 Méthode d'Eshelby

Dans la méthode d'Eshelby [41], le milieu hétérogène étudié est composé d'inclusions ellipsoïdales plongées dans une matrice infinie et suffisamment éloignées les unes des autres pour pouvoir négliger les interactions entre elles. Ainsi, chaque inclusion peut être traitée séparément. Le problème d'Eshelby consiste donc à traiter le cas d'une inclusion unique plongée dans une matrice infinie et de moyenner le résultat ainsi obtenu sur l'ensemble du matériau afin de retrouver ses propriétés effectives.

Dans la résolution du problème ne contenant qu'une seule inclusion, la déformation dans l'inclusion est supposée constante et la matrice est soumise à un champ de déformation uniforme. Les déformations au contour du VER sont homogènes et égales à celles de la matrice, ce qui signifie que la présence de l'inclusion n'a pas d'impact sur les déformations macroscopiques homogénéisées.

Dans le cas d'un matériau composé de n types d'inclusions de fraction volumique ϕ_i et de tenseur de rigidité \mathbb{L}_i plongées dans une matrice de rigidité \mathbb{L}_{n+1} , le tenseur de rigidité effectif \mathbb{L}^{hom} du matériau homogénéisé s'exprime sous la forme de l'Equation (1.18). On introduit le tenseur de localisation d'Eshelby \mathbb{A}_i^E qui permet de relier le tenseur des déformations d'une phase donnée au tenseur des déformations homogénéisées du matériau et dont l'expression est donnée dans l'Equation (1.19). Le tenseur d'Eshelby \mathbb{S}_{n+1}^{Esh} dépend de la forme de l'inclusion et de la rigidité de la matrice. D'après certains auteurs, à cause de la non prise en compte des interactions entre les inclusions, ce schéma ne peut pas être utilisé dans tous les cas de figure et il n'est pertinent que si la fraction d'inclusions dans la matrice ne dépasse pas 10% [48], [49].

$$\mathbb{L}^{hom} = \mathbb{L}_{n+1} + \sum_{i=1}^n \phi_i (\mathbb{L}_i - \mathbb{L}_{n+1}) : \mathbb{A}_i^E \quad (1.18)$$

$$\mathbb{A}_i^E = [\mathbb{I} + \mathbb{S}_{n+1}^{Esh} (\mathbb{L}_{n+1})^{-1} : (\mathbb{L}_i - \mathbb{L}_{n+1})]^{-1} \quad (1.19)$$

1.3.1.3 Schéma de Mori-Tanaka

Le schéma de Mori-Tanaka [50] diffère de la méthode d'Eshelby par le fait que certaines interactions entre les inclusions sont prises en compte. En effet, les déformations au contour du VER sont toujours égales à celles de la matrice et ne sont pas influencées par la présence des inclusions, mais les déformations de la matrice peuvent être localement influencées par les inclusions. Les interactions entre les inclusions ont, dans un premier temps, été déterminées par Mori et Tanaka [50] à l'aide d'une approche énergétique, puis, dans un deuxième temps, Benveniste [51] les a déterminées à partir du calcul du module de compressibilité. Le tenseur de rigidité effective est donné par l'expression (1.20). Dans cette équation, \mathbb{A}_i^{MT} est le tenseur de localisation de Mori-Tanaka et \mathbb{A}_i^E est le tenseur de localisation d'Eshelby décrit précédemment. Les études [52]–[56] sont des applications du schéma de Mori-Tanaka à des matériaux dont le comportement est supposé linéaire.

$$\mathbb{L}^{hom} = \sum_{i=1}^{n+1} \phi_i \mathbb{L}_i : \mathbb{A}_i^{MT} \quad (1.20)$$

$$\mathbb{A}_i^{MT} = \mathbb{A}_i^E : \left[\sum_{i=1}^{n+1} \phi_i \mathbb{A}_i^E \right]^{-1} \quad (1.21)$$

1.3.1.4 Schéma autocohérent

Le schéma autocohérent a été initialement introduit pour des matériaux de type polycristallins par Hershey [57], puis il a été reformulé par Hill [58] pour les matériaux composés d'inclusions elliptiques. La différence entre ce modèle et les précédents est la définition de son VER. En effet, ce schéma considère que chaque élément (inclusions et matrice) est plongé dans un milieu homogène composé de toutes les phases. Ce milieu est appelé Milieu Homogène Equivalent (MHE) (Figure 1.6). Dans ce cas, les déformations au contour sont égales aux déformations du MHE. L'Equation (1.22) présente le tenseur de rigidité homogénéisé du schéma autocohérent et l'Equation (1.23) donne le tenseur de localisation de ce schéma, \mathbb{A}_i^{AC} .

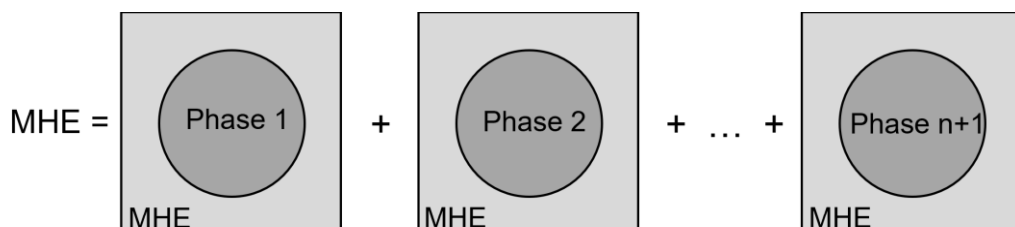


Figure 1.6. Illustration du VER du schéma autocohérent

$$\mathbb{L}^{hom} = \mathbb{L}_{n+1} + \sum_{i=1}^n \phi_i (\mathbb{L}_i - \mathbb{L}_{n+1}) : \mathbb{A}_i^{AC} \quad (1.22)$$

$$\mathbb{A}_i^{AC} = \left[\mathbb{I} + \mathbb{S}_{n+1}^{Esh} (\mathbb{L}^{hom})^{-1} : (\mathbb{L}_i - \mathbb{L}^{hom}) \right]^{-1} \quad (1.23)$$

La micromécanique permet de donner une bonne estimation du comportement d'un matériau hétérogène mais elle comporte cependant des limites : les interactions entre les inclusions sont souvent négligées ou sous-estimées et leur forme est supposée ellipsoïdale. De telles hypothèses entraînent des erreurs dans la prédiction du comportement homogénéisé lorsque la fraction d'inclusions est grande ou que la géométrie des inclusions est plus complexe. De plus, la résolution de ces modèles étant analytique, il n'est pas possible d'appliquer ces méthodes d'homogénéisation à tout type de structure ou de comportement. Pour cette raison, d'autres méthodes d'homogénéisation ont été développées afin de prendre en compte la non linéarité du comportement du matériau ou les complexités géométriques de la structure.

1.3.2 Homogénéisation non linéaire

1.3.2.1 Méthodes semi-analytiques

Les méthodes d'homogénéisation analytique étant développées dans le cas de l'élasticité linéaire, elles ne permettent pas de prendre en compte la non-linéarité du comportement de certains matériaux. Certaines de ces méthodes ont toutefois été étendues à des matériaux non linéaires dans le cadre des petites déformations. C'est le cas, par exemple, dans les travaux de Nemat-Nasser [59], Torquato [60], Milton [61] ou Willis [62]. Dans le cadre des grandes déformations, certaines approches ont été étendues pour des cas spécifiques [63], [64]. Cette partie décrit certaines des méthodes semi-analytiques qui ont été développées afin d'étudier des problèmes d'homogénéisation non linéaires.

1.3.2.1.1 Méthode incrémentale

La méthode incrémentale, formulée dans un premier temps par Hill [58], est une extension des modèles d'homogénéisation d'élasticité linéaire présentés dans les paragraphes précédents aux problèmes non linéaires (élastoplasticité, visco-élastoplasticité). Dans cette formulation, la relation entre le taux de contrainte et le taux de déformation, dont la forme est similaire à la loi de comportement en élasticité linéaire, est donnée ci-dessous :

$$d\bar{\sigma} = \mathbb{L}^{hom} : d\bar{\epsilon} \quad (1.24)$$

Où $d\bar{\sigma}$ et $d\bar{\epsilon}$ sont respectivement les taux de contrainte et de déformation macroscopiques du matériau, et \mathbb{L}^{hom} est un opérateur tangent d'ordre quatre non uniforme dépendant de l'état de chargement.

La méthode incrémentale utilisant le schéma d'homogénéisation de Mori-Tanaka est appliquée dans de nombreuses études [65]–[70] car elle permet de déterminer le comportement d'un matériau hétérogène pour un coût de calcul relativement faible [67]. Elle est détaillée dans la suite de ce paragraphe afin d'illustrer le processus de la méthode incrémentale.

Afin d'implanter le schéma de Mori-Tanaka incrémental dans le cadre des éléments finis, on considère la réponse d'un matériau composite composé de deux phases (matrice et inclusion) soumis à une déformation imposée. Dans le cadre de la discrétisation temporelle du problème, les variables au pas de temps t_n sont supposées connues, et celles au pas de temps t_{n+1} sont calculées en imposant un incrément de déformation macroscopique homogénéisée $\Delta\bar{\varepsilon}$. L'objectif de cette approche est de déterminer l'incrément de contrainte macroscopique homogénéisée $\Delta\bar{\sigma}$ correspondant à cette sollicitation et l'opérateur tangent homogénéisé.

Dans un premier temps, le schéma incrémental consiste à déterminer les incréments de déformation de chacune des phases ($\Delta\bar{\varepsilon}_n^i$ et $\Delta\bar{\varepsilon}_n^m$) à l'aide d'un schéma d'approximation de Newton itératif. Dans l'étude de Doghri *et al.* [65], la valeur de $\Delta\bar{\varepsilon}_n^i$ de la première itération est prise égale à l'incrément de déformation macroscopique moyenne $\Delta\bar{\varepsilon}$, et l'incrément de déformation dans la matrice $\Delta\bar{\varepsilon}_n^m$ est déterminé à partir de la formule (1.25).

$$\Delta\bar{\varepsilon}_n^m = \frac{\Delta\bar{\varepsilon} - \phi_i \Delta\bar{\varepsilon}_n^i}{1 - \phi_i} \quad (1.25)$$

Où ϕ_i est la fraction volumique d'inclusions dans le matériau composite.

A partir de cet incrément de déformation, le module tangent de la matrice \mathbb{L}^m au pas de temps t_{n+1} est estimé. Ce module n'est pas constant car il dépend, à chaque pas de temps, de l'état de contrainte et de déformation du matériau. Cependant, afin d'évaluer le tenseur d'Eshelby utilisé dans la suite de la méthode, on considère une matrice de référence fictive dont le module tangent $\hat{\mathbb{L}}^m$ est uniforme. Le choix du matériau de référence n'est pas unique et il a fait l'objet de nombreuses études [71], [72]. Le calcul du tenseur d'Eshelby à partir de $\hat{\mathbb{L}}^m$ entraîne une réponse du matériau excessivement raide [65], [67]. Les auteurs proposent donc d'évaluer le tenseur d'Eshelby uniquement à partir de la partie isotropique de $\hat{\mathbb{L}}^m$.

Une fois que les modules tangents de la matrice et de l'inclusion sont connus pour les pas de temps t_n et t_{n+1} , c'est-à-dire au début et à la fin du pas de temps considéré, les modules tangents correspondant au pas de temps $t_{n+\alpha}$ sont déterminés à l'aide de la méthode du point milieu généralisée : $t_{n+\alpha} = (1 - \alpha)t_n + \alpha t_{n+1}$ où $\alpha \in [0,1]$. Ces modules tangents au pas de temps $t_{n+\alpha}$ représentent le comportement de chaque phase pendant le pas de temps. Le tenseur de localisation, qui permet de relier la déformation macroscopique aux déformations de chacune des phases, est ainsi

déterminé à partir des valeurs au pas de temps $t_{n+\alpha}$ et du tenseur d'Eshelby. Si la différence entre l'incrément de déformation dans les inclusions choisi au début de l'itération et celui calculé à partir du tenseur de localisation est plus grande que la tolérance imposée, alors $\Delta \bar{\bar{\epsilon}}_n^i$ est réévalué et le processus décrit ci-dessus recommence.

Lorsque le schéma de Newton permettant de déterminer les modules tangents de la matrice et de l'inclusion converge, le module tangent homogénéisé est calculé à partir de la formule de Mori-Tanaka et l'incrément de contrainte macroscopique $\Delta \bar{\bar{\sigma}}$ est calculé à l'aide de la formule (1.24).

1.3.2.1.2 Méthode affine

La formulation affine a été initialement développée pour les matériaux dont le comportement est visqueux, puis elle a été appliquée à des problèmes d'élasticité non linéaire. Cette formulation est basée sur un procédé de linéarisation à l'échelle microscopique de la loi de comportement similaire à la formulation « tangent » développée par Molinari *et al.* [73]. Cette section se concentre sur la description du processus de linéarisation utilisé dans le cas d'un problème d'élasticité non linéaire par Zaoui et Masson [74].

On considère un matériau composite composé de plusieurs phases indicées j dont la loi de comportement locale non linéaire s'écrit en tout point x de la phase : $\bar{\sigma}_j(x) = \mathbb{h}_j(\bar{\epsilon}_j(x))$. La méthode affine consiste à approcher la loi de comportement de chacune des phases j du composite à tout moment du chargement par une fonction affine dépendant du module tangent \mathbb{I}_j^0 de la phase considérée à un état de référence et de la précontrainte uniforme $\bar{\sigma}_j^0$ associée à cet état. La loi de comportement « affine » linéarisée de cette phase j s'écrit alors selon la forme suivante :

$$\bar{\sigma}_j(x) = \mathbb{I}_j^0(x) : \bar{\epsilon}_j(x) + \bar{\sigma}_j^0(x) \quad (1.26)$$

$$\mathbb{I}_j^0 = \frac{d\mathbb{h}_j}{d\bar{\epsilon}_j}(\bar{\epsilon}_j^0) \quad (1.27)$$

$$\bar{\sigma}_j^0 = \mathbb{h}_j(\bar{\epsilon}_j^0) - \frac{d\mathbb{h}_j}{d\bar{\epsilon}_j}(\bar{\epsilon}_j^0) : \bar{\epsilon}_j^0 \quad (1.28)$$

Où $\bar{\epsilon}_j^0$ est la déformation de l'état de référence. Pour résoudre ce type de problème, il faut combiner ces équations décrivant l'état de contrainte local dans le matériau à un modèle d'homogénéisation linéaire. Il est alors possible de déduire la loi de comportement macroscopique du matériau du système d'équations non linéaires implicite ainsi créé. La résolution de ce système étant difficile du fait de sa non-linéarité, certaines hypothèses simplificatrices sont nécessaires. Zaoui et Masson [74] ont appliqué cette méthode en utilisant le schéma autocohérent. La loi de comportement du matériau homogénéisé s'écrit alors selon les Equations (1.29) à (1.31).

$$\bar{\sigma} = \mathbb{L}^{AC} : \bar{\varepsilon} + \bar{\sigma}^0 \quad (1.29)$$

$$\mathbb{L}^{AC} = \sum_j \phi_j \mathbb{L}_j : \mathbb{A}_j^{AC} \quad (1.30)$$

$$\bar{\sigma}^0 = \sum_j \phi_j {}^t \mathbb{A}_j^{AC} : \bar{\sigma}_j^0 \quad (1.31)$$

Où $\bar{\sigma}$ et $\bar{\varepsilon}$ sont respectivement le tenseur des contraintes et des déformations du matériau homogénéisé, \mathbb{L}^{AC} est le tenseur de rigidité du schéma autocohérent, $\bar{\sigma}^0$ est la précontrainte du matériau homogénéisé et \mathbb{A}_j^{AC} est le tenseur de localisation du schéma autocohérent.

Cette formulation affine, développée pour la viscosité, a également été étudiée dans le cas d'un comportement élasto-plastique par Berveiller et Zaoui [75]. Dans cette étude, l'opérateur sécant \mathbb{L}^{sec} est utilisé à la place de l'opérateur tangent, et la loi de comportement du matériau homogénéisé s'écrit $\bar{\sigma} = \mathbb{L}^{sec} : \bar{\varepsilon}$. Cette méthode ne peut cependant être utilisée que dans le cas d'un chargement affine monotone.

1.3.2.1.3 Méthode de second ordre

La méthode d'homogénéisation non linéaire de second ordre a été développée par Ponte Castañeda [76]. Dans cette approche, le matériau est composé de $n + 1$ phases différentes distribuées de façon aléatoire dans un milieu infini Ω . La loi de comportement non linéaire de chaque phase i est définie de la façon suivante :

$$\sigma_i = \frac{\partial w^i(\varepsilon_i)}{\partial \varepsilon_i} \quad (1.32)$$

Où σ_i est le tenseur des contraintes de la phase i , ε_i est le tenseur des déformations de la phase i et w^i est la fonction potentielle convexe de la phase i . Par soucis de lisibilité, dans cette section l'écriture σ_i des tenseurs du second ordre remplacera la notation $\bar{\sigma}_i$ utilisée dans le reste du document.

La loi de comportement du matériau homogénéisé est définie comme la relation entre la contrainte macroscopique homogénéisée σ et la déformation macroscopique homogénéisée ε . De la même façon que pour les phases individuelles, cette relation peut s'exprimer en fonction du potentiel convexe effectif \tilde{W} :

$$\sigma = \frac{\partial \tilde{W}(\varepsilon)}{\partial \varepsilon}, \quad \tilde{W}(\varepsilon) = \min_{\varepsilon \in \mathcal{K}} \sum_{i=1}^{n+1} \phi^i \langle w^i(\varepsilon) \rangle^i \quad (1.33)$$

Où ϕ^i est la fraction volumique de la phase i , $\langle w^i(\varepsilon) \rangle^i$ la moyenne volumique sur Ω^i de la fonction potentielle de la phase i et \mathcal{K} l'ensemble des champs de déformation cinématiquement admissibles.

Généralement, le potentiel effectif \tilde{W} est difficile à déterminer car il découle d'un ensemble d'équations différentielles non linéaires dont les coefficients varient aléatoirement. La méthode du second ordre consiste à approcher ce potentiel effectif en utilisant le principe variationnel. Pour cela, on considère un matériau composite linéaire de comparaison (LCC) ayant la même microstructure que le composite non linéaire et dont la loi de comportement s'exprime également en fonction d'un potentiel effectif \tilde{W}_T . L'Equation (1.34) donne l'estimation du potentiel effectif d'un matériau composite composé de $n + 1$ phases.

$$\tilde{W}(\boldsymbol{\varepsilon}) = \text{stat}_{\mathbb{L}_0^s} \left\{ \tilde{W}_T(\boldsymbol{\varepsilon}; \boldsymbol{\xi}^s, \mathbb{L}_0^s) - \sum_{i=1}^{n+1} \phi^i V^i(\boldsymbol{\xi}^i, \mathbb{L}_0^i) \right\} \quad (1.34)$$

Où l'opération stat consiste à considérer l'ensemble des champs de déformation pour lesquels la dérivée de l'argument par rapport à la variable \mathbb{L}_0^s est nulle. Cette variable \mathbb{L}_0^s est un tenseur d'ordre quatre, symétrique, défini positif et constant déterminé afin que les conditions aux limites du second ordre soient respectées pour un état de référence donné. Le potentiel effectif \tilde{W}_T du LCC peut être déterminé à partir de la fonction potentielle $w_T^i(\boldsymbol{\varepsilon}; \boldsymbol{\xi}^s, \mathbb{L}_0^s)$ selon la forme de l'Equation (1.33). Cette fonction potentielle est donnée par l'expression suivante :

$$w_T^i(\boldsymbol{\varepsilon}; \boldsymbol{\xi}^s, \mathbb{L}_0^s) = w^i(\boldsymbol{\xi}^i) + \frac{\partial w^i(\boldsymbol{\xi}^i)}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \cdot (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\xi}^i) + \frac{1}{2} (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\xi}^i) \cdot \mathbb{L}_0^i (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\xi}^i) \quad (1.35)$$

Où $\boldsymbol{\xi}^i$ est le tenseur des déformations uniforme de référence de la phase i , et \mathbb{L}_0^i un tenseur d'ordre quatre, symétrique, défini positif et constant dans la phase i . La fonction erreur V^i est définie selon la relation (1.36).

$$V^i(\boldsymbol{\xi}^i, \mathbb{L}_0^i) = \text{stat}_{\boldsymbol{\xi}^i} \{ w^i(\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}^i) - w_T^i(\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}^i; \boldsymbol{\xi}^i, \mathbb{L}_0^i) \} \quad (1.36)$$

Où $\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}^i$ est le tenseur des déformations uniforme de la phase i . Il peut être déterminé grâce à la condition stationnaire suivante :

$$\frac{\partial w^i(\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}^i)}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} - \frac{\partial w^i(\boldsymbol{\xi}^i)}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} = \mathbb{L}_0^i (\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}^i - \boldsymbol{\xi}^i) \quad (1.37)$$

L'Equation (1.34) peut se réécrire de la façon suivante :

$$\tilde{W}(\boldsymbol{\varepsilon}) = \sum_{i=1}^{n+1} \phi^i \left[w^i(\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}^i) - \frac{\partial w^i(\boldsymbol{\xi}^i)}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \cdot (\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}^i - \langle \boldsymbol{\varepsilon}^i \rangle) \right] \quad (1.38)$$

En choisissant la déformation uniforme de référence telle que $\boldsymbol{\xi}^i = \mathbf{0}$, alors on retrouve le cas décrit dans [77] dans lequel le module « sécant » \mathbb{L}_s^i est utilisé. Cette hypothèse permet de retrouver une solution pour laquelle les conditions aux limites sont respectées en tout point uniquement au premier ordre. En choisissant $\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}^i = \boldsymbol{\xi}^i$, alors l'erreur V^i est nulle est $w^i = w_T^i$. Dans ce cas, l'estimation du

second ordre déterminée par Feyel [78] est retrouvée et le module « tangent » \mathbb{L}_T^i est utilisé. Le problème d'homogénéisation non linéaire étant multidirectionnel, il existe d'autres valeurs de $\check{\varepsilon}^i$ permettant de minimiser l'erreur V^i . Le module présenté dans [76] est appelé module « sécant généralisé » et correspond à une solution intermédiaire entre les deux modules présentés précédemment. L'étude de Tikarrouchine *et al.* [79] suggère d'utiliser $\check{\varepsilon}^i = \varepsilon^i$ afin d'obtenir une estimation raisonnable du comportement du matériau hétérogène. La difficulté de la méthode du second ordre réside donc le choix de $\check{\varepsilon}^i$ qui est grandement discuté dans la littérature.

1.3.2.1.4 Ecoulement plastique par homogénéisation non linéaire

Les résultats issus de ces méthodes d'homogénéisation non linéaire semi-analytiques ont été utilisés dans plusieurs études afin de déterminer le critère de rupture d'un milieu poreux [80], [81]. Suquet [80] a étudié les milieux poreux dont la matrice présente un comportement de Von Mises, et Barthélémy et Dormieux [81] ont étudié le cas où la matrice présente un comportement de Drucker-Prager. L'une des difficultés de l'approche utilisée réside dans la détermination des mécanismes d'écoulement plastique de la matrice.

L'approche de Barthélémy et Dormieux [81] se base sur une équivalence entre un problème de calcul à la rupture et un problème d'élasticité non linéaire traité par homogénéisation. La matrice solide a un comportement parfaitement plastique qui est approché par un comportement élastique linéaire équivalent dont les modules et la précontrainte sont des valeurs déterminées pour des déformations représentatives du champ hétérogène et dépendant du niveau de sollicitation.

L'écoulement plastique déterminé à l'aide de cette méthode a donc la forme de la solution du problème d'élasticité non linéaire. Selon cette approche, il n'est donc pas possible d'appliquer un écoulement local dont la forme différerait de celle d'un problème élastique. Ainsi il n'est pas possible d'imposer un écoulement plastique au voisinage de l'interface entre la matrice et les inclusions, sans générer un écoulement dans l'ensemble de la matrice. Dans le Chapitre 3, nous proposerons un champ de déplacement anélastique nous permettant d'appliquer des écoulements plastiques au voisinage de l'inclusion et à l'infini indépendants.

Les méthodes d'homogénéisation semi-analytiques permettent ainsi de prendre en compte certaines non-linéarités du comportement du matériau hétérogène mais, dans ces méthodes, de nombreuses hypothèses concernant le choix du module tangent utilisé sont nécessaires, car en réalité la matrice ne se plastifie pas de façon uniforme en chacun de ses points. Ces méthodes utilisent dans la plupart des cas un état de référence dont le choix est très discuté dans la littérature. Le développement des méthodes numériques présentées ci-dessous a toutefois permis de résoudre

certaines difficultés liées à la résolution de problèmes non linéaires en limitant les hypothèses restrictives sur la géométrie, le chargement ou bien la loi de comportement du matériau.

1.3.2.2 Méthodes numériques

Dans le cadre de l'homogénéisation non linéaire, les méthodes semi-analytiques permettent d'obtenir une estimation satisfaisante du comportement du matériau hétérogène lorsqu'elles peuvent être appliquées. Cependant, ces méthodes nécessitent de faire des hypothèses restrictives sur la microstructure du matériau et, en particulier, sur la morphologie des hétérogénéités ou sur les lois de comportement utilisées. Pour cette raison, il n'est pas possible d'utiliser une méthode semi-analytique pour étudier une structure complexe ou appliquer un chargement quelconque. Les méthodes d'homogénéisation numériques développées ces dernières années permettent de dépasser les limitations des méthodes analytiques. Cette section présente quelques méthodes d'homogénéisation numérique.

1.3.2.2.1 Méthode multi-échelles (FE²)

La « Méthode d'Éléments Finis au carré » (FE²) est une méthode multi-échelle développée par Feyel [82]. Cette méthode consiste à coupler les problèmes mécaniques liés à deux échelles différentes, l'échelle macroscopique et l'échelle microscopique. Pour appliquer cette méthode, il faut réaliser une séparation des échelles, ce qui implique que la taille du milieu macroscopique doit être bien plus grande que celle des hétérogénéités à l'échelle microscopique. Ainsi, le matériau hétérogène est considéré comme un milieu homogène équivalent macroscopique dont le comportement à l'échelle microscopique est défini par celui d'une cellule unitaire (Figure 1.7). Une des difficultés principales de cette méthode est le choix de l'échelle microscopique étudiée. Si l'échelle microscopique n'est pas assez petite, alors le comportement du matériau homogénéisé risque de ne pas prendre en compte tous les phénomènes physiques microscopiques responsables des propriétés macroscopiques du matériau. D'un autre côté, si l'échelle microscopique choisie est trop petite, alors le temps de calcul d'un élément de structure peut devenir très grand.

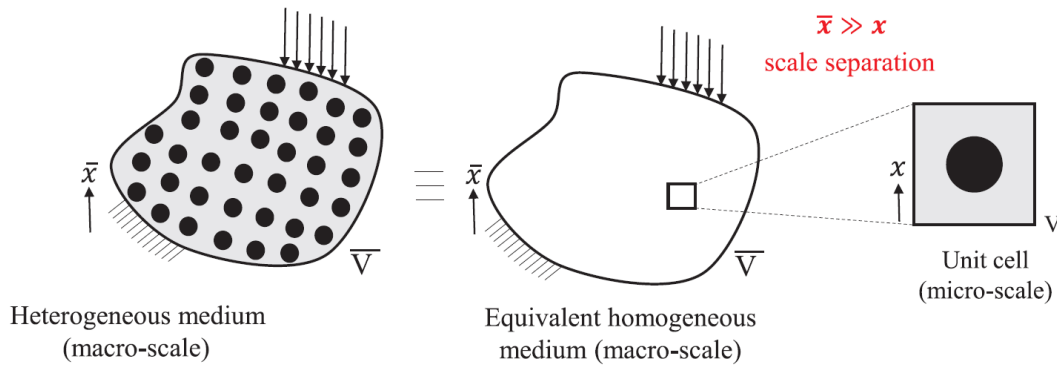


Figure 1.7. Représentation schématique du calcul d'homogénéisation [83]

Dans cette approche, les lois de comportement sont écrites pour chaque phase du composite à l'échelle microscopique, et les équations d'homogénéisation et de localisation permettent de relier le comportement microscopique de chaque phase au comportement macroscopique du matériau. Les équations de changement d'échelle peuvent varier en fonction du problème étudié. Dans le cas d'une microstructure aléatoire, il est possible de se baser sur le modèle autocohérent afin de les déterminer. Dans le cas des milieux périodiques, ces équations sont données par la théorie de l'homogénéisation périodique. Il est également possible d'appliquer d'autres règles de changement d'échelles telles qu'une déformation ou une contrainte homogène sur le bord [82].

Ainsi, dans le cas du calcul d'une structure, on suppose que la déformation macroscopique $\tilde{\mathbf{E}}$ en chaque point de Gauss du maillage est imposée et on cherche à déterminer la contrainte moyenne $\tilde{\mathbf{\Sigma}}$ en chacun de ces points. Pour cela, la déformation microscopique est déterminée à l'aide des équations de localisation. Contrairement aux méthodes semi-analytiques, cette étape ne consiste pas à déterminer de façon précise le tenseur de localisation du matériau, mais à choisir les conditions de déformation sur le bord de la cellule unitaire étudiée à l'échelle microscopique. La loi de comportement à l'échelle microscopique permet ensuite d'en déduire la contrainte microscopique. Finalement, la contrainte macroscopique $\tilde{\mathbf{\Sigma}}$ de chaque point de Gauss est déterminée en moyennant la contrainte microscopique sur la cellule unitaire. La Figure 1.8 schématise les différentes étapes du calcul.

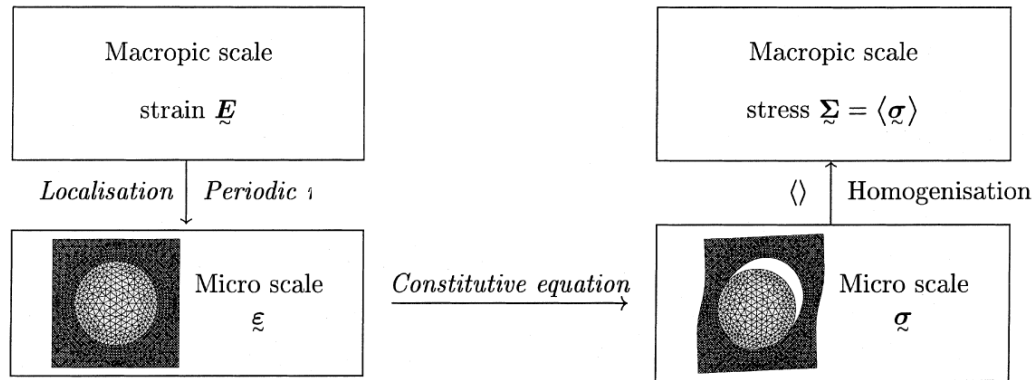


Figure 1.8. Diagramme schématisant de résolution de la méthode FE^2 dans le cas d'une microstructure périodique [82]

La méthode FE^2 dont l'une des premières approches proposée par Feyel [82] est décrite ci-dessus, a également été développée indépendamment par de nombreux auteurs [84]–[91]. Elle présente l'avantage de fournir un cadre général utilisable pour tout type de morphologie ou de comportement, c'est pourquoi elle est très répandue et a été introduite dans des codes aux éléments finis tels qu'Abaqus [87]. Cependant, la complexité des calculs reste un inconvénient majeur de cette méthode. En effet, la loi de comportement non linéaire microscopique est calculée à chaque point de Gauss, ce qui engendre un nombre de calculs non linéaires important lorsque le maillage de l'élément étudié est fin. Pour cette raison, les calculs en 3D et les problèmes mettant en jeu plus de deux échelles à la fois ne sont pas recommandés. Pour pallier ces inconvénients, des méthodes dites séquentielles ont été proposées.

1.3.2.2 Méthodes séquentielles

Les approches séquentielles consistent à réaliser des calculs préliminaires à l'échelle microscopique sur un VER, et à reconstruire le comportement macroscopique du matériau à partir des informations de ces calculs préliminaires. Ainsi, le calcul à l'échelle microscopique n'est réalisé qu'une seule fois, ce qui permet de réduire le temps de calcul. Chaque méthode séquentielle étant généralement spécifique à certaines classes de comportement (élastoplastique, visco-élastique), il n'existe pas de méthode pouvant être appliquée à tout type de comportement [92]. Cette section présente deux exemples de ce type d'approche.

Les méthodes séquentielles TFA (Transformation Field Analysis) et NTFA (Nonuniform Transformation Field Analysis) ont été développées respectivement par Dvorack [70] et Michel et Suquet [93] pour des matériaux standard généralisés (GSM). Selon Michel *et al.* [94], les variables d'état décrivant le comportement d'un tel matériau en tout point x sont le tenseur des déformations infinitésimales $\bar{\epsilon}$ et une variable d'état α permettant de décrire les phénomènes irréversibles tels que la plasticité, la viscosité ou l'endommagement. L'énergie libre w est une fonction convexe permettant

de définir la contrainte $\bar{\sigma}$ et les forces de dissipation A (Equation (1.39)). Dans le cas d'un matériau composite, si chacun des constituants est un GSM, alors le matériau hétérogène est également un GSM.

$$\bar{\sigma} = \frac{\partial w}{\partial \bar{\varepsilon}}(\bar{\varepsilon}, \alpha), \quad A = -\frac{\partial w}{\partial \alpha}(\bar{\varepsilon}, \alpha) \quad (1.39)$$

Dans le cadre de cette étude, seule une sous-partie des GSM prenant en compte des matériaux élastoplastiques ou élastoviscoplastiques est étudiée. Les variables d'état sont alors la déformation anélastique $\bar{\varepsilon}^{an}$ et une variable additionnelle p décrivant les effets de l'érouissage isotrope : $\alpha = (\bar{\varepsilon}^{an}, p)$. L'énergie libre peut alors être décomposée en trois termes : une énergie purement élastique non affectée par la variable p , une énergie stockée lors de l'érouissage cinématique et une énergie stockée par d'autres phénomènes décrits par la variable p :

$$w(\bar{\varepsilon}, \alpha) = \frac{1}{2}(\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}^{an}) : \mathbb{L} : (\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}^{an}) + \frac{1}{2}H\bar{\varepsilon}^{an} : \bar{\varepsilon}^{an} + w^p(p) \quad (1.40)$$

Où \mathbb{L} est le module élastique qui peut être déterminé à partir du module de compressibilité K et du module de cisaillement G dans le cas d'un matériau isotrope, et H est le module d'érouissage cinématique.

La méthode TFA considère que les variables internes $\bar{\varepsilon}_j^{an}$ et p_j sont uniformes pour chacune des phase j du matériau composite. Si l'on considère un matériau composite composé de N phases, alors la déformation anélastique totale s'écrit en tout point x :

$$\bar{\varepsilon}^{an}(x) = \sum_j \bar{\varepsilon}_j^{an} \chi_j(x), \quad p(x) = \sum_j p_j \chi_j(x) \quad (1.41)$$

Où la fonction caractéristique $\chi_j(x)$ est égale à 1 lorsque x est dans la phase j et 0 lorsque ce n'est pas le cas. Ainsi, les nouvelles variables internes du problème sont $\alpha_j = (\bar{\varepsilon}_j^{an}, p_j)$. Une fois que les variables internes de chaque phase ont été déterminées, il est possible d'en déduire la déformation moyenne $\langle \bar{\varepsilon}_j \rangle$ à partir des équations d'équilibre :

$$\langle \bar{\varepsilon}_j \rangle = \mathbb{A}_j : \langle \bar{\varepsilon} \rangle + \sum_{s=1}^N \mathbb{D}_{js} : \bar{\varepsilon}_s^{an} \quad (1.42)$$

Où les tenseurs d'ordre quatre \mathbb{A}_j et \mathbb{D}_{js} représentent respectivement le tenseur de localisation et le tenseur d'influence et dépendent des propriétés élastiques de chaque phase [70]. Le tenseur d'influence permet de prendre en compte les interactions entre les différentes phases. La contrainte et la déformation élastique de chaque phase étant reliées linéairement, la contrainte moyenne dans chaque phase $\langle \bar{\sigma}_j \rangle$ et celle dans le matériau homogénéisé $\langle \bar{\sigma} \rangle$ peuvent se calculer à partir de l'expression (1.43), où ϕ_j représente la fraction volumique de la phase j .

$$\langle \bar{\sigma}_j \rangle = \mathbb{L}_j : (\langle \bar{\varepsilon}_j \rangle - \bar{\varepsilon}_j^{an}), \quad \langle \bar{\sigma} \rangle = \sum_j \phi_j \langle \bar{\sigma}_j \rangle \quad (1.43)$$

L'application de la méthode TFA classique à un matériau composé de deux phases dont la déformation plastique de chaque phase est uniforme donne une prédiction plutôt mauvaise du comportement général du matériau [72], [95], [96]. Dvorak *et al.* [97] ont obtenu des meilleurs résultats en divisant chaque phase en sous-domaines sur lesquels la déformation plastique est uniforme. Cependant, la nécessité de subdiviser chaque phase en sous-domaines de plus en plus petits afin d'obtenir une solution acceptable a entraîné le développement d'une méthode dans laquelle la déformation anélastique n'est pas uniforme sur chaque phase (NTFA) [93]. La déformation anélastique $\bar{\varepsilon}^{an}$ peut s'écrire en tout point x du milieu hétérogène comme la combinaison d'un nombre fini M de modes μ_r (Equation (1.44)).

$$\bar{\varepsilon}^{an}(x) = \sum_{r=1}^M \bar{\varepsilon}_r^{an} \mu_r(x) \quad (1.44)$$

Les modes μ_r sont des champs tensoriels non uniformes pouvant dépendre de la position x considérée. Ils peuvent être déterminés de façon numérique ou analytique et leur nombre M peut être différent du nombre de phases. Dans le cas de la plasticité incompressible, les modes μ_r sont des tenseurs incompressibles ($tr(\mu_r) = 0$) et orthogonaux ($\langle \mu_k : \mu_l \rangle = 0$ si $k \neq l$). De plus, pour que les variables internes $\bar{\varepsilon}_r^{an}$ soient homogènes à des déformations anélastiques, les modes μ_r doivent être normalisés ($\langle \mu_r \rangle = 1$). Chaboche *et al.* [93] font également l'hypothèse que chacun des modes n'est défini que sur une seule phase. Ainsi, il est possible de définir une fonction caractéristique χ_r , une énergie libre w_r , et un module élastique \mathbb{L}_r pour la phase dans laquelle le mode μ_r est contenu.

La difficulté de cette méthode réside dans le choix des modes utilisés, qui varie en fonction du cas d'étude. La méthode POD (Propper Orthogonal Decomposition) [98] permet, par exemple, de déterminer les modes orthogonaux les plus représentatifs d'un système à partir d'une collection de modes échantillonnés [99].

Il existe de nombreuses méthodes d'homogénéisation non linéaire numériques permettant de déterminer le comportement des matériaux hétérogènes. Ces méthodes permettent de résoudre certains problèmes pour lesquels les approches analytiques ou semi-analytiques ne sont pas possibles, mais elles présentent tout de même certaines limitations. Le temps de calcul de certaines approches peut être long et la précision d'autres approches n'est pas toujours suffisante. Il n'existe donc pas de méthode permettant de résoudre tout type de problème non linéaire. Pour chaque problème, il existe plusieurs méthodes d'homogénéisation utilisables donnant des résultats variés.

1.4. Conclusion

Il existe de nombreux phénomènes microscopiques physiques liés à la présence d'eau dans la terre crue qui influencent certaines propriétés macroscopiques du matériau. La variation de volume d'un matériau poreux au cours du séchage et l'augmentation de sa cohésion peuvent s'expliquer par l'augmentation des pressions capillaires, les tensions de surface ou un phénomène osmotique lié à la structure cristalline de l'argile. Dans notre cas d'étude, la terre crue est soumise à des humidités relatives supérieures à 50%. Les tensions de surface intervenant pour des humidités relatives plus faibles, elles ne seront pas prises en compte dans la suite. Afin de modéliser ces phénomènes physiques, il est nécessaire dans un premier temps d'étudier un matériau modèle dont la composition serait connue. Pour que ce matériau soit au plus proche des hypothèses de l'homogénéisation, il est composé d'une argile pure non gonflante, la kaolinite, d'un sable fin uniforme et d'eau. Les propriétés mécaniques, thermiques et acoustiques de ce matériau seront déterminées à l'aide d'une campagne expérimental et serviront à calibrer et tester le modèle numérique (voir Chapitre 2).

Le comportement des différents éléments du matériau modèle, et plus particulièrement de la matrice argileuse, n'étant pas linéaire, notamment à cause des phénomènes physiques liés à la présence d'eau dans le réseau poreux, il est nécessaire d'utiliser un modèle d'homogénéisation non linéaire pour prédire le comportement du matériau en fonction de sa composition. Les schémas d'homogénéisation non linéaire semi-analytiques sont dans la plupart des cas des extensions des schémas d'homogénéisation linéaire. Afin de résoudre le problème analytiquement, des hypothèses restrictives sur la non-linéarité de la loi de comportement, telles que l'homogénéité du champ de des modules tangents, sont nécessaires. Dans le cas de la terre crue, il est important de pouvoir prendre en compte un écoulement plastique non homogène dans la matrice. Les schémas d'homogénéisation numériques tels que les approches séquentielles permettent de prendre en compte ce type d'écoulement. Le modèle d'homogénéisation non linéaire développé dans cette étude (voir Chapitre 3) sera donc basé sur une approche séquentielle.

Chapitre 2 Caractérisation expérimentale du matériau modèle

2.1. Introduction

La terre crue est un matériau hétérogène dont la composition et les propriétés varient grandement en fonction du lieu où elle est prélevée. Pour être capable de modéliser le comportement du matériau, il est nécessaire tout d'abord d'étudier le comportement d'un matériau modèle. Pour que ce matériau soit au plus proche des hypothèses du modèle numérique, il est composé d'une argile pure non gonflante, la kaolinite, d'un sable fin uniforme et d'eau. Les propriétés mécaniques, thermiques et acoustiques de ce matériau modèle sont déterminées au cours d'une campagne expérimentale. Plusieurs mélanges sont étudiés afin de calibrer, puis de tester le modèle d'homogénéisation. Ce chapitre présente, dans un premier temps, la composition des mélanges et le procédé de fabrication des échantillons. Par la suite, les propriétés physiques des mélanges telles que la masse volumique ou la porosité des éprouvettes sont déterminées. Enfin, les propriétés thermiques, mécaniques et acoustiques de chaque mélange sont étudiées pour deux teneurs en eau différentes.

2.2. Choix des matériaux et procédé de fabrication des échantillons

2.2.1 Composition des mélanges

La terre crue est composée essentiellement de sable, d'argile et d'eau. Les proportions du mélange argile-sable peuvent varier en fonction du type de mise en œuvre utilisé : l'adobe nécessite une granulométrie plutôt fine alors que le pisé peut contenir des granulats dont le diamètre peut atteindre quelques centimètres. Selon Delgado et Guerrero [100], il est nécessaire d'avoir une quantité minimum d'argile de 5% pour assurer la cohésion du matériau. Cependant, la quantité maximale d'argile dépend de la méthode de fabrication utilisée. Dans cette partie, le rôle de chacun des éléments composant la terre crue est identifié et les matériaux choisis pour cette étude sont décrits.

2.2.1.1 L'argile

2.2.1.1.1 Les différents types d'argiles

Les argiles sont des particules très fines, de l'ordre du micromètre, pouvant facilement passer d'un état fluide à un état pâteux ou granulaire en fonction de la quantité d'eau présente dans le matériau [101]. La structure en feuillets des argiles est responsable de leur capacité liante qui permet d'assurer la cohésion entre les grains de sables de la terre crue, mais aussi de la capacité d'un sol à

changer de volume en fonction de sa teneur en eau (retrait ou gonflement). En effet, chaque particule d'argile est composée de plusieurs feuillets qui peuvent être assimilés à des disques agglomérés de façon plus ou moins ordonnée en fonction du type d'argile (Figure 2.1).

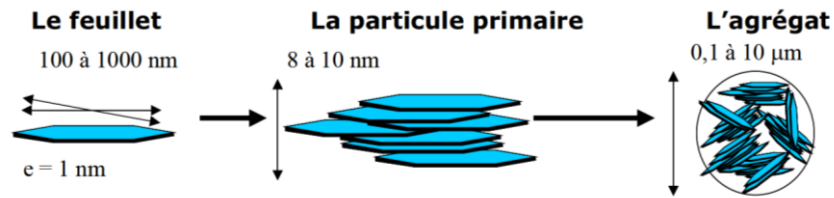
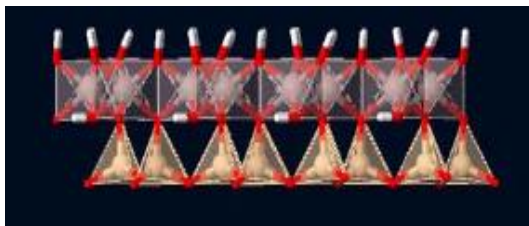


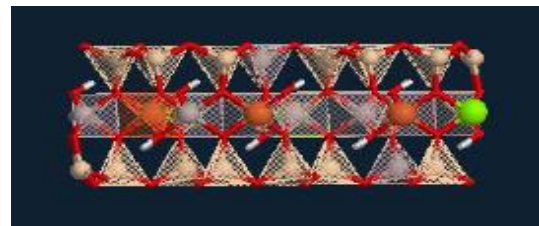
Figure 2.1. Structure multi-échelles de la montmorillonite [102]

Selon Meunier [103], il existe deux types de feuillets :

- Les feuillets 1/1 dans lesquels une couche tétraédrique est liée à une couche octaédrique (Figure 2.2.a) ;
- Les feuillets 2/1 dans lesquels la couche octaédrique est entourée de deux couches tétraédriques (Figure 2.2.b).



(a)



(b)

Figure 2.2. a : feuillet de type 1/1 ; b : feuillet de type 2/1 [101]

En fonction du type de feuillet, l'espace interfoliaire est plus ou moins grand, ce qui peut entraîner la présence d'ions dans cet espace. La présence de ces ions ou de défauts dans la structure cristalline charge électriquement les feuillets, ce qui influence la capacité gonflante des argiles et leur capacité à passer d'un état fluide à un état pâteux ou granulaire facilement [101], [103]. D'après Meunier [103], il existe trois structures cristallines principales :

Le Type 1/1 (qui n'a jamais de couche interfoliaire) : kaolinite

Ce feuillet est électriquement neutre car il n'y a pas d'imperfection dans la structure cristalline. Les différentes couches s'empilent régulièrement. Selon Anger [101], les liaisons entre feuillets sont assurées par les liaisons hydrogène et les forces de Van der Waals. L'importance de ces forces diminue l'espace interfoliaire (7,15 Å) et empêche donc la présence d'autres particules telles que l'eau dans l'espace interfoliaire. Le gonflement intercrystallin induit par les molécules d'eau ne peut donc pas avoir lieu avec ce type de structure, c'est pourquoi la kaolinite est une argile non gonflante.

Le Type 2/1 sans couche interfoliaire : pyrophyllite, talc

Dans le cas de la pyrophyllite et du talc, la structure cristalline ne présente pas de défauts dans les couches tétraédriques et octaédriques, ce qui implique une neutralité des particules. Les liaisons entre deux feuillets, c'est-à-dire entre deux couches tétraédriques, sont établies de la même façon que dans le cas précédent, à l'aide des forces de Van der Waals et des liaisons hydrogène. Ainsi, l'espace interfoliaire reste également constant en présence d'eau, ce qui induit le non-gonflement de ce type d'argile.

Le Type 2/1 avec couche interfoliaire : illite, smectite

L'illite se caractérise par une substitution d'ions Si^{2+} par des ions Al^{3+} , ce qui entraîne un déficit de charges important. Dans le but de compenser ce déficit, des ions de potassium K^+ se positionnent dans l'espace interfoliaire. Les feuillets sont donc étroitement et très fortement liés par la création de cet assemblage. La présence de potassium induit une déshydratation de l'espace interfoliaire et ne laisse pas la possibilité aux molécules d'eau de s'y insérer. L'espace interfoliaire a une taille de 10 Å et ne gonfle pas en présence d'eau.

La smectite se caractérise également par des substitutions au sein de la structure cristalline dont le déficit est compensé par des cations interfoliaires plus mobiles que le potassium (Ca^+ , Mg^{2+} ou Na^+). Les molécules d'eau peuvent facilement pénétrer dans l'espace interfoliaire et créer des gonflements très importants.

La Figure 2.3 résume les différentes structures cristallines évoquées précédemment.

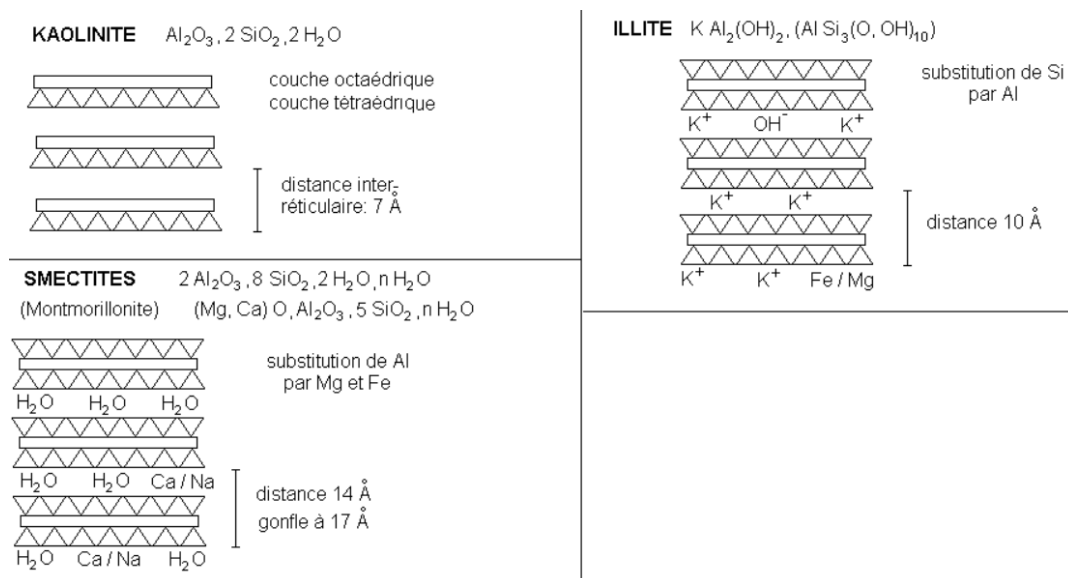


Figure 2.3. Structure cristalline de minéraux argileux [104]

2.2.1.1.2 Caractéristiques de l'argile sélectionnée

Dans cette étude, le matériau utilisé est un matériau modèle dont le comportement de chacune des phases qui le composent doit être connu. Le comportement des argiles en présence d'eau pouvant varier de façon conséquente en fonction de leur structure cristalline, il a été choisi d'utiliser une argile ne contenant qu'un seul type de structure cristalline afin de ne pas avoir d'effets conjugués entre le comportement d'argiles gonflantes et non gonflantes. Pour limiter les effets de retrait lors du séchage des éprouvettes, l'argile utilisée est la kaolinite. D'après le fournisseur, plus de 99% de l'argile sélectionnée est de la kaolinite. La masse volumique réelle du matériau est de $2,6 \text{ g.cm}^{-3}$ et sa composition chimique, donnée par le fournisseur, est présentée dans le Tableau 2.1. La courbe granulométrique de l'argile, dont la courbe est donnée en Figure 2.4, a été déterminée par sédimentométrie selon la norme NF EN ISO 17892-4 [105].

Tableau 2.1. Composition chimique de la kaolinite

SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	MgO	K ₂ O	Na ₂ O	TiO ₂	CaO
48 - 50	35 - 37	0,6 - 0,8	0,2 - 0,4	1,9 - 2,3	0,1 - 0,2	0,04 - 0,06	0,09 - 0,11

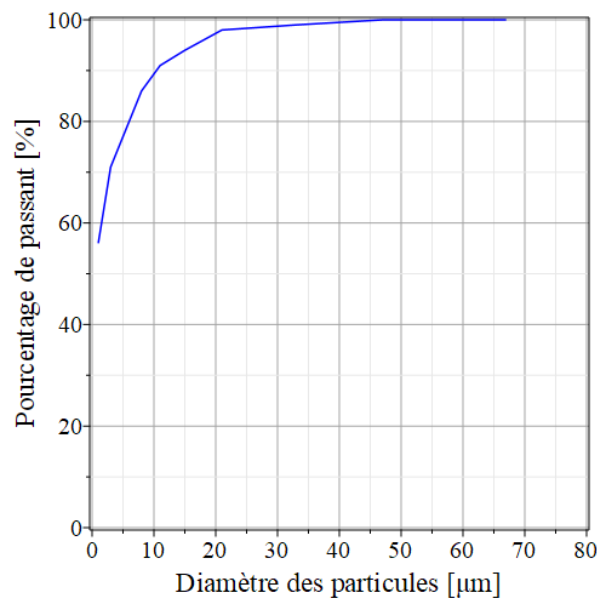


Figure 2.4. Courbe granulométrique de l'argile

2.2.1.2 Les granulats

2.2.1.2.1 Les différents types de granulats

Les granulats utilisés dans la terre crue sont le plus souvent des minéraux silicatés ou calcaires déjà présents dans la terre [106]. Cependant, il est possible d'observer sur certaines constructions des granulats issus de recyclage. En effet, De Chazelles [107] a constaté que les murs en terre crue des constructions romaines contenaient souvent des morceaux de céramiques cassées ou bien du charbon de bois. De plus, dans les constructions plus modernes, il est parfois possible de trouver des granulats issus du recyclage du béton, comme dans l'étude de Eid [108] dont le sol est constitué à 80% de sol naturel et à 20% de granulats de béton recyclé. La diversité des granulats exerce une influence non négligeable sur les performances mécanique, thermique et hydrique du matériau.

De nombreuses propriétés géotechniques et hydrogéologiques sont liées à la répartition granulaire du sol étudié, c'est pourquoi la distribution granulométrique est l'un des paramètres les plus importants pour caractériser un sol. L'étude d'Aubert *et al.* [109] a montré que la distribution granulométrique de la terre crue varie beaucoup en fonction du type de mise en œuvre utilisé. En effet, la Figure 2.5 montre que les briques de terre crue contiennent souvent plus de particules fines que le pisé. Dans le cas des briques de terre crue, la méthode de fabrication des briques (Compressed Earth Block, Extruded Earth Block et Adobe) ne semble pas impacter leur granulométrie. Les compositions des sols étant très diversifiées, il ne semble pas y avoir de granulométrie type en fonction du type de mise en œuvre.

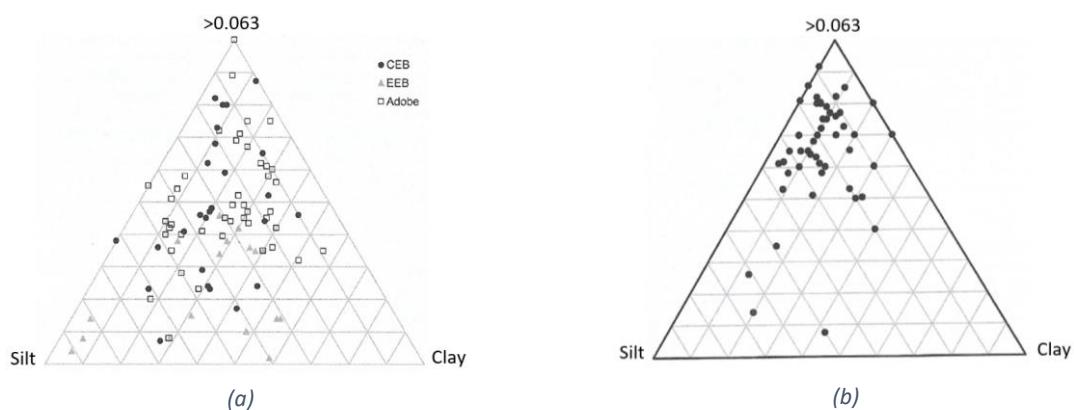


Figure 2.5. Distribution granulométrique de briques en terre crue (a) et de pisé (b) dans un diagramme ternaire [109]

Certaines études ont cependant tenté de définir un fuseau de passage de la courbe granulométrique pour lequel le sol serait adéquat pour la construction. La Figure 2.6 présente les fuseaux de passage recommandés par la norme NF XP P 13-901 [110] et l'étude de Houben et Guillaud [111]. Comme le montre la figure, la plupart des sols étudiés dans la littérature ne respectent pas ce fuseau de passage. De plus, il existe des cas d'études dans lesquels des constructions en adobes

contiennent des galets de plusieurs centimètres qui ne respectent donc pas ces fuseaux granulaires et remettent ainsi en cause la pertinence de cette approche [109].

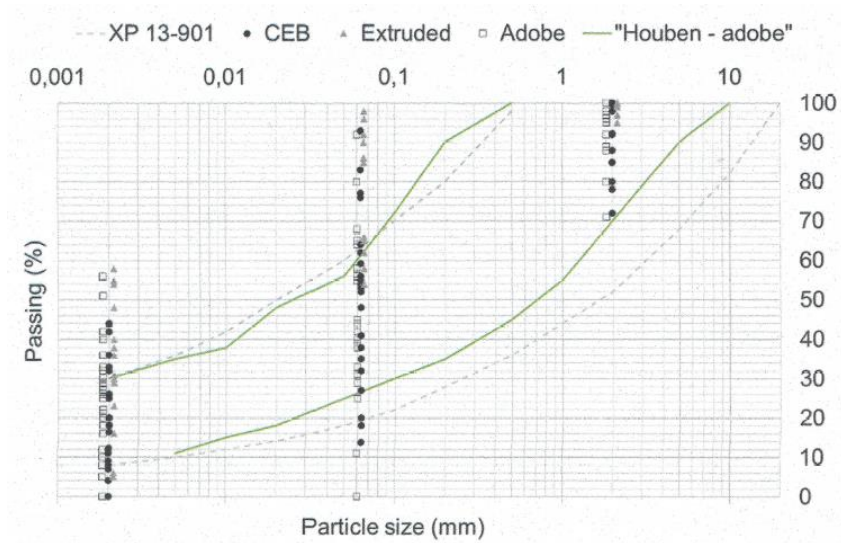


Figure 2.6. Fuseaux de passage recommandés pour les briques de terre crue [109]

2.2.1.2.2 Caractéristiques du sable sélectionné

Dans cette étude, le squelette granulaire est composé d'un sable fin siliceux roulé dont la courbe granulométrique uniforme est donnée en Figure 2.7. Ces grains de sable pourront ainsi être représentés comme des inclusions sphériques de taille uniforme lors de la modélisation. La taille des grains de sable doit être au moins dix fois supérieure à celle de l'argile pour les besoins de la modélisation. Le choix de ce sable peut avoir un impact sur les propriétés mécaniques des sols étudiés et les résultats obtenus peuvent donc être légèrement différents de ceux obtenus pour des terres ayant une granulométrie plus répartie et avec des grains de sable plus gros.

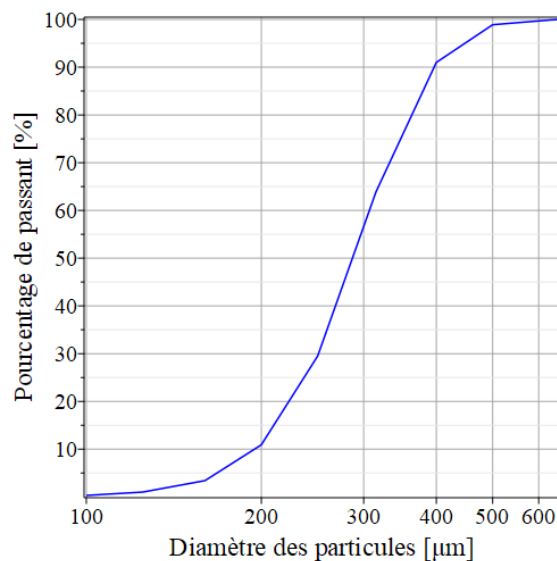


Figure 2.7. Courbe granulométrique du sable

La composition chimique du sable donnée par le fournisseur est indiquée dans le Tableau 2.2. La masse volumique apparente du sable est de $1,55 \text{ g.cm}^{-3}$ et sa masse volumique réelle est de $2,6 \text{ g.cm}^{-3}$. Le coefficient d'absorption d'eau du sable a été mesuré selon la norme NF EN 1097-6 [112] et il est égal à 2,9 %.

Tableau 2.2. Composition chimique du sable

SiO ₂	Fe ₂ O ₃	K ₂ O	TiO ₂	CaO	I ₂ O ₃
> 99	0,02	0,5	0,025	0,01	0,95

2.2.1.3 Composition des mélanges

Trois mélanges de sable et d'argile ont été analysés dans cette campagne expérimentale contenant 0, 30 et 60% massique de sable. Dans la suite de ce document, ils seront notés respectivement 0S, 30S et 60S. Le premier mélange permet d'obtenir les propriétés de la matrice argileuse seule, et les deux autres mélanges permettront de voir l'influence de la quantité de sable sur les propriétés de la terre crue. Le Tableau 2.3 résume les quantités de sable et d'argile de chaque mélange.

Tableau 2.3. Composition des phases solides des trois mélanges étudiés

	0S	30S	60S
Argile (%)	100	70	40
Sable (%)	0	30	60

2.2.2 Caractérisation géotechnique des mélanges

2.2.2.1 Limites d'Atterberg

La consistance d'un sol est liée à sa composition, et en particulier aux quantités d'eau, d'argile et de sable, et au type d'argile présent dans le sol. Les limites d'Atterberg servent à déterminer les teneurs en eau permettant à un sol de passer d'un état liquide à un état plastique (limite de liquidité ω_L) et d'un état plastique à un état solide (limite de plasticité ω_P). Ces limites ont été déterminées pour les trois mélanges 0S, 30S et 60S selon la norme NF EN ISO 17892-12 [113]. Trois essais ont été réalisés pour chaque mélange et chaque limite d'Atterberg, et le Tableau 2.4 présente les valeurs moyennes et les écarts-type des limites de liquidité et de plasticité ainsi obtenues.

Tableau 2.4. Limites d'Atterberg

	0S	30S	60S
ω_L (%)	$64,6 \pm 3,9$	$43,2 \pm 1,5$	$25,7 \pm 1,4$
ω_L/a	0,65	0,62	0,64
ω_P (%)	$35,4 \pm 3,0$	$23,8 \pm 2,1$	$15,6 \pm 1,1$
ω_P/a	0,35	0,34	0,39

Les valeurs obtenues pour le mélange 0S ne contenant que de l'argile sont cohérentes avec les valeurs obtenues par Cornell [114] qui a déterminé les limites de liquidité et de plasticité de la kaolinite en fonction des cations présents dans l'argile. Il est également possible de remarquer que le ratio entre la quantité d'eau correspondant à la limite liquide (ω_L) ou plastique (ω_P) et le pourcentage massique d'argile de la phase solide (a) reste constant en fonction du mélange. Ce phénomène indique que la consistance du mélange est donnée principalement par la matrice argileuse, c'est-à-dire le mélange d'eau et d'argile du sol, et que la présence de sable a peu d'influence sur cette propriété. Liu et Tong [115] ont également analysé des sols contenant des quantités variables de kaolinite mais ils n'ont pas obtenu la même conclusion concernant le rôle de l'argile et du sable sur la consistance des mélanges. Cette différence peut être due à la présence d'une granulométrie mieux répartie dans leurs mélanges et en particulier à la présence de limons qui peuvent également avoir un impact sur la consistance d'un sol.

2.2.2.2 Essai Proctor

Dans le but de déterminer la teneur en eau de fabrication pour chacun des mélanges, des essais Proctor ont été réalisés selon la norme NF P94-093 [116]. La Figure 2.8 représente les trois courbes Proctor et le Tableau 2.5 indique les masses volumiques apparentes sèches maximales ($\rho_{dProctor}$) obtenues lors des essais Proctor, ainsi que la teneur en eau ($\omega_{Proctor}$) correspondant à ces masses volumiques. Il est possible de remarquer que la teneur en eau correspondant à la masse volumique maximale est proche de la limite de plasticité de chaque mélange. Des résultats similaires ont été observés dans plusieurs études où la limite de plasticité a été utilisée comme teneur en eau de fabrication [117]–[119].

Tableau 2.5. Masses volumiques apparentes sèches obtenues avec l'essai Proctor

	0S	30S	60S
$\rho_{dProctor}$ ($g \cdot cm^{-3}$)	1,48	1,66	1,91
$\omega_{Proctor}$ (%)	25,4	21,0	12,1
ω_{fab} (%)	30	21	12

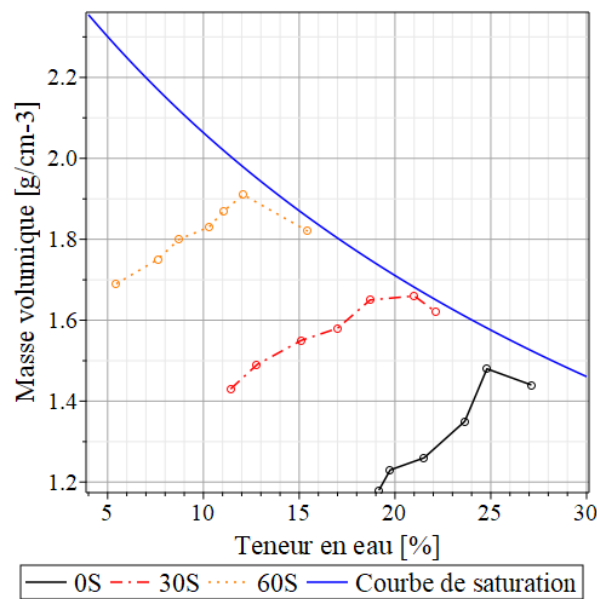


Figure 2.8. Courbe Proctor des trois mélanges

Pour être en mesure de comparer les résultats expérimentaux avec ceux issus de la modélisation, il est nécessaire que la matrice argileuse de chaque mélange soit identique et que seule la quantité de sable varie. Pour cela, le rapport entre la teneur en eau et la teneur en argile de la phase solide doit être constant pour chaque mélange. Ce rapport a été choisi égale à 0,3 pour que la masse volumique apparente sèche de chaque mélange soit au plus près de l'optimum Proctor correspondant. La teneur en eau de fabrication (ω_{fab}) retenue pour chaque mélange est présentée dans le Tableau 2.5.

2.2.3 Procédé de fabrication des échantillons

Dans le cadre des mesures des propriétés mécaniques, thermiques et acoustiques des différents mélanges, plusieurs types d'échantillon ont été fabriqués (Figure 2.9). Ces échantillons ont été fabriqués en utilisant la même méthode, mais avec des moules différents. Les échantillons sont fabriqués par compression statique dans des moules métalliques avec une force de 20kN.

Les éprouvettes des essais de compression, de module d'Young et de coefficient de Poisson sont des cylindres de 5 cm de diamètre et 10 cm de hauteur ; celles des essais de retrait et de conductivité thermique sont des pavés droits de dimensions 15*15*5 cm³. Les éprouvettes des essais de flexion trois points sont des pavés droits de dimensions 15*5*5 cm³ qui ont été découpés dans des pavés droits de dimensions 15*15*5 cm³ à l'aide d'une scie diamantée. Enfin, les essais acoustiques ont été réalisés sur des échantillons cylindriques de diamètre 8 cm et d'épaisseur 2 cm.

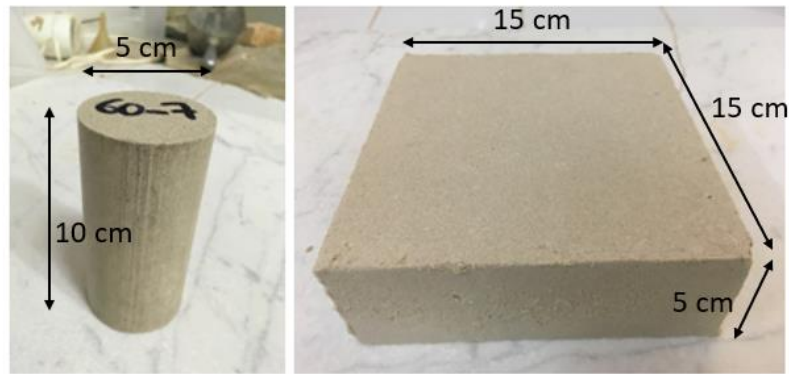


Figure 2.9. Echantillons cylindriques ($\phi 5h10$) et prismatiques ($15*15*5 \text{ cm}^3$)

Une fois fabriqués, la moitié des échantillons est testée à la teneur en eau de fabrication, et l'autre moitié des échantillons est séchée dans une chambre climatique avec une température constante de 20°C et une humidité relative de 50%. Les échantillons ainsi séchés ont été pesés quotidiennement et les essais ont été réalisés lorsque la variation de masse entre deux pesées successives était inférieure à 1%.

2.3. Propriétés physiques

Les propriétés physiques des échantillons telles que la masse volumique apparente, la porosité et les isothermes de sorption sont mesurées sur des échantillons provenant des éprouvettes cylindriques et des éprouvettes prismatiques afin de vérifier que la forme du moule et le procédé de fabrication n'influencent pas les propriétés du matériau.

2.3.1 Masse volumique apparente

La masse volumique apparente de chaque échantillon est déterminée à partir de la mesure de sa masse et de ses dimensions. Les dimensions sont relevées à l'aide d'un pied à coulisse, et le volume de l'éprouvette est calculé en supposant que les cylindres et les prismes sont parfaits. L'inconvénient de cette méthode est qu'elle ne permet pas de prendre en considération les défauts de fabrication des échantillons et, en particulier, ceux des éprouvettes prismatiques pour lesquelles les angles du moule peuvent induire une répartition non homogène de la terre au niveau des arêtes.

Le Tableau 2.6 présente les masses volumiques apparentes des éprouvettes après fabrication (ρ_{fab}) et après séchage dans la chambre climatique ($\rho_{50\%HR}$). Ces résultats représentent la moyenne et l'écart-type calculés à partir de tous les échantillons (cylindriques et prismatiques). On peut observer que l'écart-type est très faible, ce qui signifie qu'il y a peu de différence entre les masses volumiques des échantillons de formes différentes. Cette propriété est donc peu influencée par la méthode de fabrication.

Tableau 2.6 Masses volumiques apparentes des échantillons

	0S	30S	60S
$\rho_{fab} (g \cdot cm^{-3})$	$1,80 \pm 0,01$	$1,96 \pm 0,01$	$2,14 \pm 0,01$
$\rho_{50\%HR} (g \cdot cm^{-3})$	$1,50 \pm 0,02$	$1,72 \pm 0,03$	$1,92 \pm 0,01$

2.3.2 Porosité

La porosité des échantillons a été mesurée par porosimétrie avec intrusion au mercure selon la norme ISO 15901-1:2016 [120]. Cette mesure nécessitant de faire le vide dans la cellule de mesure, les échantillons ont été préalablement séchés dans une étuve à 105°C. Une fois le vide atteint, la pression dans la cellule augmente progressivement jusqu'à 400 MPa, ce qui permet de déterminer la répartition de taille des pores du matériau étudié (Figure 2.10).

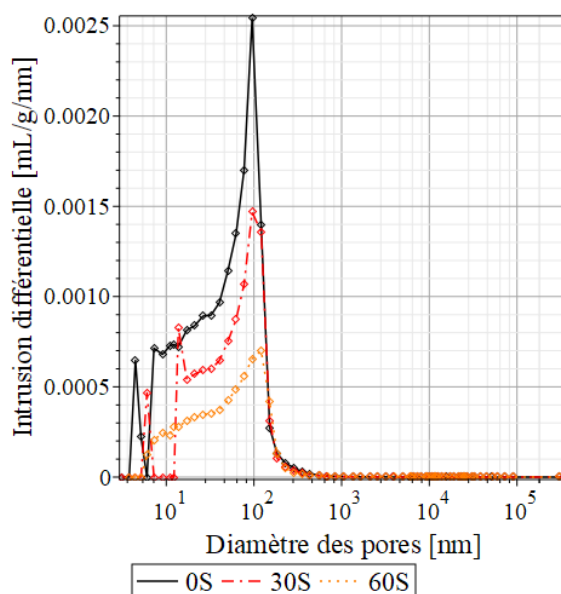


Figure 2.10. Répartition de la taille des pores

Dans le cas des trois mélanges étudiés, la Figure 2.10 montre que les pores ont une taille inférieure à 100 nm, ce qui est plus petit que la taille des particules d'argile. De plus, les valeurs de porosité (n) indiquées dans le Tableau 2.7 montrent que la porosité évolue linéairement lorsque la quantité de sable augmente.

Tableau 2.7 Porosité des trois mélanges

	0S	30S	60S
n (%)	$43,7 \pm 0,7$	$36,6 \pm 0,9$	$30,6 \pm 0,9$

La taille des pores étant de l'ordre de grandeur des particules d'argile et la valeur de la porosité étant proportionnelle à la quantité d'argile dans le mélange, il est possible de supposer qu'il n'y a pas de porosité entre les grains de sable, ce qui signifie que les grains de sable sont noyés dans une matrice argileuse continue, et que la porosité du matériau est principalement localisée dans l'argile. Certains auteurs ont également mesuré la porosité de briques de terre crue en utilisant la porosimétrie par intrusion de mercure [121]–[123] et ils ont obtenu une porosité variant de 21 à 35% et une taille de pores allant de 100 nm à 10 μm . Les ordres de grandeur des résultats que nous obtenons sont donc cohérents avec ceux de la littérature.

2.3.3 Isothermes de sorption

Les isothermes d'adsorption et de désorption permettent de relier la teneur en eau d'un échantillon à l'humidité relative et ainsi de caractériser le comportement hygroscopique du matériau. Dans cette étude, les isothermes de sorption sont mesurées à l'aide d'un appareil DVS (Dynamic Vapor Sorption) sur des petits échantillons cubiques découpés dans des éprouvettes cylindriques et prismatiques. Ces échantillons ont été séchés dans une étuve à 105°C avant la mesure. Cette mesure s'effectue en deux parties : dans un premier temps, l'humidité relative de l'appareil augmente progressivement de 0 à 97% et la masse de l'échantillon est mesurée pour différents paliers d'humidité relative. Cela permet de tracer la courbe d'adsorption. Puis dans un deuxième temps, l'humidité relative diminue jusqu'à atteindre 0% dans le but d'obtenir la courbe de désorption.

La Figure 2.11 représente les isothermes de sorption des trois mélanges.

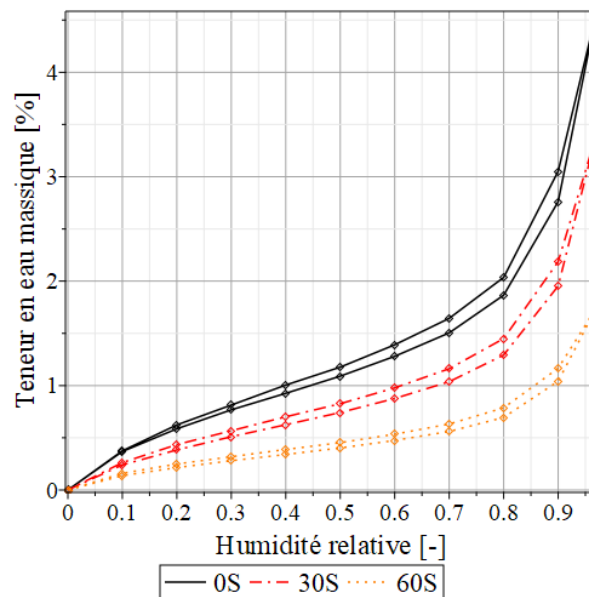


Figure 2.11. Isothermes de sorption des trois mélanges

Entre les courbes d'adsorption et de désorption, il est possible de voir un phénomène d'hystérésis de faible amplitude. Ce phénomène est lié à la distribution poreuse du matériau : plus la variation de taille des pores est importante, plus l'amplitude de l'hystérésis est grande. Selon la Figure 2.10, la taille des pores des matériaux étudiés varie peu, ce qui explique la faible amplitude de l'hystérésis. Par ailleurs, la teneur en eau maximale adsorbée varie entre 1,75 % pour le mélange 60S et 4,56 % pour le mélange 0S. L'ordre de grandeur de ces valeurs est cohérent avec la littérature [121], [124]–[127].

La Figure 2.11 permet également de mettre en évidence l'impact de la quantité d'argile dans le sol sur les isothermes de sorption. En effet, l'argile ayant une capacité d'échange hygroscopique plus importante que le sable, plus la quantité d'argile est grande, plus les échanges hydriques seront importants. Les études de McGregor *et al.* [124] et Aubert [128] ont également mis en évidence l'impact du type d'argile sur les isothermes de sorption. Les argiles dites gonflantes telles que la montmorillonite ont des capacités d'adsorption de vapeur d'eau plus élevées que les argiles non gonflantes telles que la kaolinite. Cependant, la quantité et le type d'argile d'un sol ne sont pas les seuls paramètres influant sur les courbes de sorption. Selon l'étude de Fredlund *et al.* [20], l'allure générale de la courbe est principalement contrôlée par la granulométrie du sol. Cette hypothèse a également été mise en évidence par Vanapalli *et al.* [21] qui a étudié des terres avec des squelettes granulaires différents et dont les travaux sont résumés dans la Figure 1.4.

2.4. Caractéristiques thermiques

Dans le but de limiter la consommation d'énergie, les réglementations thermiques sont de plus en plus exigeantes vis-à-vis des performances thermiques des bâtiments. Plusieurs études ont montré que la terre crue n'est pas un bon isolant, mais qu'elle a une très bonne inertie thermique, ce qui permet d'obtenir un confort intérieur d'été sans avoir nécessairement besoin de climatisation [129], [130]. La réglementation thermique ne prend cependant pas en compte les bénéfices liés à l'inertie thermique du bâtiment. C'est pourquoi dans le dimensionnement de bâtiment en terre crue, les performances attendues sont moins élevées que les performances thermiques observées. C'est le cas du bâtiment réalisé en Grande Bretagne par Morton *et al.* [129], pour lequel les performances thermiques sont bien plus élevées que ce que la norme avait initialement prédit.

2.4.1 Conductivité thermique

Il existe deux méthodes pour mesurer la conductivité thermique qui peuvent donner des résultats différents : la méthode de la plaque chaude gardée et la méthode du fil chaud [131]. Dans cette étude, la conductivité thermique est mesurée à l'aide de la méthode de la plaque chaude gardée selon la norme NF EN 12667 [132]. Cette méthode consiste à positionner l'éprouvette entre deux plaques à

des températures différentes, et à mesurer le flux passant entre les deux plaques. Dans cette campagne expérimentale, la température de la plaque chaude est de 25°C et celle de la plaque froide de 15°C. Chaque configuration expérimentale (variation des teneurs en eau et en sable) a été testée trois fois. Dans le but de limiter les pertes d'eau des éprouvettes ayant une teneur en eau élevée au cours des essais, les éprouvettes ont été enveloppées dans un film plastique. Des essais réalisés sur les éprouvettes sèches ont montré que ce film plastique n'a pas d'impact sur la mesure de la conductivité thermique du matériau.

Le Tableau 2.8 et la Figure 2.12 présentent les conductivités thermiques obtenues pour les trois mélanges après séchage dans la chambre climatique ($\lambda_{50\%HR}$) et après fabrication (λ_{fab}). La dispersion des mesures pour chaque configuration expérimentale est faible.

Tableau 2.8. Conductivités thermiques

		0S	30S	60S
λ_{fab}	W/(m.K)	$1,15 \pm 0,08$	$1,34 \pm 0,06$	$1,00 \pm 0,09$
$\lambda_{50\%HR}$	W/(m.K)	$0,40 \pm 0,01$	$0,54 \pm 0,02$	$0,70 \pm 0,08$

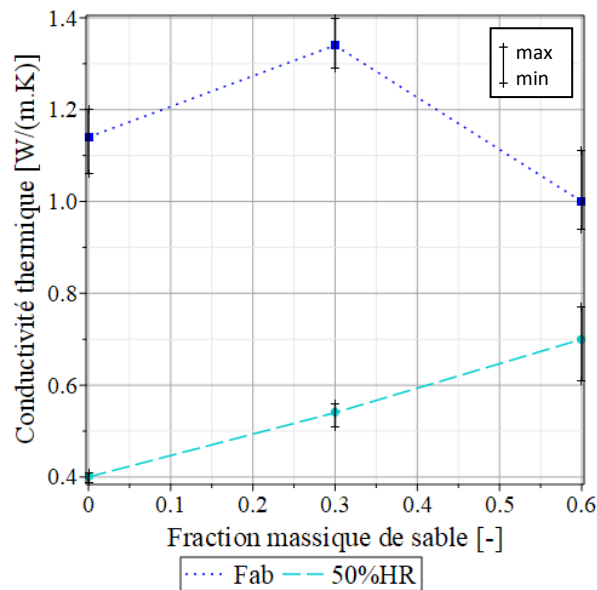


Figure 2.12. Mesures de conductivité thermique en fonction de la quantité de sable

Sur la Figure 2.12, il est observé que la teneur en eau du matériau a un impact conséquent sur sa conductivité thermique. Cependant, l'évolution de la conductivité thermique en fonction de la teneur en eau ne semble pas être la même pour tous les mélanges. Hall et Allinson [133] ont montré que la conductivité thermique augmente linéairement en fonction du degré de saturation de la terre considérée, mais que la pente de cette évolution linéaire dépend de la masse volumique apparente de la terre. La linéarité de l'évolution de la conductivité thermique en fonction de la teneur en eau n'a pas

pu être confirmée dans cette étude car seules deux teneurs en eau ont été étudiées. Cependant, la différence de comportement en fonction de la masse volumique a bien été constatée. Le fait que la conductivité thermique de certains sables est plus faible que celle de l'eau [134] peut expliquer que l'impact de l'eau soit moindre sur des mélanges contenant beaucoup de sable.

Dans le cas des éprouvettes sèches, la conductivité thermique semble augmenter lorsque la teneur en sable augmente, c'est-à-dire lorsque la porosité du matériau diminue. En effet, Laurent [135] a montré que la conductivité thermique de la terre crue est grandement influencée par sa porosité et sa masse volumique : plus le matériau est poreux, plus la conductivité thermique est basse. La Figure 2.13 illustre l'évolution de la conductivité thermique de plusieurs terres crues en fonction de leur masse volumique apparente [125], [133], [136]–[138]. Les mesures de toutes ces études ont été faites avec la méthode de la plaque chaude gardée. Ainsi, il est possible de voir que les résultats expérimentaux de cette étude sont du même ordre de grandeur que ceux de la littérature.

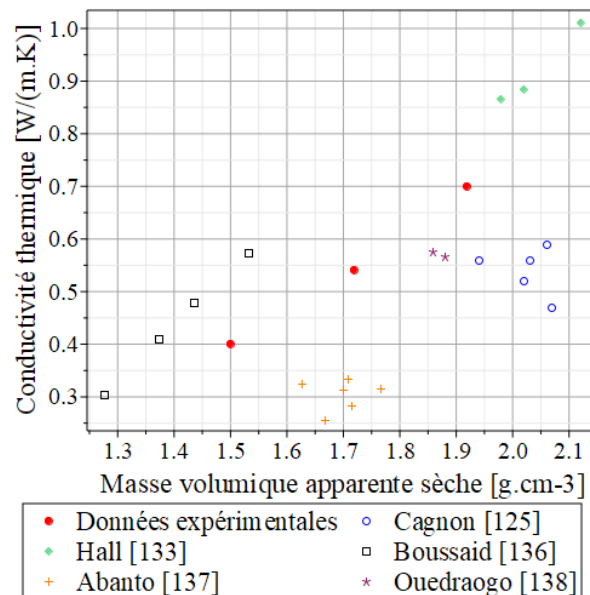


Figure 2.13. Comparaison de la conductivité thermique de différentes terres crues mesurée avec la méthode de la plaque chaude gardée

2.4.2 Capacité thermique massique

La capacité thermique massique, notée c et exprimée en $J/(g.K)$, peut se mesurer par calorimétrie en imposant une variation d'énergie à un échantillon tout en mesurant sa température. Selon Laurent [139], la capacité thermique massique des argiles se situe entre 0,8 et 0,95 $J/(g.K)$. Dans cette étude, la capacité thermique est mesurée sur des échantillons sous forme de poudre à l'aide de la DSC (Differential Scanning Calorimetry) et selon la norme NF EN ISO 11357 [140]. La poudre est broyée avec un mortier d'agate jusqu'à ce que la taille des particules soit inférieure à 40 μm , puis séchée dans une étuve à 40°C jusqu'à ce que la masse reste constante entre deux pesées. La capacité thermique

massique des mélanges humides ($c(\omega)$) peut être déterminée à partir de celle du mélange sec (c_{sec}) et de la capacité thermique de l'eau (c_{eau}) selon la relation suivante [131] :

$$c(\omega) = c_{sec} + \omega c_{eau} \quad (\text{J}/(\text{m}^3 \cdot \text{K})) \quad (2.1)$$

Avec ω la teneur en eau du mélange.

Les valeurs de capacité thermique massique de la terre crue trouvées dans la littérature varient entre 0,8 et 1,2 J/(g.K) [125], [135], [141]–[145]. Les valeurs expérimentales présentées dans le Tableau 2.9 sont donc du même ordre de grandeur que ces valeurs.

Tableau 2.9. Capacités thermiques massiques

		0S	30S	60S
c_{fab}	J/(g.K)	2,04 ± 0,10	1,84 ± 0,19	1,29 ± 0,01
$c_{50\%HR}$	J/(g.K)	1,01 ± 0,14	1,14 ± 0,25	0,88 ± 0,01

2.5. Caractéristiques mécaniques

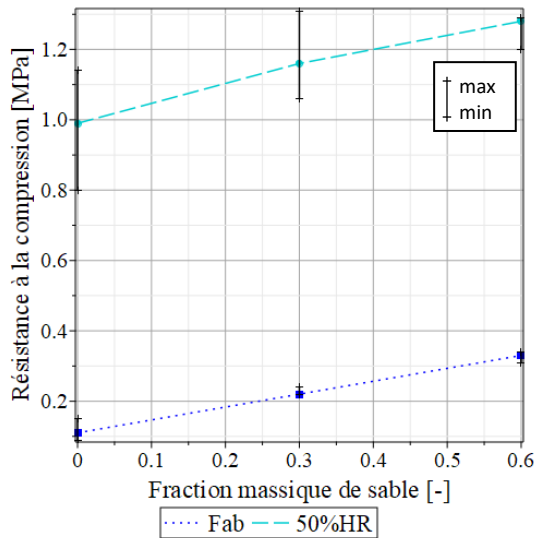
2.5.1 Résistance à la compression

La terre crue étant principalement utilisée en compression, sa résistance à la compression est l'une des propriétés mécaniques les plus mesurées. La méthode de fabrication d'une construction en terre étant très variable, les échantillons utilisés peuvent avoir des formes variées [146]–[149]. Dans cette campagne expérimentale, les éprouvettes sont des cylindres $\phi 5 \times 10$ qui ont été fabriqués par compaction en adaptant la norme NF EN 13286-53 [150] qui porte sur la fabrication d'éprouvettes cylindriques pour des essais sur les matériaux utilisés en chaussée. Selon Pkla [151], l'éclatement des éprouvettes est suffisamment grand pour considérer que le fretage n'impacte pas les résultats. Actuellement, il n'existe pas de norme pour évaluer la résistance à la compression de ce type de matériau, c'est pourquoi la norme NF XP P 13-901 [110] concernant les essais de compression sur des blocs de terre comprimés a été adaptée à ces éprouvettes. Ainsi, la résistance à la compression est mesurée à l'aide d'une presse hydraulique contrôlée en force avec une vitesse constante de chargement de 0,02 kN/s.

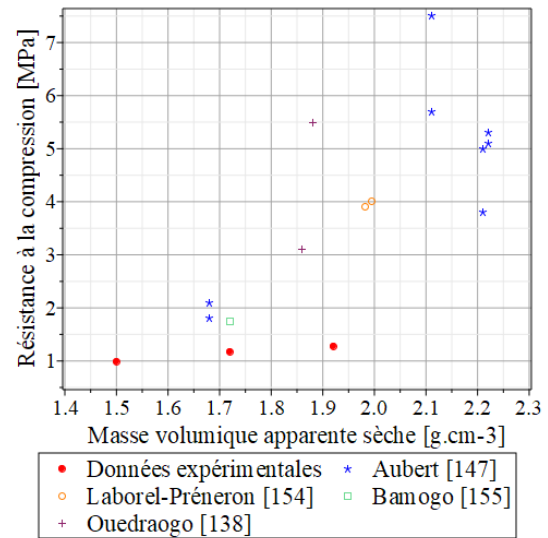
Le Tableau 2.10 résume les résistances à la compression des trois mélanges de terre pour les deux teneurs en eau étudiées. Comme illustré sur la Figure 2.14.a où les barres d'erreur représentent les valeurs minimales et maximales obtenues, les résultats sont peu dispersés, ce qui signifie que les défauts de fabrication des éprouvettes ont un impact limité sur la résistance à la compression.

Tableau 2.10. Résistances à la compression

		0S	30S	60S
$R_{c,fab}$	MPa	$0,11 \pm 0,02$	$0,22 \pm 0,01$	$0,33 \pm 0,02$
$R_{c,50\%HR}$	MPa	$0,99 \pm 0,18$	$1,16 \pm 0,13$	$1,28 \pm 0,10$



(a)



(b)

Figure 2.14. Résistance à la compression en fonction de la quantité de sable (a) et comparaison avec la littérature (b)

Sur la Figure 2.14.a, la résistance à la compression des éprouvettes sèches et humides semble augmenter linéairement en fonction de la teneur en sable du mélange et donc de sa masse volumique sèche. Les nombreuses études réalisées sur la terre crue ont montré que la masse volumique de la terre influence effectivement la résistance du matériau, mais que ce n'est pas le seul paramètre à prendre en compte. En effet, les études [117], [118], [152], [153] ont montré que pour des sols dont les éléments constitutifs sont identiques mais en quantités variables comme c'est le cas dans cette campagne expérimentale, la résistance à la compression augmente lorsque la masse volumique sèche augmente. Cependant, la Figure 2.14.b illustrant la résistance de la terre crue en fonction de la masse volumique sèche pour des éprouvettes comparables à celles de cette étude [138], [147], [154], [155] montre que ce paramètre seul ne permet pas de prédire la résistance du matériau. Par ailleurs, certaines études ont également mis en évidence l'influence de la quantité et du type d'argile sur la résistance de la terre crue ([153], [156], [157]). Les terres contenant des argiles gonflantes sont plus résistantes que celles contenant des argiles non gonflantes.

Selon la Figure 2.14.a, la teneur en eau a également un impact non négligeable sur la résistance à la compression du matériau. Plus la teneur en eau est grande, plus la résistance est petite. Cet effet, qui a aussi été observé dans de nombreuses études ([121], [158]–[161]), peut s'expliquer par la

présence de pressions capillaires dans les pores de la terre crue qui augmentent lors du séchage et améliorent la cohésion du matériau. Ainsi, la résistance à la compression serait liée à la masse volumique sèche du matériau, à la quantité d'argile et au type d'argile présent dans la terre et la teneur en eau.

2.5.2 Résistance à la traction

Très peu d'essais ont été réalisés pour déterminer la résistance à la traction de la terre crue. Elle peut cependant être déterminée, comme pour le béton, par des méthodes indirectes comme l'essai en flexion trois points ou l'essai de fendage [131].

Dans cette campagne expérimentale, la résistance à la traction est mesurée grâce à un essai de flexion trois points sur une presse hydraulique contrôlée en force avec une vitesse de chargement constante de 0,02 kN/s. La Figure 2.15 illustre les conditions aux limites de l'essai. Le contact entre l'éprouvette et le bas de la presse est fait par l'intermédiaire de rouleaux dont les lignes de contact sont à 1 cm des bords de l'éprouvette. La force est appliquée sur l'éprouvette via un rouleau centré sur la longueur de l'éprouvette.

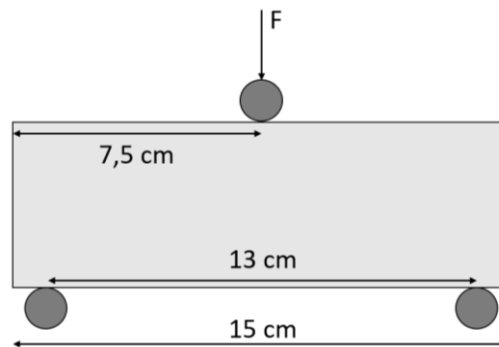


Figure 2.15. Conditions aux limites du test de flexion trois-points

Les résultats présentés dans le Tableau 2.11 et la Figure 2.16 montrent que la résistance à la traction du matériau est faible. La dispersion importante des résultats peut s'expliquer par les faibles valeurs de résistance du matériau et la précision insuffisante du capteur de force.

Tableau 2.11. Résistances à la traction

		0S	30S	60S
$R_{t,fab}$	MPa	$0,052 \pm 0,003$	$0,060 \pm 0,003$	$0,121 \pm 0,022$
$R_{t,50\%HR}$	MPa	$0,40 \pm 0,06$	$0,37 \pm 0,08$	$0,23 \pm 0,02$

Certains auteurs ont déterminé la résistance à la traction avec un essai de fendage Brésilien [162]–[167] et ils ont obtenu des valeurs inférieures à 0,52 MPa [164]. Dans cette campagne expérimentale,

l'ordre de grandeur de la résistance à la traction est donc similaire à ceux de la littérature. Dans le cas des éprouvettes sèches, la résistance diminue lorsque la quantité de sable augmente, ce qui peut s'expliquer par l'apparition de microfissures autour des grains de sable pendant le séchage. La teneur en eau des échantillons influence considérablement la résistance à la traction de la terre crue. Plus la teneur en eau est faible, plus la résistance est grande. Ce phénomène peut s'expliquer par l'augmentation des pressions capillaires lors du séchage du matériau qui entraîne ainsi une augmentation de la cohésion.

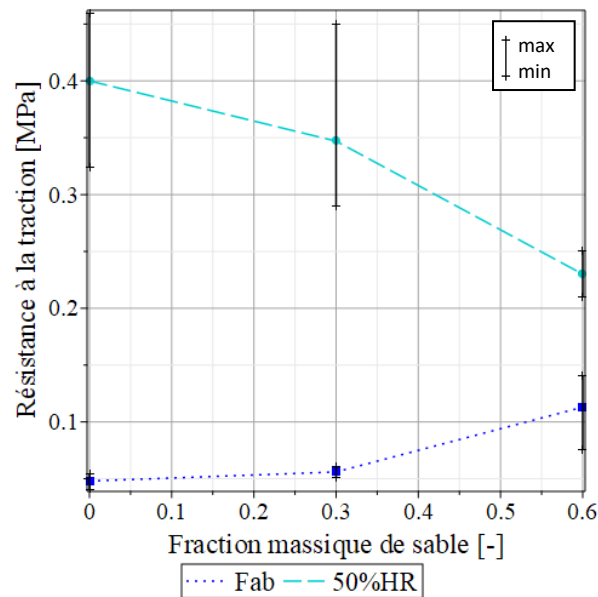


Figure 2.16. Résistance à la traction en fonction de la quantité de sable

2.5.3 Module d'Young et coefficient de Poisson

Le module d'Young peut être mesuré selon de nombreuses méthodes [157], mais, dans la plupart des cas, il est mesuré lors d'un essai de compression. Les résultats issus de la littérature présentent une grande variabilité principalement liée à la mesure de la déformation. Certains auteurs déterminent la déformation du matériau à partir du déplacement de la presse [118], [121], [162], [168], alors que d'autres la mesurent directement sur l'éprouvette à l'aide de jauges de déformation [158], [161]. Dans cette étude, la déformation des éprouvettes sera mesurée à l'aide de la vidéo corrélation sur des éprouvettes cylindriques. Une approche similaire a déjà été utilisée sur de la terre crue par Champiré *et al.* [169].

2.5.3.1 Mise en place de l'essai

La vidéo corrélation est une méthode de mesure consistant à utiliser des images prises au cours d'un essai afin d'en déduire les déformations de l'éprouvette. Dans cette campagne expérimentale, la vidéo corrélation a été utilisée sur un essai de compression cyclique afin d'en déduire le module d'Young et le coefficient de Poisson de chaque mélange. Après avoir réalisé trois cycles de charge/décharge entre 33% et 10% de la capacité maximale de l'éprouvette (NF EN 12390-13 [170]), celle-ci est amenée à la rupture en contrôlant la presse en déplacement avec une vitesse constante de 0,5 mm/min afin d'obtenir le comportement post-pic du matériau. Les cycles de chargement des éprouvettes sèches sont faits avec une vitesse de chargement constante de 0,02kN/s. Ce type de chargement ne peut pas être appliqué aux éprouvettes humides car la précision du capteur d'effort n'est pas suffisante pour assurer une mise en contact avec l'échantillon sans l'endommager. Pour cette raison, les éprouvettes humides sont testées avec une vitesse de déplacement constante de 0,5 mm/min. Par ailleurs, pour limiter les effets de succion et les frottements entre les éprouvettes humides et la presse, des plaques de polytétrafluoroéthylène ont été ajoutées aux extrémités des éprouvettes.

Dans le but de suivre l'évolution de la déformation de l'éprouvette entre deux images successives de la vidéo corrélation, la surface de chaque éprouvette doit être recouverte d'un mouchetis. La qualité de ce mouchetis est liée à plusieurs paramètres tels que le contraste entre les zones sombres et claires ou l'aspect aléatoire du motif. Le logiciel VIC-3D [171] utilisé pour le post-traitement recommande une taille de mouchetis de l'ordre de 100 μm . Selon Dong et Pan [172], de nombreuses méthodes peuvent être utilisées pour créer le mouchetis comme un stylo, une bombe de peinture ou un aérographe. Dans cette étude, le meilleur mouchetis a été obtenu avec une bombe de peinture et la taille des tâches était de l'ordre de 300 μm . Le contraste entre la couleur naturellement blanche de la kaolinite et la peinture noire était suffisant pour assurer une bonne corrélation.

Les images sont prises à l'aide d'une paire de caméras avec une fréquence d'une image par seconde. Les caméras sont positionnées verticalement (l'une au-dessus de l'autre) avec un angle de 30° entre elles afin de maximiser la zone commune des champs de vision des deux caméras (Figure 2.17). Le modèle de caméras utilisé est Grasshoper USB3, leur résolution est de 5 Mpixels et la taille d'un pixel est de 3,45 μm . La distance entre les caméras et l'éprouvette est de 65 cm. Elle a été choisie en fonction des objectifs des caméras et de la zone d'étude considérée afin d'obtenir le meilleur focus.

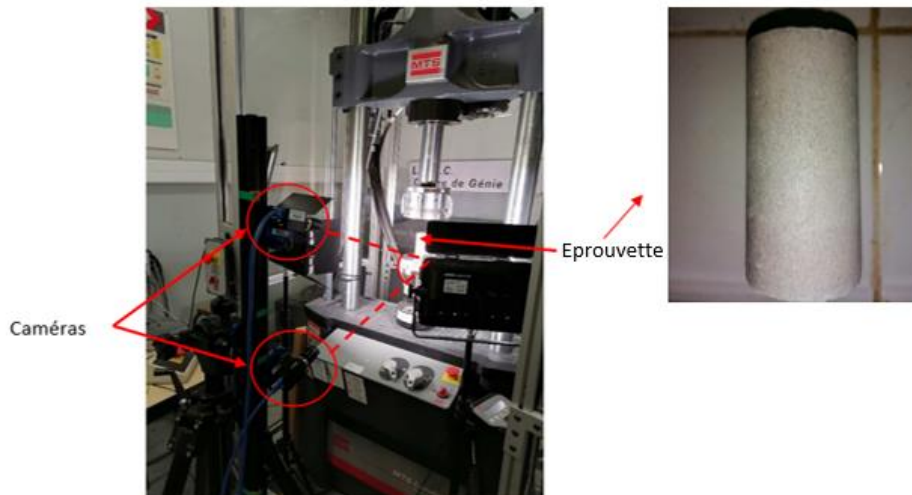


Figure 2.17. Positionnement géométrique du matériel de vidéo corrélation

2.5.3.2 Résultats des essais de vidéo corrélation

La Figure 2.18 illustre l'évolution de la contrainte normale axiale en fonction des déformations axiale et radiale pour un échantillon humide contenant 60% de sable (60S). Les photos illustrant l'évolution du champ de déformation au cours du chargement permettent de mettre en évidence le fait que la vidéo corrélation donne les propriétés locales du matériau. En effet, la déformation n'étant pas uniforme sur toute l'éprouvette, la mesure du module d'Young et du coefficient de Poisson dépend de l'endroit considéré. Afin de ne pas prendre en compte les effets du frettage et les défauts de fabrication, le module d'Young de chaque éprouvette est déterminé à partir de la moyenne de plusieurs mesures faites au centre de l'éprouvette. Par ailleurs, ces photos illustrent également une différence de comportement entre le haut et le bas de l'éprouvette due aux conditions aux limites de chargement.

La Figure 2.19 montre la loi de comportement des échantillons avant et après séchage. Lorsque la teneur en eau est grande, les échantillons se déforment plus au cours de l'essai que pour une teneur en eau faible et la résistance du matériau est plus faible. Dans le cas des échantillons secs, le comportement post-pic de la terre est difficile à interpréter. En effet, une fois la rupture atteinte, les éprouvettes se sont fissurées et certaines parties du mouchetis se sont détachées, ce qui a entraîné des erreurs dans la détermination de la déformation.

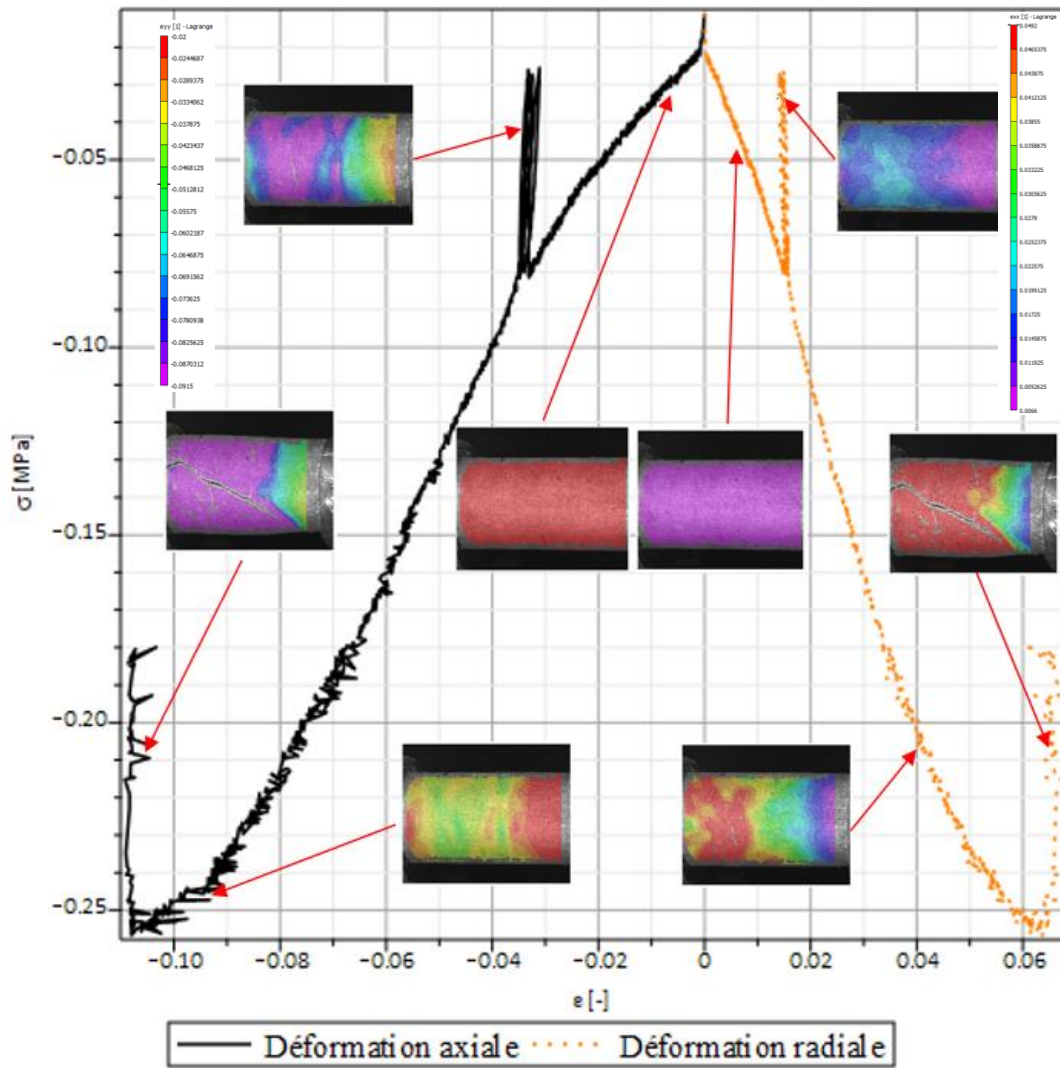


Figure 2.18. Déformations axiale et radiale d'un échantillon humide (60S) lors d'un essai de compression cyclique

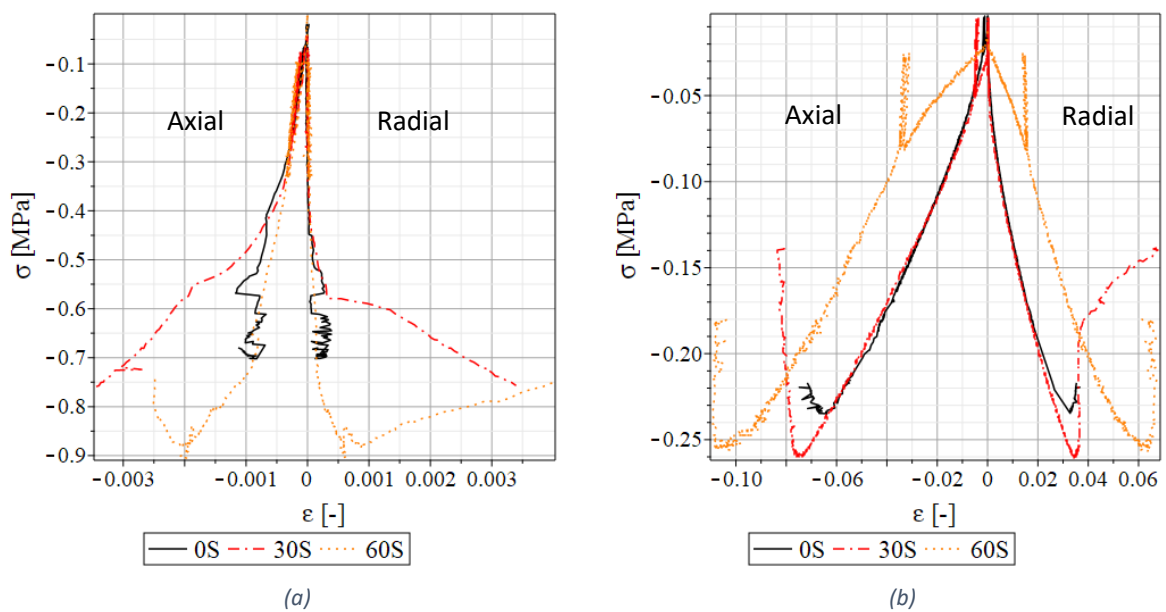


Figure 2.19. Lois de comportement des échantillons secs (a) et humides (b)

Le Tableau 2.12 indique les modules d'Young et les coefficients de Poisson obtenus pour chaque mélange pour la teneur en eau de fabrication et celle après séchage. Ces valeurs ont été mesurées pendant les cycles de charge/décharge.

Tableau 2.12. Module d'Young et coefficient de Poisson

		0S	30S	60S
E_{fab}	MPa	35 ± 18	20 ± 8	18 ± 3
ν_{fab}	-	$0,24 \pm 0,01$	$0,39 \pm 0,12$	$0,46 \pm 0,01$
$E_{50\%HR}$	MPa	262 ± 32	832 ± 100	1191 ± 69
$\nu_{50\%HR}$	-	$0,30 \pm 0,02$	$0,34 \pm 0,04$	$0,40 \pm 0,02$

Dans le cas des échantillons secs, l'ordre de grandeur des résultats obtenus est bien plus faible que les valeurs obtenues dans la littérature qui varient entre 1 et 5 GPa ([115], [119], [162], [168], [169]). Cette différence peut s'expliquer par deux phénomènes. Dans un premier temps, le type d'argile présent dans la terre influence les propriétés mécaniques du matériau. En effet, plusieurs études ont montré que des argiles expansives comme la montmorillonite ont un module d'Young plus élevé que des argiles non expansives comme la kaolinite [160], [161]. Dans un deuxième temps, le squelette granulaire de la terre peut influencer son comportement. Comme le montre la Figure 2.20.a, lorsque la quantité de sable présente dans la terre augmente, le module d'Young est plus grand. Or, les mélanges étudiés dans cette campagne expérimentale contiennent moins de sable que les terres habituellement utilisées dans la construction, ce qui peut expliquer la différence entre les résultats sur le matériau modèle et la littérature. De plus, la distribution granulométrique des mélanges étudiés n'est pas représentative des terres usuelles car la taille des grains du sable choisi est uniforme. Cette distribution granulométrique particulière peut également être la cause des modules d'Young faibles obtenus pour ces mélanges.

La Figure 2.20.a illustre l'évolution du module d'Young en fonction de la teneur en eau de la terre crue. Pour une teneur en eau élevée, la valeur du module d'Young étant très faible, il est difficile d'interpréter les différences entre les trois mélanges. Il est cependant possible de constater que les modules d'Young des éprouvettes sèches sont bien plus grands que ceux des éprouvettes humides. Plusieurs auteurs ont également étudié l'influence de la teneur en eau sur le module d'Young et il ont obtenu des conclusions similaires ([121], [158], [160], [161]).

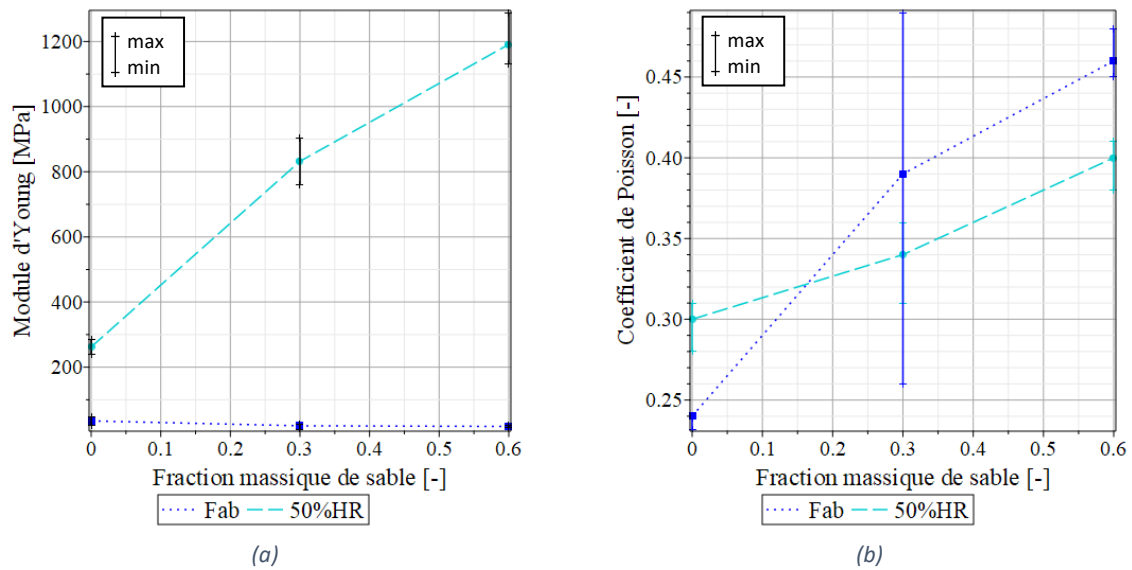


Figure 2.20. Evolutions du module d'Young (a) et du coefficient de Poisson (b) en fonction de la quantité de sable

Les coefficients de Poisson obtenus à l'aide de la vidéo corrélation sont du même ordre de grandeur que les résultats présentés dans la littérature ([160], [163], [164], [173]). Le module d'Young et le coefficient de Poisson ont des évolutions en fonction de la teneur en eau contraires. Bui *et al.* [160] ont observé la même tendance dans leur étude.

2.5.4 Retrait

Le retrait est un phénomène très important lors du séchage de la terre crue. En fonction de la quantité d'eau nécessaire à la mise en œuvre, le retrait peut être plus ou moins grand. La norme NF P 94-060 [174] permettant de mesurer le retrait de la terre utilise un matériau à l'état liquide, c'est-à-dire avec une teneur en eau proche de la limite de liquidité (voir section 2.2.2.1). Dans cette étude, l'objectif est de mesurer les propriétés de trois sols reconstitués avec une teneur en eau de fabrication contrôlée et identique pour chaque test réalisé et d'avoir dans chaque cas une matrice argileuse identique. Cette stratégie permettra dans la suite de l'étude de modéliser la matrice argileuse de la même façon pour chaque mélange et chaque essai. Dans ce cadre, il n'est donc pas pertinent d'utiliser la norme pour mesurer le retrait. Un nouveau système de mesure a été mis en place pour cette campagne expérimentale.

L'appareil de mesure (Figure 2.21) est composé de trois bords fixes et d'un bord amovible. Tous les bords, incluant la surface sur laquelle repose l'éprouvette, ont été couverts de polytétrafluoroéthylène pour limiter la friction entre l'éprouvette et l'appareil de mesure. L'échantillon est placé au fond de l'appareil de mesure, en butée contre le bord opposé à la partie amovible. Une fois l'éprouvette centrée, le bord amovible est mis en contact avec l'éprouvette à l'aide de deux capteurs de déplacement mécaniques. Le système de ressort intégré dans la tige de mesure permet d'assurer le

contact entre la plaque amovible et l'échantillon au cours du séchage. Ces capteurs, dont la précision est de 0,005 mm, mesurent ainsi le retrait dans l'une des directions de l'éprouvette. L'ensemble de l'appareil est positionné sur une balance, ce qui permet de mesurer simultanément le retrait et la perte de masse de chaque échantillon.

Cette mesure de retrait se fait dans une chambre climatique dans laquelle la température et l'humidité relative sont constantes (20°C et 50% HR). La mesure est arrêtée une fois que les variations de masse et de déplacement sont inférieures à 2% pendant deux jours consécutifs.



Figure 2.21. Appareil de mesure du retrait

La Figure 2.22 et le Tableau 2.13 illustrent les résultats obtenus avec ce nouveau système de mesure. Les résultats montrent que plus la quantité de sable est grande dans le mélange, plus le retrait est petit. En effet, la présence de grains de sable empêche le déplacement libre de la matrice argileuse, ce qui réduit le phénomène de retrait. Il est difficile de comparer la valeur finale de retrait avec d'autres études car le type d'argile et la teneur en eau de fabrication impactent grandement le résultat. Cependant, l'ordre de grandeur obtenu semble cohérent avec ceux obtenus avec de la kaolinite [175]. La Figure 2.22 montre également que le retrait de la terre s'arrête avant que la perte de masse ne soit stabilisée, ce qui signifie que les éprouvettes continuent de perdre de l'eau sans qu'il n'y ait d'impact sur la variation de longueur dans la direction de mesure.

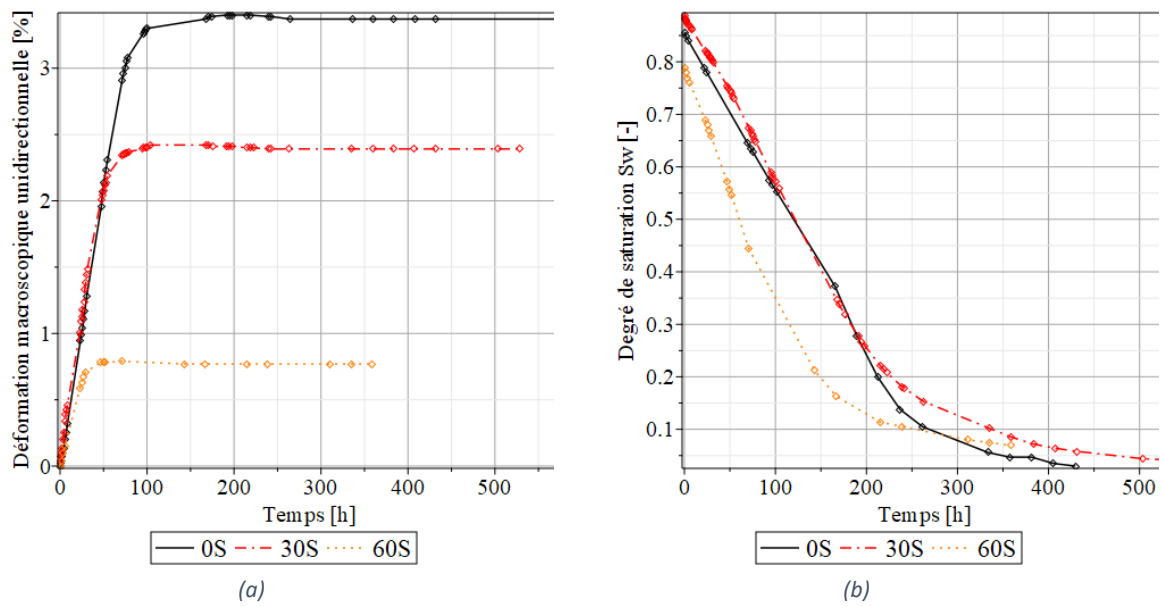


Figure 2.22. Evolutions de la déformation macroscopique (a) et du degré de saturation (b) en fonction du temps

Tableau 2.13. Essai de retrait

		0S	30S	60S
ε_r	%	$3,66 \pm 0,21$	$2,68 \pm 0,23$	$0,76 \pm 0,11$
Δm	%	$24,19 \pm 0,41$	$18,26 \pm 0,22$	$11,1 \pm 0,24$

Par ailleurs, l'évolution du degré de saturation des éprouvettes en fonction du temps illustrée sur la Figure 2.22.b semble être similaire pour les trois mélanges. La porosité du matériau étant principalement localisée dans la matrice et la vitesse et le temps de séchage des différents mélanges étant très proches, on peut supposer que les paramètres de séchage de la terre sont principalement conditionnés par la matrice argileuse.

La Figure 2.23 représente la courbe de retrait intrinsèque des trois mélanges étudiés. Cette courbe permet de relier directement la perte de volume à la diminution de la teneur en eau. Dans ce cas, pour pouvoir comparer les trois mélanges, la courbe représente l'évolution de la longueur relative de l'échantillon dans la direction de mesure en fonction de la teneur en eau relative, c'est-à-dire le ratio entre la teneur en eau à l'instant de la mesure et celle de fabrication. On peut voir sur ce graphique que l'allure des courbes est similaire à celle du retrait d'une argile décrite par Chertkov [176] et aux résultats de Bahar *et al.* [117]. Au début de la mesure, l'échantillon est saturé en eau. Le retrait est dans un premier temps linéaire, ce qui correspond à la perte d'eau sans entrée d'air. Dans un second temps, un palier apparaît indiquant ainsi que la perte d'eau se fera sans modification du volume.

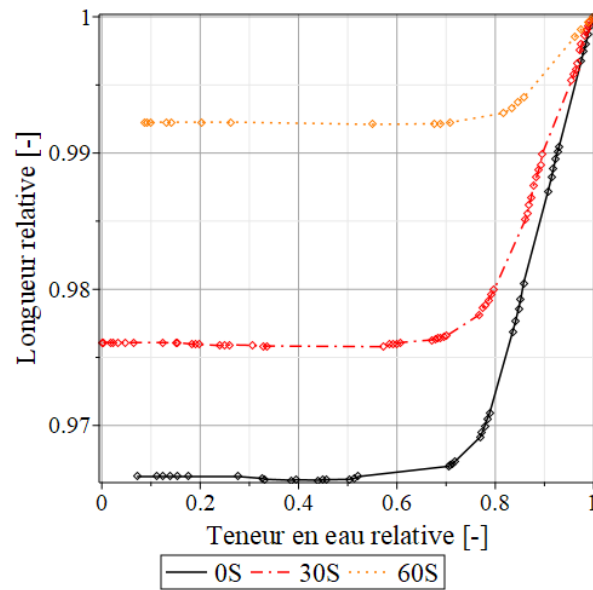


Figure 2.23. Courbe de retrait intrinsèque

2.6. Caractéristiques acoustiques

La terre crue étant un matériau utilisé dans la plupart des cas pour des parois épaisses, ce matériau permet d'assurer naturellement une certaine isolation acoustique grâce à l'application de la loi de masse. L'indice d'affaiblissement acoustique R_d des trois mélanges de cette étude a été mesuré sur des échantillons cylindriques d'épaisseur de 2 cm pour plusieurs fréquences du domaine de l'audible comprises entre 20 Hz et 12000 Hz. La mesure, illustrée sur la Figure 2.24, consiste à envoyer une onde sonore à travers un tube et à relever l'intensité sonore avant et après le matériau afin d'en déduire l'indice d'affaiblissement. La géométrie de l'appareil ne permet pas de tester les hautes fréquences du domaine audible.



Figure 2.24. Appareil de mesure acoustique

La Figure 2.25 illustre l'indice d'affaiblissement acoustique R_d obtenu pour les trois mélanges à la teneur en eau de fabrication et après séchage. Le comportement de chaque mélange semble être similaire. La fréquence critique est légèrement plus grande dans le cas des matériaux secs mais elle ne dépend pas de la quantité de sable dans le mélange. Dans le cas des mélanges avec une forte teneur en eau, il est possible de voir que l'affaiblissement acoustique est plus important pour le mélange contenant le plus de sable. Ainsi, plus le matériau a une masse volumique grande, plus il sera un bon isolant acoustique, ce qui est en accord avec la loi de masse.

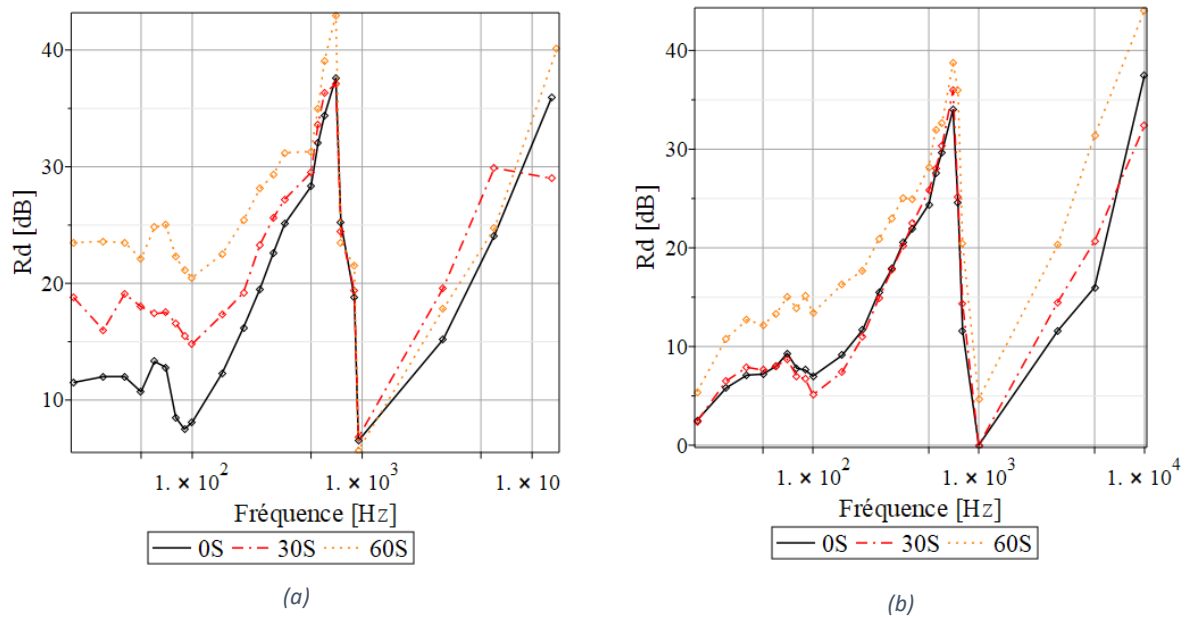


Figure 2.25. Comparaison de l'indice d'affaiblissement acoustique pour la teneur en eau de fabrication (a) et la teneur en eau après séchage (b)

Il est possible de déterminer analytiquement l'indice d'affaiblissement d'un matériau en fonction de ses propriétés mécaniques. En effet, l'indice d'affaiblissement R_d est défini comme le rapport entre la puissance de l'onde acoustique transmise par la paroi et la puissance de l'onde incidente. Dans le cas où l'onde acoustique est perpendiculaire à la paroi, l'indice d'affaiblissement R_0 est approché par la loi de masse :

$$R_0 \approx 20 \log \left[\frac{\omega M_s}{2\rho_0 c_0} \right] \quad (2.2)$$

Avec M_s la masse surfacique de la paroi, ω la pulsation de l'onde acoustique, ρ_0 la masse volumique de l'air et c_0 la vitesse du son dans l'air.

Dans le cas où l'onde acoustique n'arrive pas perpendiculairement à la paroi, il existe une fréquence pour laquelle la paroi entre en vibration et l'indice d'affaiblissement est plus faible. La relation (2.3) permet de prendre en compte tous les angles d'incidence possibles de l'onde acoustique dans le calcul de l'indice d'affaiblissement.

$$R_d = R_0 + 10 \log \left[0,316 \left(1 - \frac{f^2}{f_c^2} \right)^2 + \frac{2\eta}{\pi} \right], \quad \text{pour } f \leq f_c \quad (2.3)$$

$$R_d = R_0 + 10 \log \left[\frac{2\eta}{\pi} \frac{f}{f_c} \right], \quad \text{pour } f \geq f_c$$

Avec η le facteur de perte acoustique du matériau et f_c la fréquence critique de la paroi. La fréquence critique est déterminée à partir des caractéristiques mécaniques du matériau :

$$f_c = \frac{c_0^2}{2\pi h} \sqrt{\frac{12\rho_m(1-\nu^2)}{E_m}} \quad (2.4)$$

Avec ρ_m la masse volumique du matériau, E_m le module d'Young, ν le coefficient de Poisson et h l'épaisseur de la paroi.

Dans un premier temps, la fréquence critique théorique du matériau est calculée selon la relation (2.4). Le résultat théorique ainsi obtenu est trois fois plus grand que la fréquence critique observée sur la Figure 2.25. Cette différence peut être due à plusieurs facteurs tels que des imperfections dans l'échantillon, une porosité élevée ou une différence entre les hypothèses de la théorie et les conditions expérimentales. En effet, le modèle théorique considère que la paroi est un milieu infini, ce qui n'est pas le cas lors de l'essai expérimental. Cependant, la fréquence critique de l'ensemble composé du matériau et de l'appareil de mesure a été déterminée à l'aide d'une modélisation numérique du système sur le logiciel COMSOL. Cette fréquence, dont la valeur est 789 Hz, est très proche de celle obtenue expérimentalement. Elle sera donc utilisée dans la suite pour comparer le modèle théorique aux résultats expérimentaux. La Figure 2.26 présente la comparaison entre le modèle théorique pour différentes valeurs du facteur de perte et les résultats expérimentaux du mélange 60S contenant 60% de sable après séchage. Cette figure permet de d'estimer l'ordre de grandeur du facteur de perte de ce mélange qui est de 0,01%.

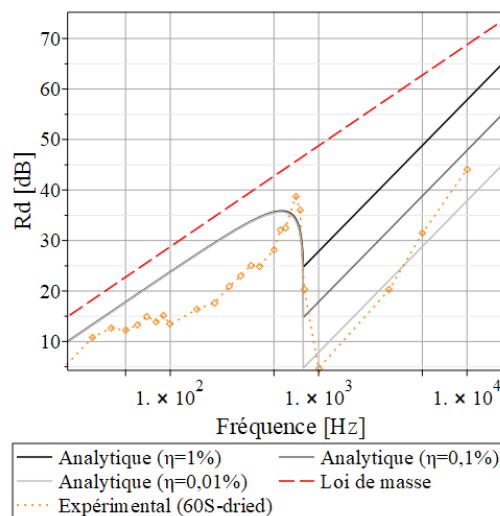


Figure 2.26. Comparaison de l'indice d'affaiblissement expérimental avec les expressions analytiques pour différentes valeurs du facteur de perte

Par ailleurs, il est possible de comparer la loi de masse R_0 pour une fréquence donnée de 500 Hz obtenue pour une paroi en béton de 2 cm d'épaisseur à la loi de masse du mélange contenant 60 % de sable (60S). L'indice d'affaiblissement de la loi de masse d'une paroi en béton est de 44,3 dB, alors que celui de la terre crue est de 42,7 dB. Le comportement acoustique de la terre crue est donc proche de celui du béton.

2.7. Conclusion

Cette campagne expérimentale porte sur la caractérisation de trois sols reconstitués composés de kaolinite et de sable. Le comportement thermique, mécanique et acoustique des trois sols a été déterminé pour deux teneurs en eau différentes (la teneur en eau de fabrication des éprouvettes et la teneur en eau après séchage dans une chambre climatique à 20°C et 50% d'humidité relative) afin d'identifier les effets de la teneur en eau sur les propriétés de la terre crue. Le Tableau 2.14 résume l'ensemble des propriétés thermiques et mécaniques obtenues pour chacun des mélanges.

Tableau 2.14 Propriétés thermiques et mécaniques des trois mélanges étudiés

			0S	30S	60S
ω_{fab}	λ	W/(m.K)	$1,15 \pm 0,08$	$1,34 \pm 0,06$	$1,00 \pm 0,09$
	c	J/(g.K)	$2,04 \pm 0,10$	$1,84 \pm 0,19$	$1,29 \pm 0,01$
	R_c	MPa	$0,11 \pm 0,02$	$0,22 \pm 0,01$	$0,33 \pm 0,02$
	R_t	MPa	$0,052 \pm 0,003$	$0,060 \pm 0,003$	$0,121 \pm 0,022$
	E	MPa	35 ± 18	20 ± 8	18 ± 3
	E_t	MPa	$19,4 \pm 8$	$3,5 \pm 1,8$	$1,6 \pm 0,2$
	ν	-	$0,24 \pm 0,01$	$0,39 \pm 0,12$	$0,46 \pm 0,01$
$\omega_{50\%HR}$	λ	W/(m.K)	$0,40 \pm 0,01$	$0,54 \pm 0,02$	$0,70 \pm 0,08$
	c	J/(g.K)	$1,01 \pm 0,14$	$1,14 \pm 0,25$	$0,88 \pm 0,01$
	Rc	MPa	$0,99 \pm 0,18$	$1,16 \pm 0,13$	$1,28 \pm 0,10$
	Rt	MPa	$0,40 \pm 0,06$	$0,37 \pm 0,08$	$0,23 \pm 0,02$
	E	MPa	262 ± 32	832 ± 100	1191 ± 69
	E_t	MPa	108 ± 42	784 ± 331	938 ± 299
	ν	-	$0,30 \pm 0,02$	$0,34 \pm 0,04$	$0,40 \pm 0,02$
	ε_r	%	$3,66 \pm 0,21$	$2,68 \pm 0,23$	$0,76 \pm 0,11$
Δm	%	$24,19 \pm 0,41$	$18,26 \pm 0,22$	$11,1 \pm 0,24$	

Concernant les propriétés thermiques du matériau sec, les mesures de sa conductivité thermique et de sa capacité thermique confirment les données obtenues dans la littérature. En se basant uniquement sur sa conductivité thermique qui varie entre 0,4 et 0,7 W/(m.K) en fonction de la quantité de sable, la terre crue ne peut pas être considérée comme un bon isolant. Cependant, la capacité de

la terre crue à procurer un confort thermique naturel est liée à son inertie thermique, qui est impactée par la densité et la capacité thermique du matériau. Cette étude a également montré l'effet du sable sur la conductivité thermique. Les résultats issus de cette campagne expérimentale seront utilisés dans le Chapitre 3 afin de calibrer et de tester les différents modèles d'homogénéisation linéaire.

L'analyse de l'indice d'affaiblissement acoustique des murs en terre crue a montré que plus le matériau a une masse volumique importante, plus il sera un bon isolant acoustique. De plus, les propriétés acoustiques de la terre étant similaires à celles du béton, un mur en terre avec une épaisseur suffisamment grande se comportera comme un bon isolant acoustique.

La caractérisation mécanique des trois sols reconstitués a mis en évidence le lien entre la composition de la terre crue et ses propriétés. Dans un premier temps, l'augmentation de la quantité de sable dans le mélange fait augmenter la résistance à la compression et le module d'Young et fait diminuer le retrait. Cependant, la présence de sable dans le sol fait également diminuer la résistance à la traction. Cette baisse de résistance est liée à la concentration de contrainte qui apparaît autour des grains de sable lors du séchage du matériau. Dans un deuxième temps, la teneur en eau des mélanges impacte de façon considérable les propriétés mécaniques de la terre crue. Les résistances à la compression et à la traction du matériau, ainsi que le module d'Young diminuent grandement lorsque la teneur en eau augmente. Ce phénomène peut s'expliquer par l'augmentation des pressions capillaires au cours du séchage qui est responsable d'une partie de la résistance du matériau. Le séchage de la terre crue est donc à la fois bénéfique car il entraîne une augmentation de la résistance grâce aux pressions capillaires, mais il entraîne également une concentration de contrainte autour des grains de sable qui peut amener une perte de résistance. La compétition entre ces deux phénomènes sera étudiée dans la suite de cette étude.

Chapitre 3 Méthode d'homogénéisation :

développement, implantation et application

3.1. Introduction

La terre crue est un matériau hétérogène composé principalement d'argile, de sable et d'eau. Les interactions physiques entre ces trois éléments à l'échelle microscopique impactent les propriétés macroscopiques du matériau. Pour pouvoir prédire le comportement de la terre crue en fonction des éléments qui la composent, il est nécessaire d'utiliser une approche multi-échelles afin de prendre en compte l'influence des phénomènes microscopiques sur le comportement macroscopique du matériau. Ce chapitre propose un modèle d'homogénéisation non linéaire permettant d'estimer le comportement de matériaux composites tels que la terre crue.

Ce chapitre présente dans un premier temps les principales étapes de l'homogénéisation à travers une application thermique linéaire. Le comportement mécanique de la terre crue étant non linéaire, un modèle d'homogénéisation non linéaire est développé dans la suite. Ce modèle, basé sur une approche séquentielle, consiste à déterminer de manière analytique la loi de comportement d'un élément de volume représentatif (VER), puis à l'implanter dans un code aux éléments finis. La suite de ce chapitre présente le calibrage et la validation du modèle d'homogénéisation à partir des résultats expérimentaux obtenus avec le matériau présenté dans le Chapitre 2. La composition des trois mélanges étudiés lors de la campagne expérimentale et les propriétés de chaque phase étant connues, cette partie permet de vérifier que la connaissance des propriétés propres à chaque phase est suffisante pour prédire le comportement global du matériau homogénéisé.

3.2. Mise en œuvre des schémas d'homogénéisation linéaires appliqués à la thermique

Cette section présente la mise en œuvre des principaux schémas d'homogénéisation linéaires appliqués à un problème de thermique. Les méthodes d'homogénéisation permettant de prédire le comportement macroscopique d'un matériau hétérogène à partir des propriétés microscopiques des éléments qui le constituent sont des méthodes basées sur le principe de changement d'échelles entre le domaine microscopique et le domaine macroscopique. La procédure d'homogénéisation se fait dans la plupart des méthodes en trois étapes principales. Si l'on considère le cas d'un problème de mécanique, la première étape consiste à déterminer les déformations microscopiques de chacune des phases du matériau à partir de la déformation macroscopique qui est une donnée du problème. Cette étape est appelée localisation. Ensuite, la loi de comportement microscopique de chaque phase est

appliquée afin de déterminer les déformations et les contraintes microscopiques correspondantes. La dernière étape consiste à déterminer la contrainte macroscopique homogénéisée du matériau en moyennant les contraintes microscopiques obtenues précédemment. Cette étape est appelée homogénéisation. Les étapes de localisation et d'homogénéisation permettent de définir les équations de changement d'échelles du problème. Elles sont propres à chaque méthode d'homogénéisation. Avant de développer une nouvelle méthode d'homogénéisation, il est nécessaire de comprendre le fonctionnement de ces étapes de changement d'échelles.

3.2.1 Diffusion thermique

Dans cette partie, on considère un matériau hétérogène isotrope composé d'une matrice notée m dans laquelle sont plongées des inclusions sphériques notées i . Les conductivités thermiques λ_m et λ_i des deux phases sont connues, et on cherche à déterminer la conductivité thermique du matériau homogénéisé λ_{hom} . Le matériau étant isotrope, il est possible de simplifier le problème de diffusion thermique en ne considérant qu'une seule direction de l'espace. La loi de comportement thermique macroscopique du matériau, qui est la loi de Fourier, s'écrit alors :

$$\vec{\Phi} = -\lambda_{hom} \overrightarrow{\text{grad}}T \quad (3.1)$$

Où $\vec{\Phi}$ est la densité de flux de chaleur macroscopique et $\overrightarrow{\text{grad}}T$ est le gradient de température.

Le problème de diffusion thermique étant un problème linéaire, il est possible d'utiliser des schémas d'homogénéisation linéaire analytiques afin de déterminer la conductivité thermique du matériau. Ces schémas sont décrits plus précisément dans le Chapitre 1. Dans le cas du schéma de Mori-Tanaka (Equation (1.20)), la conductivité thermique homogénéisée λ^{MT} est donnée par la relation (3.2).

$$\lambda^{MT} = (1 - \phi_i)\lambda_m A_m^{MT} + \phi_i \lambda_i A_i^{MT} \quad (3.2)$$

Où ϕ_i est la fraction volumique d'inclusions, et A_m^{MT} et A_i^{MT} sont les tenseurs de localisation du schéma de Mori-Tanaka de la matrice et des inclusions. Ces tenseurs de localisation permettent d'exprimer la densité de flux de chaleur φ_j et les gradients de température $\overrightarrow{\text{grad}}T_j$ de chaque phase j en fonction respectivement de la densité de flux macroscopique Φ et du gradient de température macroscopique $\overrightarrow{\text{grad}}T$. Les relations (3.3) et (3.4), déterminées à partir des équations (1.19) et (1.21), permettent d'exprimer ces tenseurs en fonction des paramètres des différentes phases.

$$A_m^{MT} = [(1 - \phi_i) + \phi_i[1 + P^0(\lambda_i - \lambda_m)]^{-1}]^{-1} \quad (3.3)$$

$$A_i^{MT} = [1 + P^0(\lambda_i - \lambda_m)]^{-1} [(1 - \phi_i) + \phi_i[1 + P^0(\lambda_i - \lambda_m)]^{-1}]^{-1} \quad (3.4)$$

Où P^0 est le tenseur de Hill. Ce tenseur de Hill [177] a été développé dans le cas où les inclusions sont considérées comme des ellipses. Il dépend uniquement du rapport de forme r des inclusions et de la conductivité de la matrice (Equation (3.5)). Dans notre cas d'étude, les inclusions sont sphériques, ce qui signifie que le rapport de forme est égal à 1.

$$P^0 = \int_0^1 \frac{z^2}{\lambda_m(r^2 - (r^2 - 1)z^2)} dz = \frac{1}{3\lambda_m} \quad (3.5)$$

Il est ainsi possible d'exprimer les tenseurs de localisation uniquement en fonction des conductivités thermiques λ_m et λ_i et de la fraction volumique d'inclusions ϕ_i :

$$A_m^{MT} = \frac{\lambda_i + 2\lambda_m}{\lambda_i + 2\lambda_m + \phi_i(\lambda_i - \lambda_m)} \quad (3.6)$$

$$A_i^{MT} = \frac{3\lambda_m}{\lambda_i + 2\lambda_m + \phi_i(\lambda_i - \lambda_m)} \quad (3.7)$$

A partir des expressions (3.2), (3.6) et (3.7) il est possible de déterminer l'expression analytique de la conductivité thermique du schéma d'homogénéisation de Mori-Tanaka :

$$\lambda^{MT} = \lambda_m \frac{\lambda_i + 2\lambda_m + \phi_i(2\lambda_i - 2\lambda_m)}{\lambda_i + 2\lambda_m + \phi_i(\lambda_i - \lambda_m)} \quad (3.8)$$

La Figure 3.1 décrit les équations utilisées dans chacune des étapes du principe d'homogénéisation (localisation, loi de comportement microscopique, homogénéisation) dans le cas du schéma de Mori-Tanaka.

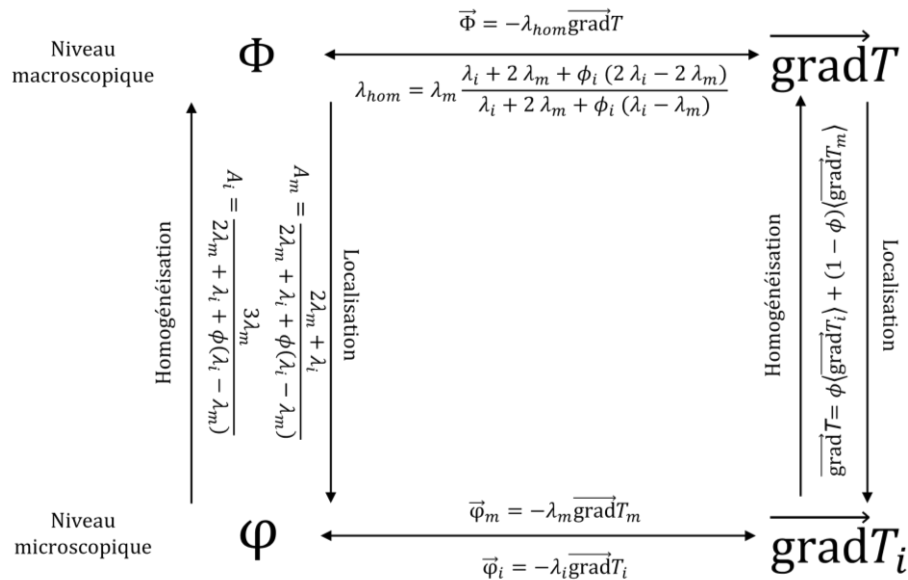


Figure 3.1. Description des étapes d'homogénéisation dans le cas du schéma de Mori-Tanaka

L'application des schémas dilué (Equation (1.18)), aussi appelé schéma d'Eshelby, et autocohérent (Equation (1.22)) permet d'obtenir les conductivités thermiques macroscopiques suivantes :

$$\lambda^{DIL} = \lambda_m \frac{\lambda_i + 2\lambda_m + 3\phi_i(\lambda_i - \lambda_m)}{\lambda_i + 2\lambda_m} \quad (3.9)$$

$$\lambda^{AC} = \frac{3\phi_i(\lambda_i - \lambda_m) + 2\lambda_m - \lambda_i}{4} + \sqrt{\frac{9\phi_i^2(\lambda_i - \lambda_m)^2 + \phi_i(-6\lambda_i^2 + 18\lambda_i\lambda_m - 12\lambda_m^2) + (\lambda_i + 2\lambda_m)^2}{4}} \quad (3.10)$$

Les schémas d'homogénéisation linéaire permettent ainsi de déterminer une expression analytique de la conductivité thermique du matériau hétérogène dépendant de la quantité d'inclusions dans la matrice et de la conductivité thermique de chaque phase.

3.2.2 Application au matériau modèle

Au cours de la campagne expérimentale réalisée sur un matériau modèle, les conductivités thermiques de trois mélanges contenant 0, 30 et 60% de sable (notés respectivement 0S, 30S et 60S) ont été mesurées sur des échantillons secs (Tableau 2.8).

Tableau 3.1. Conductivités thermiques

		0S	30S	60S
$\lambda_{50\%HR}$	W/(m.K)	$0,40 \pm 0,01$	$0,54 \pm 0,02$	$0,70 \pm 0,08$

La conductivité thermique du mélange 0S donne directement la valeur de la conductivité thermique de la matrice $\lambda_m = 0,4$ W/(m.K). La conductivité thermique du sable λ_i est déterminée par analyse inverse à partir des résultats du mélange contenant 30% de sable et de la formule d'homogénéisation du schéma de Mori-Tanaka (Equation (3.8)). En supposant que la conductivité thermique mesurée λ_{30S} est égale à celle du modèle d'homogénéisation λ^{MT} , et en connaissant λ_m , alors la conductivité thermique des inclusions λ_i est de 1,04 W/(m.K).

Les conductivités thermiques de chaque phase ont ensuite été utilisées dans les trois schémas d'homogénéisation évoqués précédemment afin de déterminer l'évolution de λ^{hom} en fonction de la quantité de sable dans le matériau. Les résultats obtenus pour une fraction volumique de sable de 60% peuvent ensuite être comparés au résultat expérimental du dernier mélange (60S).

Un modèle numérique a également été développé dans le logiciel aux éléments finis COMSOL [178] afin de déterminer numériquement la conductivité thermique du matériau hétérogène en fonction des conductivités de chaque phase. Dans ce modèle, schématisé sur la Figure 3.2.a, les grains de sable sont modélisés comme des sphères dont la taille permet de modifier la fraction volumique du sable.

Avec cette disposition des grains les uns par rapport aux autres, il n'est pas possible d'avoir plus de 66% de sable dans le matériau. Le maillage utilisé dans ce modèle est composé de tétraèdres dont la taille varie entre 3% et 7% de la dimension la plus grande. Des conditions d'isolation thermique ont été appliquées sur toutes les parois à l'exception de deux faces sur lesquelles les températures T_1 et T_2 appliquées ont généré un gradient de température de 1 K/m dans le matériau. Le flux de chaleur induit par ce gradient de température, illustré sur la Figure 3.2.b, a été mesuré entre ces deux faces afin de déterminer le flux de chaleur moyen traversant le matériau et la conductivité thermique homogénéisée en a été déduite.

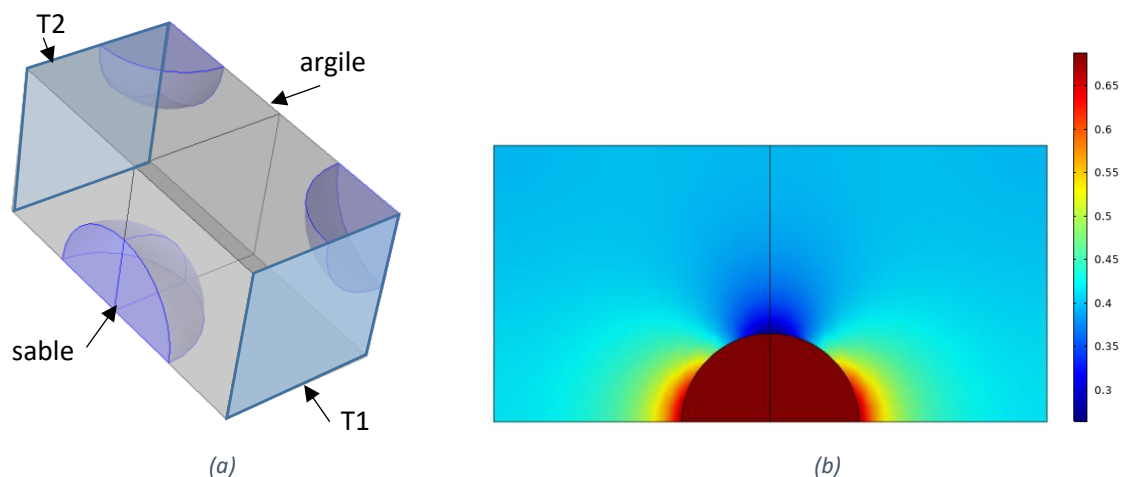


Figure 3.2. Modèle numérique (a) et flux de chaleur en W/m^2 (b)

La Figure 3.3 présente l'évolution de la conductivité thermique en fonction de la teneur en sable du mélange déterminée pour les trois schémas d'homogénéisation analytique et le modèle numérique. Sur cette figure, les résultats expérimentaux ayant servi à déterminer les conductivités thermiques de la matrice et des inclusions sont représentés respectivement en rouge et en orange, et le résultat en noir sera utilisé pour vérifier la cohérence de chacun des quatre modèles.

Pour des teneurs en sable inférieures à 20%, il y a peu de différences entre les différents modèles d'homogénéisation. Lorsque la teneur en sable est plus grande que cette valeur, le schéma dilué sous-estime la valeur de la conductivité thermique. Cette différence peut être expliquée par le fait que ce schéma d'homogénéisation ne prend pas en compte les interactions entre les inclusions. Le schéma de Mori-Tanaka donne une estimation de la conductivité thermique du matériau qui est très proche de celle obtenue lors de la simulation.

L'erreur entre la valeur expérimentale obtenue pour le mélange 60S et le modèle de Mori-Tanaka est de 2% et celle correspondant au schéma autocohérent est de 5%. On peut donc considérer que pour des mélanges contenant moins de 60% de sable, ces deux schémas permettent d'obtenir une estimation satisfaisante de la conductivité thermique du matériau homogénéisé.

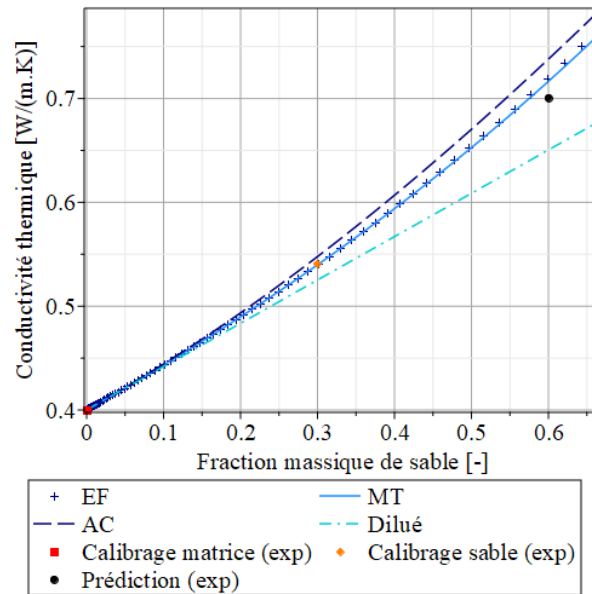


Figure 3.3. Comparaison entre les conductivités thermiques obtenues via la modélisation, les schémas d'homogénéisation analytiques et la campagne expérimentale

Cet exemple d'homogénéisation linéaire nous a permis de nous familiariser avec la mise en œuvre de ces méthodes d'homogénéisation et de cerner certaines limites d'application.

3.3. Développement d'une méthode d'homogénéisation non linéaire

La terre crue est un matériau hétérogène complexe dans lequel de nombreux phénomènes physiques microscopiques non linéaires régissent le comportement du matériau. Les interactions entre les différentes phases du matériau composite génèrent des champs de déformation et de contrainte non homogènes dans chacune des phases. Afin de modéliser le comportement du matériau hétérogène, il est donc nécessaire d'utiliser un schéma d'homogénéisation non linéaire (voir Chapitre 1).

Cette section présente le schéma d'homogénéisation non linéaire développé dans cette étude. Ce schéma consiste à déterminer le comportement homogénéisé d'un élément de volume représentatif (VER) du matériau afin de l'implanter dans un code aux éléments finis pour réaliser des calculs à l'échelle de la structure. Les étapes de détermination du comportement du VER sont identiques à celles des méthodes linéaires présentées dans la section précédente : localisation, loi de comportement microscopique et homogénéisation.

3.3.1 Choix du VER

Le matériau hétérogène étudié peut être décrit comme une matrice argileuse constituée d'un mélange d'argile et d'eau, dans laquelle sont plongés des grains de sable. Ces grains de sable, appelés inclusions dans la suite de l'étude, sont supposés sphériques et de taille uniforme. Le VER utilisé est

un petit élément de volume constitué d'une matrice contenant une fraction volumique ϕ_i d'inclusions. Dans la suite de l'étude, on considère dans un premier temps un milieu infini (m) dans lequel il n'y a qu'une seule inclusion (i) (Figure 3.4). Les champs de déformation de la matrice et de l'inclusion de ce problème sont alors déterminés de façon analytique. Le comportement global du VER contenant une fraction ϕ_i d'inclusions est ensuite calculé en moyennant les résultats obtenus dans le cas du milieu ne contenant qu'une seule inclusion. Les interactions entre les inclusions sont prises en compte lors du calcul de la moyenne.

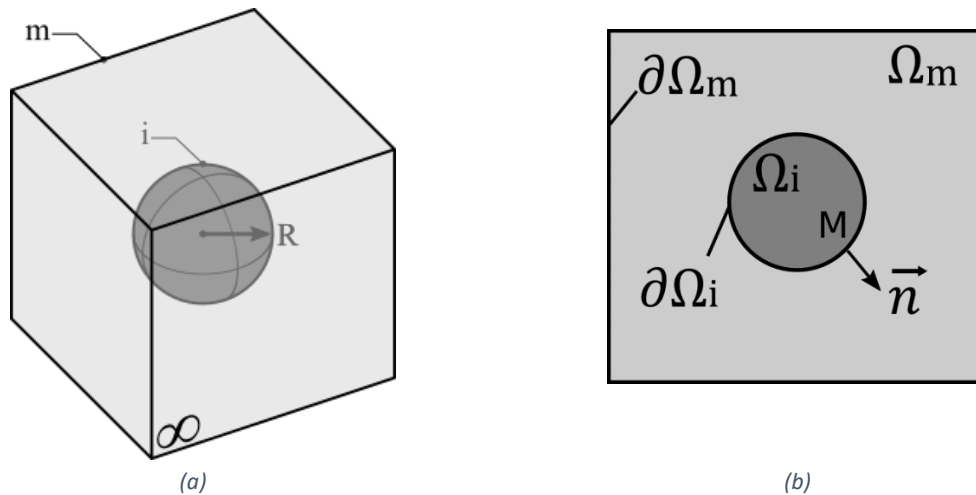


Figure 3.4. Représentation du problème général, vue 3D du problème (a) et représentation 2D (b)

3.3.2 Localisation

L'objectif de cette section est de déterminer analytiquement les champs de déplacement de la matrice et de l'inclusion permettant de respecter les équations de la mécanique des milieux continus et d'en déduire l'état de contrainte en tout point du milieu hétérogène constitué de la matrice infinie et de l'inclusion. Pour cela, on considère que les champs de déplacement de la matrice \vec{u}^m et de l'inclusion \vec{u}^i peuvent se décomposer en un champ élastique et un champ anélastique (Equation (3.11)). Les champs élastique et anélastique dans l'inclusion et dans la matrice seront déterminés dans la suite en respectant les équations de la mécanique des milieux continus et les conditions de continuité à l'interface entre la matrice et l'inclusion.

$$\begin{cases} \vec{u} = \vec{u}^e + \vec{u}^a & \forall M \in \Omega \\ \vec{u}^m = \vec{u}^{e,m} + \vec{u}^{a,m} & \forall M \in \Omega^m \\ \vec{u}^i = \vec{u}^{e,i} + \vec{u}^{a,i} & \forall M \in \Omega^i \end{cases} \quad (3.11)$$

La géométrie du problème suggère d'utiliser un repère sphérique centré sur le centre de l'inclusion pour simplifier l'écriture des équations du problème (Figure 3.5). Les directions $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$ représentent les directions principales du problème.

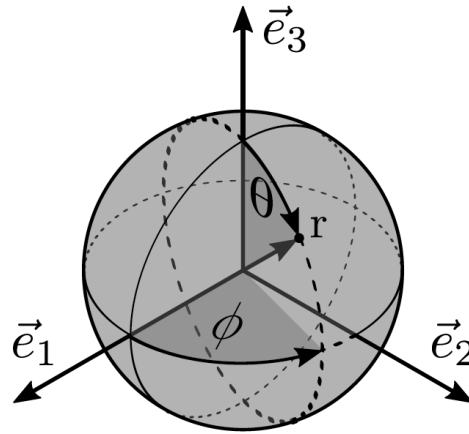


Figure 3.5. Repère sphérique utilisé pour la résolution du problème

3.3.2.1 Champs de déplacement et de contrainte élastiques

Les champs de déplacement élastique et de contrainte de la matrice et de l'inclusion doivent respecter en tout point les équations de la mécanique des milieux continus. Pour cela, l'équilibre statique doit être vérifié (Equation (3.12)), les déformations sont déterminées en faisant l'hypothèse des petites déformations (Equation (3.13)), et la loi de comportement utilisée est la loi de Hooke généralisée (Equation (3.14)).

$$\forall M \in \Omega^j \begin{cases} \text{div}(\bar{\sigma}^j) = \vec{0} & (3.12) \\ \bar{\varepsilon}^{e,j} = \frac{1}{2}(\overline{\text{grad}}(\vec{u}^{e,j}) + {}^t\overline{\text{grad}}(\vec{u}^{e,j})) & \text{où } j \in \{i, m\} & (3.13) \\ \bar{\sigma}^j = (K^j - \frac{2}{3}G^j) \text{tr}(\bar{\varepsilon}^{e,j})\bar{I}_3 + 2G^j\bar{\varepsilon}^{e,j} & (3.14) \end{cases}$$

Où K^j et G^j sont les modules de compressibilité et de cisaillement de la phase j , $\bar{\sigma}^j$ son champ de contrainte effective, $\bar{\sigma}^j$ son champ de contrainte totale et $\bar{\varepsilon}^{e,j}$ son champ de déformation élastique. La combinaison des trois équations précédentes revient à résoudre l'Equation (3.15) en utilisant les coordonnées sphériques.

$$\bar{\Delta}(\vec{u}^{e,j}(M)) = \vec{0} \quad \forall M \in \Omega^j, j \in \{i, m\} \quad (3.15)$$

Les champs de déplacement élastiques utilisés dans cette étude sont basés sur une solution déjà existante de l'Equation (3.15) : la solution proposée par Dewey [179] et exploitée par Eshelby [41].

3.3.2.1.1 Champ de déplacement élastique dans la matrice

Dewey [179] propose un champ de déplacement statiquement et cinématiquement admissible, solution de l'Equation (3.15), pour décrire le comportement d'une matrice infinie dans laquelle est plongée une sphère de rayon R . Cette solution, explicitée dans l'Equation (3.16), est composée d'une fonction radiale dépendant de la variable r , multipliée par une fonction angulaire $M^{ke}(\theta, \phi)$, $k \in \{1,2,3\}$ (Equation (3.17)).

$$\forall r \in [R, \infty] \begin{cases} u^{e,D,r}(r, \theta, \phi) = \frac{1}{3} \left(r + \frac{b_2}{r^2} \right) (A + B + C) + \left(r + \frac{c_2}{r^2} + \frac{c_4}{r^4} \right) M^{1e}(\theta, \phi) \\ u^{e,D,\theta}(r, \theta, \phi) = \left(r + \frac{2G^m}{3(G^m + K^m)} \frac{c_2}{r^2} - \frac{2}{3} \frac{c_4}{r^4} \right) M^{2e}(\theta, \phi) \\ u^{e,D,\phi}(r, \theta, \phi) = \left(r + \frac{2G^m}{3(G^m + K^m)} \frac{c_2}{r^2} - \frac{2}{3} \frac{c_4}{r^4} \right) M^{3e}(\theta, \phi) \end{cases} \quad (3.16)$$

$$\forall \theta \in [0, \pi], \quad \forall \phi \in [0, 2\pi]$$

$$\begin{cases} M^{1e}(\theta, \phi) = A \sin^2(\theta) \cos^2(\phi) + B \sin^2(\theta) \sin^2(\phi) + C \cos^2(\theta) - \frac{1}{3}(A + B + C) \\ M^{2e}(\theta, \phi) = \frac{1}{2} \frac{\partial M^{1e}(\theta, \phi)}{\partial \theta} \\ M^{3e}(\theta, \phi) = \frac{1}{2 \sin(\theta)} \frac{\partial M^{1e}(\theta, \phi)}{\partial \phi} \end{cases} \quad (3.17)$$

Ce champ de déplacement n'est compatible qu'avec un champ de déformation anélastique homogène et isotrope par phase. De plus, les déformations élastiques à l'interface entre la matrice et l'inclusion sont directement liées à la déformation de la matrice à l'infinie. Afin de prendre en compte des déformations anélastiques non homogènes et non isotropes, cette étude propose de compléter la solution de Dewey.

Le champ de déplacement élastique de la matrice $\vec{u}^{e,m}$ est décomposé en deux champs (Equation (3.18)) : un champ de déplacement $\vec{u}^{e,mD}$ similaire à celui de Dewey [179] permettant d'obtenir la même solution dans le cas d'une déformation anélastique homogène et isotrope par phase et un champ de déplacement local $\vec{u}^{e,mI}$ permettant de prendre en compte une déformation anélastique imposée anisotrope et non homogène dans la matrice (variations locales autour de l'inclusion du champ de déplacement élastique dans le cas où l'on souhaite y imposer un écoulement anélastique non homogène).

$$\vec{u}^{e,m} = \vec{u}^{e,mD} + \vec{u}^{e,mI} \quad (3.18)$$

Le champ de déplacement $\vec{u}^{e,mD}$ donné dans l'Equation (3.19) contient les mêmes fonctions angulaires $M^{keD}(\theta, \phi)$, $k \in \{1,2,3\}$ que la solution proposée par Dewey [179]. Par commodité, les variables A , B et C ont été renommées : $A = \varepsilon_1^{e\infty}$, $B = \varepsilon_2^{e\infty}$ et $C = \varepsilon_3^{e\infty}$. Ces variables correspondent aux déformations de la matrice à une distance infinie de l'inclusion (Figure 3.6).

$$\forall r \in [R, \infty]$$

$$\begin{cases} u^{e,mD,r}(r, \theta, \phi) = \frac{1}{3} \left(r + \frac{B^{1D}}{r^2} R^3 \right) (\varepsilon_1^{e\infty} + \varepsilon_2^{e\infty} + \varepsilon_3^{e\infty}) + \left(r - \frac{1}{2} \frac{B^{2D}}{r^2} R^3 - \frac{1}{4} \frac{B^{4D}}{r^4} R^5 \right) \cdot M^{1eD}(\theta, \phi) \\ u^{e,mD,\theta}(r, \theta, \phi) = \left(r - \frac{1}{2} \frac{B^{2D} C^{2D}}{r^2} R^3 - \frac{1}{4} \frac{B^{4D} C^{4D}}{r^4} R^5 \right) \cdot M^{2eD}(\theta, \phi) \\ u^{e,mD,\phi}(r, \theta, \phi) = \left(r - \frac{1}{2} \frac{B^{2D} C^{2D}}{r^2} R^3 - \frac{1}{4} \frac{B^{4D} C^{4D}}{r^4} R^5 \right) \cdot M^{3eD}(\theta, \phi) \end{cases} \quad (3.19)$$

Où B^{1D} , B^{2D} , B^{4D} , C^{2D} et C^{4D} sont des coefficients qui seront exprimés par la suite en fonction des données d'entrée du problème.

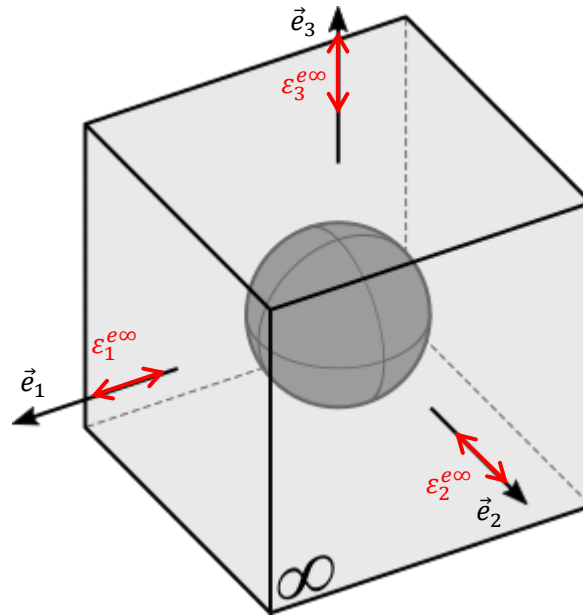


Figure 3.6. Déformations élastiques à l'infini dans la matrice

Le champ de déplacement élastique local $\vec{u}^{e,ml}$ permet de prendre en compte les variations locales à l'interface entre la matrice et l'inclusion sans impacter les déformations à l'infini de la matrice (Equation (3.20)). Les fonctions angulaires $M^{kel}(\theta, \phi)$, $k \in \{1,2,3\}$ sont identiques à celles de la solution proposée par Dewey au changement de variable suivant près : $A = A_1^l$, $B = A_2^l$ et $C = A_3^l$.

$$\forall r \in [R, \infty]$$

$$\begin{cases} u^{e,ml,r}(r, \theta, \phi) = \frac{1}{3} \frac{B^{1l}}{r^2} R^3 (A_1^l + A_2^l + A_3^l) - \left(\frac{1}{2} \frac{B^{2l}}{r^2} R^3 + \frac{1}{4} \frac{B^{4l}}{r^4} R^5 \right) M^{1el}(\theta, \phi) \\ u^{e,ml,\theta}(r, \theta, \phi) = - \left(\frac{1}{2} \frac{B^{2l} C^{2l}}{r^2} R^3 + \frac{1}{4} \frac{B^{4l} C^{4l}}{r^4} R^5 \right) M^{2el}(\theta, \phi) \\ u^{e,ml,\phi}(r, \theta, \phi) = \left(\frac{1}{2} \frac{B^{2l} C^{2l}}{r^2} R^3 + \frac{1}{4} \frac{B^{4l} C^{4l}}{r^4} R^5 \right) M^{3el}(\theta, \phi) \end{cases} \quad (3.20)$$

Les coefficients A_1^l , A_2^l , A_3^l , B^{1l} , B^{2l} , B^{4l} , C^{2l} et C^{4l} seront déterminés dans la suite en fonction des données d'entrée du problème.

La vérification de l'équilibre statique (Equation (3.12)) des deux champs de contrainte $\bar{\sigma}^{e,mD}$ et $\bar{\sigma}^{e,mI}$ permet d'exprimer les constantes C^{2D} , C^{4D} , C^{2I} et C^{4I} en fonction des modules de compressibilité K^m et de cisaillement G^m de la matrice. Ces valeurs sont identiques à celles obtenues par Dewey [179].

3.3.2.1.2 Champ de déplacement élastique dans l'inclusion

Le champ de déplacement élastique de l'inclusion ne peut pas être identique à celui de la matrice car il entraînerait une singularité pour $r = 0$. Pour cette raison, il est nécessaire de supposer que le champ de déformation à l'intérieur de l'inclusion ne dépend pas du rayon r , mais uniquement de la position angulaire via les fonctions $M^{ke}(\theta, \phi)$, $k \in \{1,2,3\}$. Le champ de déplacement présenté dans l'Equation (3.21) est statiquement et cinématiquement admissible et il permet de ne pas avoir de singularité dans le champ de déformation au centre de la sphère. C'est ce champ qui est exploité par Eshelby [41] pour établir ses matrices de localisation. Les fonctions angulaires $M^{kei}(\theta, \phi)$, $k \in \{1,2,3\}$ sont identiques à celles utilisées par Dewey à un changement de variable près : $A = \varepsilon_1^{ei}$, $B = \varepsilon_2^{ei}$ et $C = \varepsilon_3^{ei}$, où ε_k^{ei} , $k \in \{1, 2, 3\}$ sont les déformations élastiques dans l'inclusion dans les directions 1, 2 et 3 (Figure 3.7).

$$\forall r \in [0, R] \begin{cases} u^{e,i,r}(r, \theta, \phi) = \frac{1}{3}r (\varepsilon_1^{ei} + \varepsilon_2^{ei} + \varepsilon_3^{ei}) + rM^{1ei}(\theta, \phi) \\ u^{e,i,\theta}(r, \theta, \phi) = rM^{2ei}(\theta, \phi) \\ u^{e,i,\phi}(r, \theta, \phi) = rM^{3ei}(\theta, \phi) \end{cases} \quad (3.21)$$

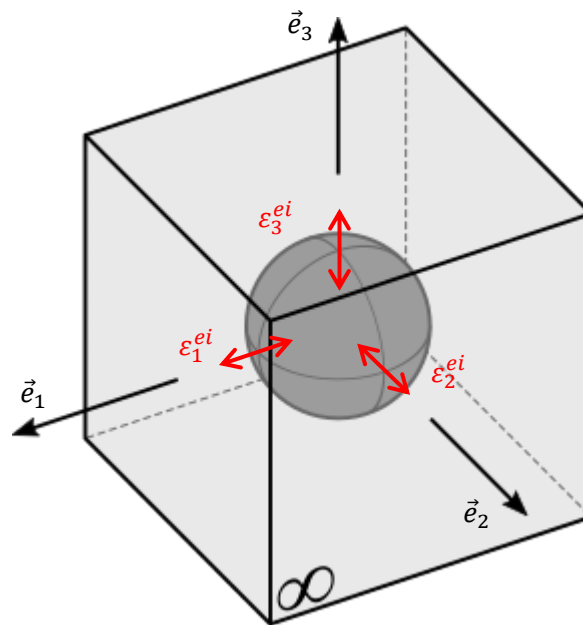


Figure 3.7. Déformations élastiques dans l'inclusion dans les directions 1, 2 et 3.

3.3.2.2 Champs de déplacement anélastiques

3.3.2.2.1 Champ de déplacement anélastique dans la matrice

Dans le cas de la terre crue, il est important d'utiliser un champ de déformation anélastique non homogène dans la matrice afin d'autoriser des déformations différentes à l'infini et à l'interface entre la matrice et l'inclusion. Pour cette raison, le champ de déplacement anélastique de la matrice $\vec{u}^{a,m}$ est décomposé en trois parties : un champ de déplacement correspondant à une déformation homogène anisotrope dans la matrice \vec{u}^{ac} , un champ de déplacement dont la déformation à l'infini est quelconque et la déformation au bord des inclusions est nulle $\vec{u}^{a\infty}$, et un champ de déplacement pour lequel la déformation à l'infini est nulle mais celle au bord des inclusions ne l'est pas \vec{u}^{aR} (Figure 3.8 et Equation (3.22)).

$$\vec{u}^{a,m} = \vec{u}^{ac} + \vec{u}^{a\infty} + \vec{u}^{aR} \quad (3.22)$$

Les deux derniers champs de l'Equation (3.22) vont permettre de réaliser des écoulements plastiques différents au bord des inclusion et à l'infini. La forme des trois champs de déplacement anélastique repose sur le produit de fonctions radiales hyperboliques et angulaires semblables à la solution proposée par Dewey [179] et utilisée dans le cas des champs de déplacement élastique .

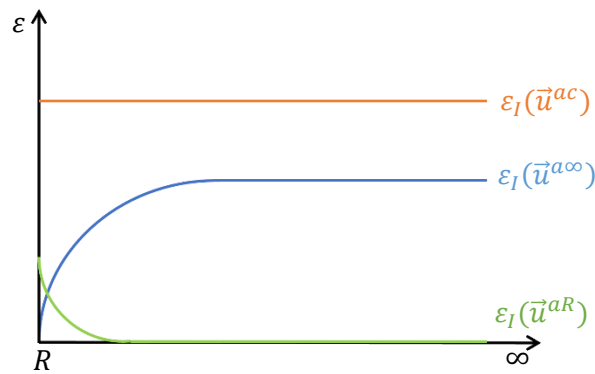


Figure 3.8. Champs de déformation anélastique dans la matrice

Le champ de déplacement \vec{u}^{ac} correspond à une déformation homogène éventuellement anisotrope dans toute la matrice. Ce type de champ peut être causé par une variation de température dans la matrice. Pour créer ce type de champ, seuls les termes dont la dérivée par rapport à r est constante sont nécessaires (Equation (3.23)). Dans ce cas, les fonctions angulaires $M^{1ac}(\theta, \phi)$ sont identiques à celles de la solution élastique à un changement de variable près : $A = \varepsilon_1^{ac}$, $B = \varepsilon_2^{ac}$ et $C = \varepsilon_3^{ac}$, où ε_k^{ac} , $k \in \{1, 2, 3\}$ sont les déformations anélastiques dans la matrice dans les directions \vec{e}_1 , \vec{e}_2 et \vec{e}_3 . Ces déformations sont homogènes dans toute la matrice.

$$\forall r \in [R, \infty] \begin{cases} u^{ac,r}(r, \theta, \phi) = \frac{1}{3}r (\varepsilon_1^{ac} + \varepsilon_2^{ac} + \varepsilon_3^{ac}) + rM^{1ac}(\theta, \phi) \\ u^{ac,\theta}(r, \theta, \phi) = rM^{2ac}(\theta, \phi) \\ u^{ac,\phi}(r, \theta, \phi) = rM^{3ac}(\theta, \phi) \end{cases} \quad (3.23)$$

Le champ de déplacement $\vec{u}^{a\infty}$ est un champ pour lequel les déformations à l'infini sont quelconques mais les déformations au bord de l'inclusion sont nulles. Ce champ est créé par la superposition d'un champ constant noté $\vec{u}^{ac\infty}$ et d'un champ permettant d'imposer les déformations au bord de l'inclusion sans impacter la valeur à l'infini noté $\vec{u}^{a\infty}$. La forme du champ constant est donnée par l'Equation (3.23), avec le changement de variable suivant : $\varepsilon_k^{ac} = \varepsilon_k^{a\infty}$ pour $k \in \{1, 2, 3\}$, où $\varepsilon_k^{a\infty}$, $k \in \{1, 2, 3\}$ sont les déformations anélastiques à l'infini de la matrice, et celle du champ $u^{a\infty}$ est donnée par l'Equation (3.24).

$$\forall r \in [R, \infty] \begin{cases} u^{a\infty,r}(r, \theta, \phi) = P^{a\infty}(r)M^{1a\infty}(\theta, \phi) \\ u^{a\infty,\theta}(r, \theta, \phi) = P^{a\infty}(r)M^{2a\infty}(\theta, \phi) \\ u^{a\infty,\phi}(r, \theta, \phi) = P^{a\infty}(r)M^{3a\infty}(\theta, \phi) \end{cases} \quad (3.24)$$

$$P^{a\infty}(r) = -\frac{5R^3}{2r^2} + \frac{3R^5}{2r^4} \quad (3.25)$$

$$\forall \theta \in [0, \pi], \forall \phi \in [0, 2\pi]$$

$$\begin{cases} M^{1a\infty}(\theta, \phi) = \varepsilon_1^{a\infty} \sin^2(\theta) \cos^2(\phi) + \varepsilon_2^{a\infty} \sin^2(\theta) \sin^2(\phi) + \varepsilon_3^{a\infty} \cos^2(\theta) \\ M^{2a\infty}(\theta, \phi) = \frac{1}{2} \frac{\partial M^{1a\infty}(\theta, \phi)}{\partial \theta} \\ M^{3a\infty}(\theta, \phi) = \frac{1}{2 \sin(\theta)} \frac{\partial M^{1a\infty}(\theta, \phi)}{\partial \phi} \end{cases} \quad (3.26)$$

Le champ de déplacement \vec{u}^{aR} est un champ pour lequel la valeur de la déformation à l'infini est nulle, et celle au bord de l'inclusion peut être choisie en fonction de l'écoulement qui y est appliqué. L'Equation (3.27) donne le champ de déplacement anélastique \vec{u}^{aR} utilisé. Les fonctions angulaires sont identiques à celles utilisées par Dewey [179] avec le changement de variable suivant : $A = \varepsilon_1^{ar}$, $B = \varepsilon_2^{ar}$ et $C = \varepsilon_3^{ar}$.

$$\forall r \in [R, \infty] \begin{cases} u^{aR,r}(r, \theta, \phi) = P_1^{aR}(r)(\varepsilon_1^{ar} + \varepsilon_2^{ar} + \varepsilon_3^{ar}) + P_2^{aR}(r)M^{1aR}(\theta, \phi) \\ u^{aR,\theta}(r, \theta, \phi) = P_2^{aR}(r)M^{2aR}(\theta, \phi) \\ u^{aR,\phi}(r, \theta, \phi) = P_2^{aR}(r)M^{3aR}(\theta, \phi) \end{cases} \quad (3.27)$$

$$P_1^{aR}(r) = \frac{R^3}{6r^2} \quad (3.28)$$

$$P_2^{aR}(r) = -\frac{1R^5}{4r^4} \quad (3.29)$$

L'écoulement plastique au bord de l'inclusion est donné en 3 points d'intérêt définis comme l'intersection entre les axes \vec{e}_1 , \vec{e}_2 et \vec{e}_3 et l'interface entre l'inclusion et la matrice. En chacun de ces

points l , il est possible de définir trois écoulements (ε_k^{ar} , ε_k^{aol} et ε_k^{aol} , où $k \neq l$) correspondants chacun à une direction k de l'espace (Figure 3.9). Dans le cas de la déformation radiale ε_k^{ar} , la direction de l'écoulement k et le point considéré l sont identiques donc seule la direction est prise en compte dans la notation.

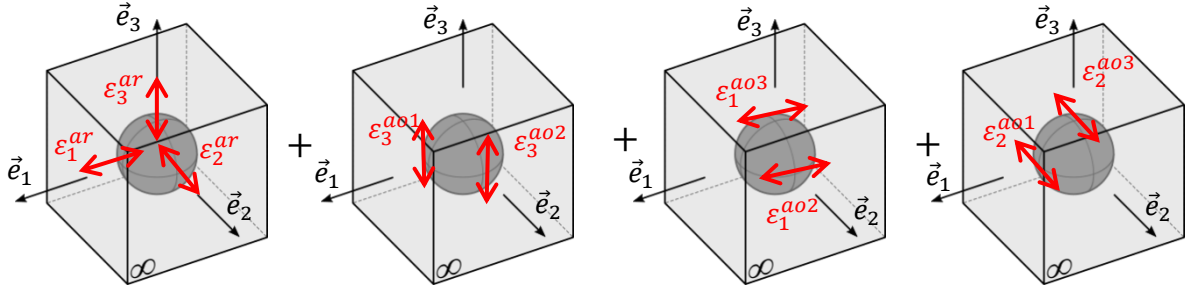


Figure 3.9. Écoulement plastique au bord de l'inclusion

Le champ de déplacement anélastique utilisé entraîne l'apparition d'une symétrie orthoradiale des déformations à l'interface entre l'inclusion et la matrice (Equation (3.30)). Ainsi l'écoulement au bord de l'inclusion est défini uniquement par 6 paramètres indépendants : ε_k^{ar} et ε_k^{ao} , pour $k \in \{1, 2, 3\}$.

$$\begin{cases} \varepsilon_1^{ao} = \varepsilon_1^{ao3} = \varepsilon_1^{ao2} \\ \varepsilon_2^{ao} = \varepsilon_2^{ao1} = \varepsilon_2^{ao3} \\ \varepsilon_3^{ao} = \varepsilon_3^{ao1} = \varepsilon_3^{ao2} \end{cases} \quad (3.30)$$

Le champ de déplacement anélastique total dans la matrice étant la superposition des trois champs de déplacement anélastiques décrits précédemment, il est exprimé en fonction des déformations constantes dans la matrice (ε_k^{ac}), de la déformation de la matrice à l'infini ($\varepsilon_k^{a\infty}$) et de l'écoulement anélastique au bord de l'inclusion (ε_k^{ar} et ε_k^{ao}) qui sont illustrées sur la Figure 3.10 dans le cas de la direction \vec{e}_3 . Son expression finale est donnée par les équations suivantes :

$$\forall r \in [R, \infty] \begin{cases} u^{a,m,r}(r, \theta, \phi) = A^m \cos^2 \phi (1 + \cos^2 \theta) + B^m \cos^2 \theta + C^m \\ u^{a,m,\theta}(r, \theta, \phi) = \cos \theta \sin \theta (A^m \cos^2 \phi + B^m) \\ u^{a,m,\phi}(r, \theta, \phi) = A^m \cos \phi \sin \phi \sin \theta \end{cases} \quad (3.31)$$

$$A^m = (\varepsilon_2^{ar} - \varepsilon_1^{ar})P_2^{aR}(r) + (\varepsilon_2^{a\infty} - \varepsilon_1^{a\infty})(P^{a\infty}(r) + r) + r(\varepsilon_2^{ac} - \varepsilon_1^{ac}) \quad (3.32)$$

$$B^m = (\varepsilon_3^{ar} - \varepsilon_2^{ar})P_2^{aR}(r) + (\varepsilon_3^{a\infty} - \varepsilon_2^{a\infty})(P^{a\infty}(r) + r) + r(\varepsilon_3^{ac} - \varepsilon_2^{ac}) \quad (3.33)$$

$$C^m = (2\varepsilon_2^{ar} - 2\varepsilon_1^{ar})(-6P_1^{aR}(r) + 4P_2^{aR}(r)) - \varepsilon_2^{a\infty}(P^{a\infty}(r) + r) - r\varepsilon_2^{ac} \quad (3.34)$$

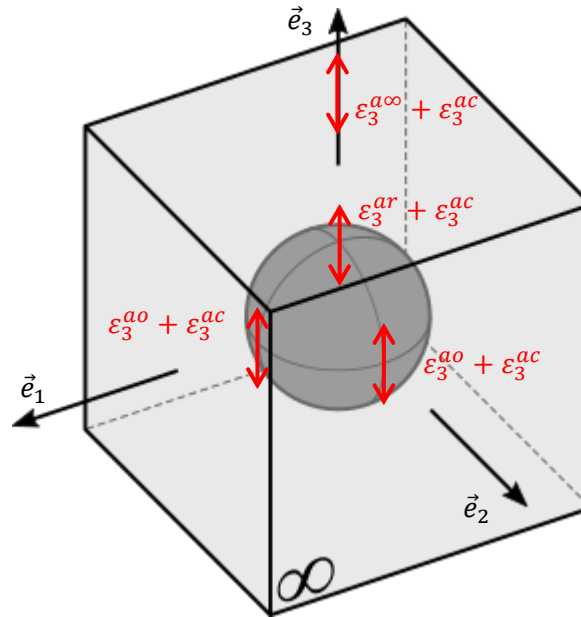


Figure 3.10. Déformations anélastiques imposées dans la matrice dans la direction \vec{e}_3

3.3.2.2.2 Champ de déplacement anélastique dans l'inclusion

De la même façon que pour le champ élastique dans l'inclusion, les déformations anélastiques sont supposées homogènes dans l'inclusion. C'est pourquoi le champ de déplacement anélastique dans l'inclusion a été choisi de la même forme que le champ de déplacement élastique dans l'inclusion. Le changement de variable $\varepsilon_k^{ei} = \varepsilon_k^{ai}$ a été fait dans les fonctions radiales et dans les fonctions angulaires $M^{1ai}(\theta, \phi)$.

$$\forall r \in [0, R] \begin{cases} u^{a,i,r}(r, \theta, \phi) = \frac{1}{3}r (\varepsilon_1^{ai} + \varepsilon_2^{ai} + \varepsilon_3^{ai}) + rM^{1ai}(\theta, \phi) \\ u^{a,i,\theta}(r, \theta, \phi) = rM^{2ai}(\theta, \phi) \\ u^{a,i,\phi}(r, \theta, \phi) = rM^{3ai}(\theta, \phi) \end{cases} \quad (3.35)$$

3.3.2.3 Continuités statique et cinématique

Les champs de déplacement anélastiques de la matrice et de l'inclusion sont exprimés intégralement en fonction des paramètres de l'écoulement plastique que l'on souhaite appliquer, mais les champs de déplacement élastiques de la matrice et de l'inclusion dépendent encore de constantes qui n'ont pas été déterminées. Les équations de continuité statique à l'interface entre la matrice et l'inclusion (3.36) ont permis d'exprimer les constantes B^{2D} et B^{2l} en fonction de K^m , G^m , K^i et G^i . Ces équations font apparaître la contrainte hydrique σ_w^j de chaque phase j liée à la présence d'eau dans le matériau.

$$\begin{cases} \sigma_{rr}^m(R) + \sigma_w^m(R) = \sigma_{rr}^i(R) + \sigma_w^i(R) \\ \sigma_{r\theta}^m(R) = \sigma_{r\theta}^i(R) \\ \sigma_{r\phi}^m(R) = \sigma_{r\phi}^i(R) \end{cases} \quad (3.36)$$

Selon Coussy *et al.* [180] et Biot [181], la contrainte hydrique σ_w^j dépend du coefficient de Biot b , du degré de saturation S_w et de la pression capillaire P_c . Il est donc possible de l'exprimer en fonction de la déformation hydrique ε_w^j :

$$\sigma_w^j = -bS_wP_c = -3K^j\varepsilon_w^j \quad (3.37)$$

Les Equations (3.36) et (3.37) ont également permis d'exprimer les déformations élastiques dans l'inclusion (ε_k^{ei}) en fonction des paramètres de l'écoulement anélastique, des paramètres des matériaux, des déformations élastiques à l'infini dans la matrice ($\varepsilon_k^{e\infty}$) et des déformations hydriques (ε_w^m et ε_w^i).

Les constantes B^{1D} et B^{4D} ont été choisies (Equation (3.38)) afin de retrouver la solution de Dewey [179] dans le cas d'une sollicitation isotrope sans écoulement local à l'interface entre la matrice et l'inclusion. De plus, les constantes B^{1l} et B^{4l} ont été choisies de la façon suivante : $B^{1l} = B^{1D}$ et $B^{4l} = B^{4D}$.

$$\begin{cases} B^{1D} = \frac{3K^i(\varepsilon_1^{ai} + \varepsilon_2^{ai} + \varepsilon_3^{ai} - \varepsilon_1^{ac} - \varepsilon_2^{ac} - \varepsilon_3^{ac}) + 3(K^m - K^i)(\varepsilon_1^{e\infty} + \varepsilon_2^{e\infty} + \varepsilon_3^{e\infty})}{(4G^m + 3K^i)(\varepsilon_1^{e\infty} + \varepsilon_2^{e\infty} + \varepsilon_3^{e\infty})} \\ B^{4D} = \frac{12(G^m + 3K^m)(G^i - G^m)}{8G^m{}^2 + G^m(12G^i + 9K^m) + 6G^iK^m} \end{cases} \quad (3.38)$$

Les dernières constantes du champ de déplacement élastique (A^{1l} , A^{2l} et A^{3l}) ont été déterminées à partir de la continuité cinématique du champ de déplacement à l'interface entre la matrice et l'inclusion (Equation (3.39)). Cette continuité impose qu'il n'y ait pas de décollement entre la matrice et l'inclusion.

$$\vec{u}^m(R) = \vec{u}^i(R) \quad (3.39)$$

Ainsi, tous les champs de déplacement (élastique et anélastique) de la matrice et de l'inclusion sont exprimés en fonction de l'écoulement anélastique dans la matrice et dans l'inclusion, de la déformation élastique à l'infini dans la matrice, des déformations hydriques et des paramètres des matériaux de la matrice et de l'inclusion : ε_k^{ac} , $\varepsilon_k^{a\infty}$, ε_k^{ar} , ε_k^{ao} , ε_k^{ai} , $\varepsilon_k^{e\infty}$, ε_w^m , ε_w^i , K^m , G^m , K^i et G^i .

L'étape de localisation permet donc de déterminer l'état de contrainte et de déformation en tout point du matériau (matrice et inclusion) dans le cas où il n'y a qu'une seule inclusion plongée dans une matrice infinie. L'étape d'homogénéisation décrite dans le paragraphe suivant permet de déduire à partir de ces résultats la contrainte et la déformation homogénéisées du VER contenant une fraction volumique ϕ_i d'inclusions.

3.3.3 Homogénéisation

L'étape d'homogénéisation consiste à déterminer la déformation (ou la contrainte) macroscopique homogénéisée du VER à partir de la connaissance de la déformation (ou de la contrainte) en tout point de chacune des phases (Equation (3.40)) et de la fraction volumique ϕ_i d'inclusions. On note ε_k^h la déformation homogénéisée du VER dans la direction principale $k \in \{1, 2, 3\}$, ε_k^i et ε_k^m les déformations dans la direction k de l'inclusion et de la matrice. Les champs de déformation étant définis de façon indépendante sur les domaines Ω_m et Ω_i , il est possible de séparer l'intégrale sur l'ensemble du domaine Ω en deux parties distinctes.

$$\varepsilon_k^h = \langle \varepsilon_k \rangle = \frac{1}{V_{tot}} \int_{\Omega} \varepsilon_k dV = \frac{1}{V_{tot}} \left(\int_{\Omega_i} \varepsilon_k^i dV + \int_{\Omega_m} \varepsilon_k^m dV \right) \quad (3.40)$$

Dans l'inclusion, les projections des champs de déformation élastique et anélastique déterminés précédemment dans la direction k sont homogènes, ce qui signifie que la déformation totale de l'inclusion dans la direction k , ε_k^i , est également homogène. On peut donc en déduire la relation suivante (3.41) :

$$\frac{1}{V_{tot}} \int_{\Omega_i} \varepsilon_k^i dV = \frac{V_{\Omega_i}}{V_{tot}} \varepsilon_k^i = \phi_i (\varepsilon_k^{ei} + \varepsilon_k^{ai}) \quad (3.41)$$

Dans le cas de la matrice, il est possible de décomposer la déformation dans la direction k , ε_k^m , en tout point M de la matrice comme la somme d'une déformation constante $\varepsilon_k^{m\infty}$ égale à la déformation de la matrice à l'infini, et d'une déformation variable $\Delta\varepsilon_k^m$ égale à la variation locale de déformation induite en ce point par la présence des inclusions : $\varepsilon_k^m = \varepsilon_k^{m\infty} + \Delta\varepsilon_k^m$. La déformation $\varepsilon_k^{m\infty}$, représentant la déformation de la matrice à l'infini, est homogène dans toute la matrice. De la même façon que pour l'inclusion, on peut en déduire l'égalité (3.42).

$$\frac{1}{V_{tot}} \int_{\Omega_m} \varepsilon_k^{m\infty} dV = \frac{V_{\Omega_m}}{V_{tot}} \varepsilon_k^{m\infty} = (1 - \phi_i) (\varepsilon_k^{e\infty} + \varepsilon_k^{a\infty} + \varepsilon_k^{ac}) \quad (3.42)$$

Pour déterminer la variation de déformation $\Delta\varepsilon_k^m$, on suppose qu'elle est égale en tout point M de la matrice à la variation de déformation induite par une seule inclusion ($\Delta\varepsilon_k^{m1inclusion}$) multipliée par le nombre d'inclusions N présentes dans la matrice : $\Delta\varepsilon_k^m = N\Delta\varepsilon_k^{m1inclusion}$. La valeur de $\Delta\varepsilon_k^{m1inclusion}$ peut être déterminée comme la déformation totale dans la matrice dans le cas où il n'y a qu'une seule inclusion moins la déformation homogène $\varepsilon_k^{m\infty}$. Le nombre d'inclusions dans la matrice peut être déterminé à partir de la fraction volumique d'inclusions et du volume d'une inclusion : $N = \phi_i \frac{V_{tot}}{V_i}$. Il est donc possible de déterminer par superposition la déformation du VER induite par la variation locale du champ de déformation dans la matrice selon l'Equation (3.43).

$$\frac{1}{V_{tot}} \int_{\Omega_m} \Delta \varepsilon_k^m dV = \frac{\phi_i}{\frac{4}{3}\pi R^3} \int_{\Omega_m} \Delta \varepsilon_k^{m1inclusion} dV = (1 - \phi_i) \frac{\phi_i}{2} (\varepsilon_k^{ar} + 2\varepsilon_k^{ao} - 3\varepsilon_k^{a\infty}) \quad (3.43)$$

La déformation macroscopique homogénéisée du VER dans la direction k peut ainsi s'écrire en fonction des déformations élastiques et anélastiques paramétrant les champs de déplacement de la matrice et de l'inclusion décrits précédemment selon l'Equation (3.44).

$$\varepsilon_k^h = \phi_i (\varepsilon_k^{ei} + \varepsilon_k^{ai}) + (1 - \phi_i) \left(\varepsilon_k^{e\infty} + \varepsilon_k^{a\infty} + \varepsilon_k^{ac} + \frac{\phi_i}{2} (\varepsilon_k^{ar} + 2\varepsilon_k^{ao} - 3\varepsilon_k^{a\infty}) \right) \quad (3.44)$$

Le même raisonnement appliqué à la contrainte totale $\bar{\sigma}$ permet d'exprimer la contrainte macroscopique homogénéisée dans la direction k , σ_k^h , en fonction de la contrainte totale dans l'inclusion σ_k^i , et de celle dans la matrice σ_k^m :

$$\sigma_k^h = \phi_i \sigma_k^i + (1 - \phi_i) \sigma_k^m \quad (3.45)$$

Les étapes de localisation et d'homogénéisation du schéma d'homogénéisation non linéaire développé dans cette étude permettent de décrire la loi de comportement non linéaire du VER. Les déformations et contraintes macroscopiques homogénéisées sont ainsi exprimées en fonction des paramètres permettant de décrire le comportement microscopique de chaque phase. Cette loi de comportement correspondant au matériau homogénéisé peut ensuite être implantée dans un code aux éléments finis afin d'évaluer le comportement global d'un élément de structure dont la géométrie et/ou le chargement peuvent être complexes.

3.3.4 Critères de rupture microscopiques

Dans le cas de la terre crue, il existe deux mécanismes de rupture principaux : une rupture par fissuration de la matrice argileuse et une rupture par perte d'adhésion entre la matrice et les inclusions (Figure 3.11). Le premier mécanisme de rupture apparaît au cours du séchage du matériau. L'augmentation des pressions capillaires génèrent une concentration de contrainte orthoradiale σ^{mo} à l'interface entre les inclusions et la matrice. Ce phénomène local peut ensuite initier une fissuration autour de l'inclusion. Le deuxième mécanisme de rupture apparaît au cours du gonflement de la terre crue. L'augmentation de la contrainte radiale σ^{mr} entraîne un décollement de la matrice.

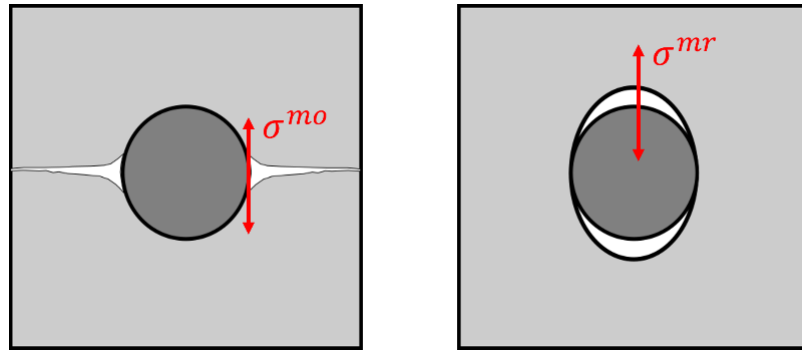


Figure 3.11. Mécanismes de rupture

Le critère utilisé afin de modéliser la rupture du matériau est le critère de Rankine local proposé par Sellier *et al.* [182] (Equation (3.46)). Ce critère étant local, il peut s'appliquer en particulier aux contraintes effectives à l'interface entre la matrice et l'inclusion (σ'^{mo} , σ'^{mr} , σ'^{io} , σ'^{ir}) et aux contraintes dans la matrice à l'infini ($\sigma'^{m\infty}$)

$$f_k^{jl} = \sigma_k'^{jl} - R_t'^j \quad (3.46)$$

Où $j \in \{i, m\}$, $k \in \{1, 2, 3\}$ et $l \in \{o, r, \infty\}$. La résistance à la traction $R_t'^m$ est celle de la partie solide de la matrice.

Ce critère en contrainte effective de rupture permet ainsi de mettre en évidence la compétition entre l'augmentation de la résistance du matériau lors du séchage grâce aux pressions capillaires et l'apparition d'une concentration de contrainte à l'interface entre les inclusions et la matrice due au retrait empêché de la matrice argileuse par les grains de sable.

3.3.5 Implantation dans un code aux éléments finis

Une fois que la loi de comportement non linéaire du matériau homogénéisé a été déterminée analytiquement par un schéma d'homogénéisation sur un VER, cette loi est implantée dans le code aux éléments finis Cast3M. La loi de comportement consiste à déterminer, pour chaque pas de temps, l'état de contrainte dans le matériau à partir de la connaissance de l'incrément de déformation macroscopique dû au chargement. Afin de prendre en compte la plastification du matériau, un algorithme numérique de résolution a été utilisé. Cet algorithme, présenté sur la Figure 3.12, est basé sur la méthode de retour radial qui est usuellement utilisée pour la plasticité depuis son développement par Ortiz et Simo [183], et a été adaptée à un schéma d'homogénéisation.

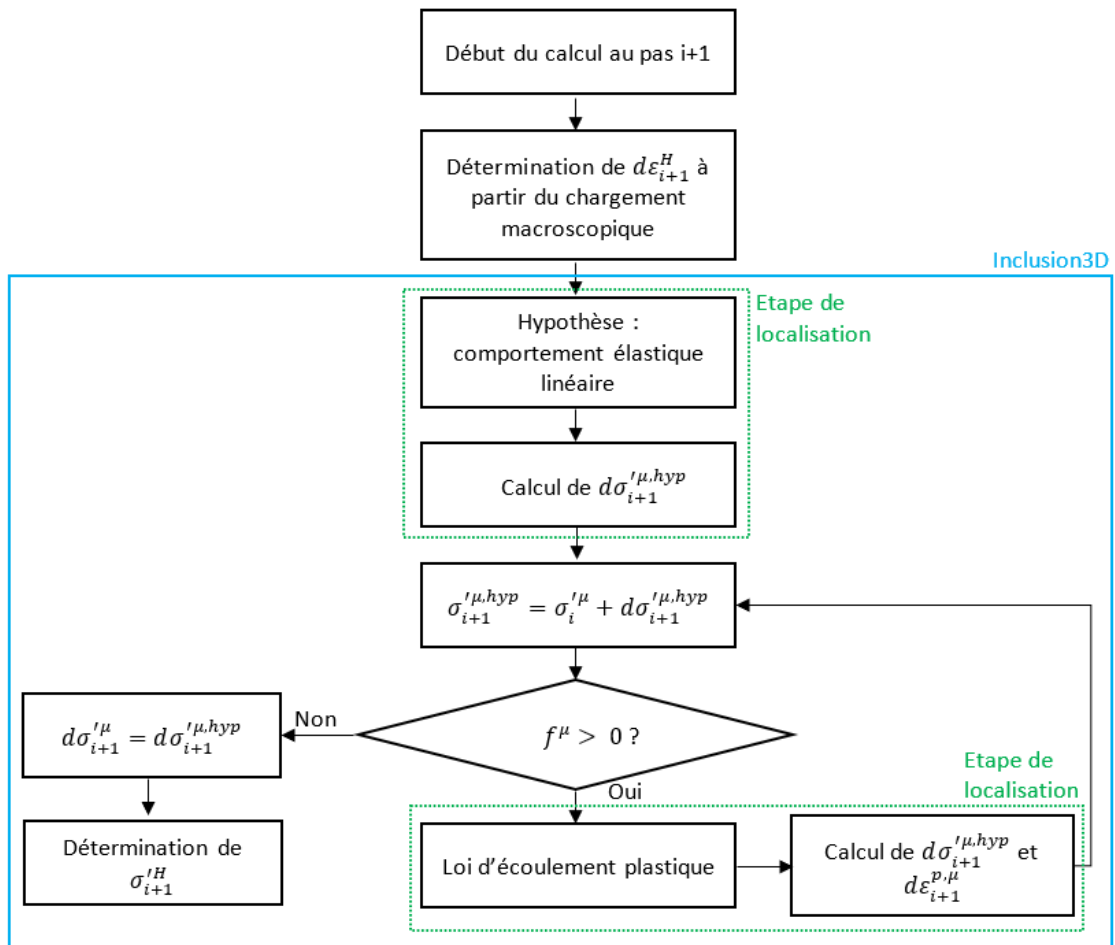


Figure 3.12. Algorithme de calcul non linéaire de la contrainte

L'algorithme de résolution présenté sur la Figure 3.12 fait appel à la fonction Inclusion3D qui détermine la contrainte effective macroscopique homogène σ^H à partir de la connaissance de l'incrément de déformation macroscopique $d\varepsilon^H$. L'ensemble des grandeurs microscopiques notées μ sont déterminées à partir de la loi de comportement élastique linéaire ou de la loi d'écoulement plastique obtenue lors du processus d'homogénéisation non linéaire du VER de l'étape de localisation.

Dans cet algorithme, on réalise d'abord un tir élastique dans lequel l'état de contrainte est calculé en considérant que le matériau a un comportement élastique. A partir de l'état de contrainte ainsi obtenu, on vérifie si le critère de plasticité a été atteint. Si ce n'est pas le cas, alors le comportement du matériau est bien élastique et le calcul du pas de temps considéré est terminé, sinon cela signifie que le matériau a plastifié. Dans ce cas-là, on détermine la déformation plastique et le nouvel état de contrainte grâce à la loi d'écoulement plastique. Dans la version actuelle du modèle, seul le critère de Rankine décrit dans la section précédente a été implanté à l'interface entre la matrice et l'inclusion et à l'infini dans la matrice. Il aurait également été possible d'intégrer d'autres critères, notamment le critère de cisaillement de Drucker-Prager ou une variation de volume de type Cam-Clay.

Dans la version du modèle développé ici, pour des raisons de rapidité de calcul, un écrouissage post pic est utilisé. Ainsi, l'annulation du critère de plasticité peut se faire directement par détermination du multiplicateur plastique λ (Equation (3.47)).

$$\begin{cases} d\varepsilon_k^{jl} = d\lambda \frac{\partial f_k^{jl}}{\partial \sigma_k^{jl}} \\ f^{jl} + \frac{\partial f^{jl}}{\partial \lambda} d\lambda = 0 \end{cases} \quad (3.47)$$

Où $j \in \{i, m\}$, $k \in \{1,2,3\}$ et $l \in \{o, r, \infty\}$.

3.3.6 Bilan de la méthode d'homogénéisation

Dans cette partie, un schéma d'homogénéisation analytique non linéaire a été développé. L'ensemble des champs de déplacement élastique et anélastique de la matrice et des inclusions ont été déterminés de façon analytique à partir des solutions déjà existantes de Dewey [179] et Eshelby [41]. L'originalité de ce schéma d'homogénéisation réside dans le choix de champs de déformation non homogènes dans la matrice, qui permettent de prendre en compte les perturbations locales du champ de déformation plastique à proximité des inclusions. L'implantation de la loi de comportement non linéaire déterminée à l'aide de ce schéma d'homogénéisation dans un code aux éléments finis permet ensuite de réaliser des calculs sur des éléments de structure. Les paragraphes suivants présentent le calibrage et la validation du modèle d'homogénéisation non linéaire développé dans cette étude réalisés avec le matériau modèle analysé lors de la campagne expérimentale (voir Chapitre 2).

3.4. Application au matériau modèle étudié

Le but de cette section est dans un premier temps de calibrer le modèle d'homogénéisation à partir de certains résultats de la campagne expérimentale et, dans un deuxième temps, de valider les résultats prédits à partir du modèle à l'aide des résultats expérimentaux n'ayant pas servi au calibrage du modèle. Le matériau modèle utilisé lors de la campagne expérimentale (voir Chapitre 2) est constitué de deux phases : le mélange argile/eau représentant la matrice et les grains de sable représentant les inclusions sphériques. Les propriétés de la matrice ont été déterminées à partir des résultats expérimentaux sur le mélange ne contenant pas de sable (0S) et les propriétés des inclusions ont été choisies à partir des propriétés d'usage des sables siliceux trouvées dans la littérature. L'objectif de cette section est de vérifier qu'à partir des propriétés de chaque phase du matériau il est possible de prédire le comportement des mélanges étudiés durant la campagne expérimentale.

3.4.1 Propriétés mécaniques du VER

3.4.1.1 Détermination des paramètres du modèle

La campagne expérimentale menée sur le mélange OS ne contenant que de l'argile a permis de déterminer de nombreuses propriétés mécaniques, thermiques et acoustiques du matériau. Le but de cette partie est dans un premier temps de retrouver les mesures de retrait faites sur les mélanges contenant du sable (30S et 60S) à partir du comportement de la matrice lors du séchage. Dans un deuxième temps, la résistance à la traction sera mesurée avant et après séchage afin de voir l'influence de la quantité de sable et de la teneur en eau du mélange sur la résistance de la terre. Pour pouvoir modéliser ces deux phénomènes, il est nécessaire de connaître certaines propriétés mécaniques de la matrice et des inclusions telles que la résistance à la traction, le module d'Young, le coefficient de Poisson et la porosité.

3.4.1.1.1 Paramètres des matériaux

Dans le cas des inclusions sphériques, les propriétés du sable, données dans le Tableau 2.14, ont été choisies à partir de résultats issus de la littérature sur des sables siliceux [184]. Les propriétés de la matrice ont été déterminées à partir des résultats expérimentaux. Le module d'Young, le coefficient de Poisson et la porosité sont des propriétés qui, à l'échelle macroscopique, évoluent en fonction de la teneur en eau dans le matériau. Certains calculs tels que la mesure de la résistance à la traction à l'état humide ou celle de la déformation au cours du séchage nécessitent d'utiliser les propriétés mécaniques de la matrice à l'état humide. Par conséquent, il a été choisi d'utiliser les valeurs de E et ν mesurées sur le mélange OS à l'état humide (Tableau 2.14). Les mesures du module d'Young ayant été réalisées sur un matériau non saturé, la pression liquide du milieu poreux n'est pas contrôlée par la compressibilité d'un fluide saturant la porosité, mais par l'humidité relative contrôlant la loi de Kelvin. Les essais étant suffisamment rapides pour supposer que cette humidité relative reste constante, le module d'Young mesuré est un module drainé.

Tableau 3.2 Paramètres des matériaux utilisés comme données d'entrée du modèle

Paramètres		Matrice	Inclusion
R_t	MPa	0,052	10
E	MPa	35	100000
ν	-	0,24	0,3
n	%	48	0

La porosité n du matériau ayant été mesurée par porosimétrie à intrusion au mercure sur des échantillons secs, la porosité du matériau humide en est déduite avec la relation (3.48). La porosité du mélange OS varie ainsi entre 0,48 à l'état humide (calculée à partir de la relation (3.48)) et 0,44 à l'état sec (mesurée par porosimétrie à intrusion au mercure). Dans le modèle numérique, la porosité utilisée pour estimer le coefficient de Biot et le degré de saturation est prise égale à la porosité initiale, c'est-à-dire $n = 0,48$.

$$n_{fab} = 1 - \frac{\gamma_{fab}}{(1 + \omega_{fab})\gamma_s} \quad (3.48)$$

Dans l'Equation (3.48), ω_{fab} est la teneur en eau de fabrication du mélange, γ_s le poids volumique des grains solides et γ_{fab} le poids volumique de l'échantillon à la teneur en eau de fabrication.

La résistance à la traction d'un matériau poreux partiellement saturé en eau comme la terre crue dépend de la quantité d'eau dans le matériau. En effet, les pressions capillaires présentes dans les pores augmentent lors du séchage du matériau et génèrent ainsi une augmentation de sa cohésion (voir Chapitre 1). La contrainte hydrique σ_w^j générée par les pressions capillaires (Equation (3.37)) induit des variations de la contrainte effective σ_k^{jl} utilisée dans le critère de plasticité microscopique (3.46). Dans le cas de géomatériaux, le coefficient de Biot peut être déterminé à partir de la porosité n , du module de compressibilité K et du module de cisaillement G du matériau.

La résistance à saturation n'ayant pas été mesurée lors de la campagne expérimentale, la résistance R'_t utilisée dans le modèle et dont la valeur est donnée dans le Tableau 2.14 correspond à la résistance en traction qui a été mesurée sur le mélange OS à la teneur en eau de fabrication des éprouvettes.

3.4.1.1.2 Degré de saturation et pression capillaire

Le degré de saturation de la matrice S_w et la pression capillaire P_c sont nécessaires afin de déterminer la résistance à la traction du matériau. Le degré de saturation étant défini comme le rapport entre le volume d'eau dans les pores et le volume des vides, il peut être déterminé à partir de la teneur en eau de l'éprouvette. La pression capillaire peut être reliée à l'humidité relative HR de l'air ambiant selon la loi de Kelvin (Equation (1.12)).

L'humidité relative étant reliée au degré de saturation du matériau via les courbes d'isothermes de sorption, il est ainsi possible d'exprimer la pression capillaire en fonction du degré de saturation du matériau. La relation de Van Genuchten [23] est la plus utilisée pour modéliser cette relation :

$$S_w(P_c) = \left(1 + \left(\frac{P_c}{A_{vg}} \right)^{n_{vg}} \right)^{-1 + \frac{1}{n_{vg}}} \quad (3.49)$$

Où A_{vg} et n_{vg} sont des paramètres du modèle dépendant du matériau étudié.

Habituellement, ces paramètres sont déterminés à partir de la courbe de sorption du matériau. Cependant, dans la campagne expérimentale menée dans cette étude, les isothermes de sorption ont été déterminés à l'aide de la DVS sur un matériau initialement sec. Or, l'étude de Magnan *et al.* [185] a montré que lorsqu'un échantillon de terre initialement saturé est entièrement séché avant de mesurer une isotherme de sorption, la quantité d'eau maximale adsorbée au cours de l'essai est plus faible que la quantité d'eau avant séchage. Ainsi, il n'est pas possible de retrouver un état entièrement saturé uniquement en augmentant l'humidité relative de la DVS. Pour cette raison, la courbe de désorption obtenue avec la DVS peut être différente de la courbe de désorption mesurée à partir d'un matériau initialement saturé.

Dans le cas des essais de traction et de retrait de la campagne expérimentale, le matériau est initialement dans un état presque saturé ($S_w = 0,84$). Il n'est donc pas possible d'utiliser les isothermes de sorption mesurées avec la DVS pour définir les paramètres du modèle de Van Genuchten. Ces paramètres ont donc été calibrés pour que la résistance à la traction prédite par le modèle du mélange contenant 60% de sable (60S) soit au plus proche de la valeur obtenue expérimentalement (Tableau 3.3). La validation du modèle se fera sur le mélange 30S et sur la matrice (0S).

Tableau 3.3 Paramètres du modèle de Van Genuchten

A_{vg}	n_{vg}
0,13	1,685

3.4.1.1.3 Retrait osmotique

Dans le cas des géomatériaux, les pressions capillaires génèrent un retrait qui peut être exprimé en fonction du degré de saturation S_w , de la pression capillaire P_c , du coefficient de Biot b et du module de compressibilité K du matériau (El Tabbal *et al.* [14]). Cependant, les réactions physico-chimiques microscopiques entre les particules d'argile de la terre crue et l'eau créent également un phénomène de retrait lors du séchage qui est appelé retrait osmotique (voir Chapitre 1). Ce retrait est un phénomène complexe à modéliser car il dépend de la nature des argiles présentes dans le matériau. La relation (3.50) présente le retrait total dans la matrice argileuse comme étant la somme du retrait dû aux pressions capillaires et du retrait osmotique. Ce dernier a été évalué selon l'approche proposée par Fabbri *et al.* [16].

$$\varepsilon_{retrait}^m = -\frac{bS_w P_c}{3K^m} - \frac{n(1 - S_w)}{3A_{osm}} \quad (3.50)$$

Le premier terme de la formule est induit par la contrainte hydrique liée à la présence des pressions capillaires (Equation (3.37)). Le deuxième terme est généré par le retrait osmotique de l'argile. Cette déformation est calibrée à l'aide du paramètre A_{osm} . La valeur de ce paramètre est déterminée à partir de la mesure expérimentale du retrait sur le mélange ne contenant que de l'argile (OS). La valeur de $A_{osm} = 4,9$ a ainsi été choisie afin d'obtenir la prédiction de déformation de la matrice la plus proche du résultat expérimental. Avec ce calibrage, 80% de l'eau présente dans le matériau participe au retrait osmotique, et 20% de l'eau participe aux phénomènes liés à la pression capillaire agissant sur le squelette solide.

Une fois les paramètres du modèle calibrés à partir des résultats expérimentaux, le modèle d'homogénéisation non linéaire a été utilisé afin d'étudier l'influence de la composition d'un mélange sur son comportement mécanique.

3.4.1.2 Comparaison entre le modèle et les résultats expérimentaux

3.4.1.2.1 Retrait du VER

Dans cette section, on considère que le retrait est uniquement généré par la variation du degré de saturation de la matrice au cours du séchage, ce qui entraîne une variation de volume due aux pressions capillaires et une autre due aux phénomènes osmotiques. Le retrait dû à la part osmotique est modélisé comme une déformation homogène et isotrope dans toute la matrice induite par la présence d'un séchage homogène. Ce séchage est créé à partir de l'évolution du degré de saturation au cours du temps.

Les essais de retrait ont permis de mesurer simultanément les variations de volume et de masse de l'éprouvette. L'évolution du degré de saturation au cours de l'essai de séchage a donc été déterminé à partir de la perte de masse et de la porosité initiale de la matrice. La Figure 3.13.a représente la mesure expérimentale du degré de saturation au cours de l'essai de séchage et le modèle théorique de l'évolution de S_w au cours du temps calibré à partir de ces résultats expérimentaux.

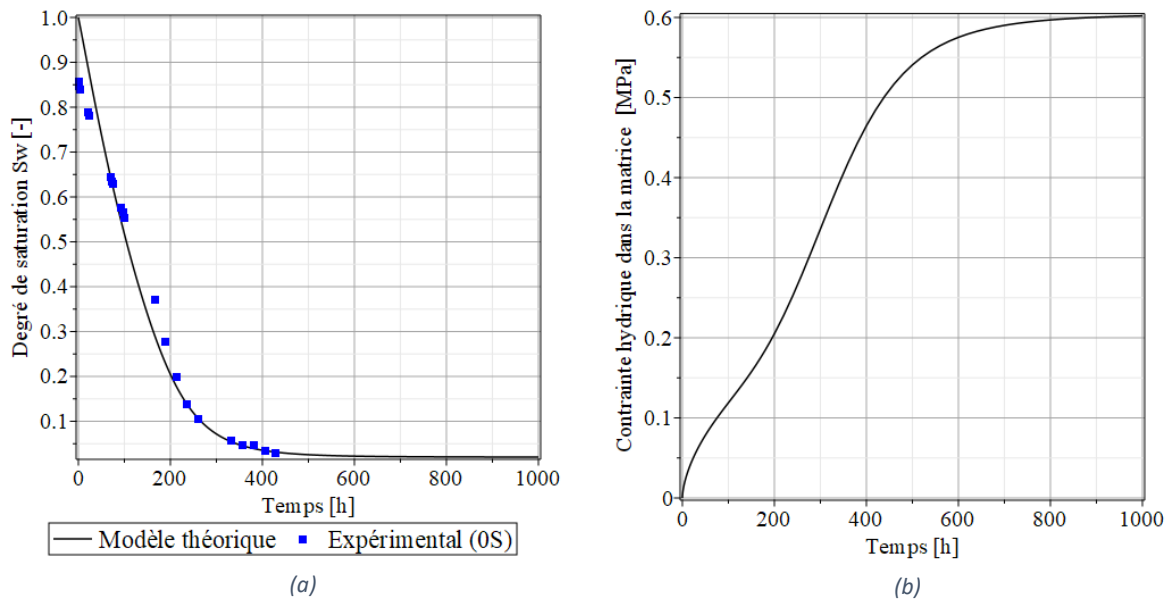


Figure 3.13. Calibrage de l'évolution du degré de saturation en fonction du temps sur le mélange OS (a) et contrainte hydrique dans la matrice (b)

Au début de l'essai de retrait, les mesures montrent que le matériau n'est pas entièrement saturé. D'un point de vue numérique, il est plus commode de commencer les calculs pour un degré de saturation égale à 1 car pour cette valeur les variables internes du modèle n'ont pas besoin d'être stabilisées (elles sont toutes nulles). Si on prenait comme degré de saturation initial la valeur expérimentale, les rééquilibrages poromécanique instantanés entre le squelette solide et le liquide et entre la matrice et les inclusions pourraient conduire à de la plastification orthoradiale stockée dans les variables internes. Nous avons donc choisi de laisser les variables internes se stabiliser par un chargement incrémental. La Figure 3.13.b montre l'évolution de la contrainte hydrique (Equation (3.37)) dans la matrice au cours du temps.

Le retrait des mélanges contenant du sable est déterminé en conservant les paramètres matériau de la matrice et l'évolution temporelle de sa saturation, seule la fraction volumique de sable varie. La Figure 3.14 montre l'évolution du retrait ainsi calculé en fonction de la quantité de sable dans le mélange. Le retrait unidirectionnel prédit par le modèle pour le mélange contenant 60% de sable est très proche de la valeur mesurée expérimentalement. Dans le cas du mélange 30S, le retrait mesuré expérimentalement est plus grand que celui prédit par le modèle. Cette différence de comportement peut s'expliquer par l'approche simplifiée utilisée pour décrire le retrait osmotique ou par des défauts de fabrication des éprouvettes, non considérés dans le calcul d'homogénéisation. En effet, dans le but d'obtenir une matrice argileuse identique dans tous les échantillons, le rapport entre la teneur en eau et la quantité d'argile doit être le même pour tous les mélanges. Dans la pratique, la teneur en eau des éprouvettes de retrait des mélanges 30S était un peu plus élevée que celle initialement prévue, ce qui a pu générer plus de retrait.

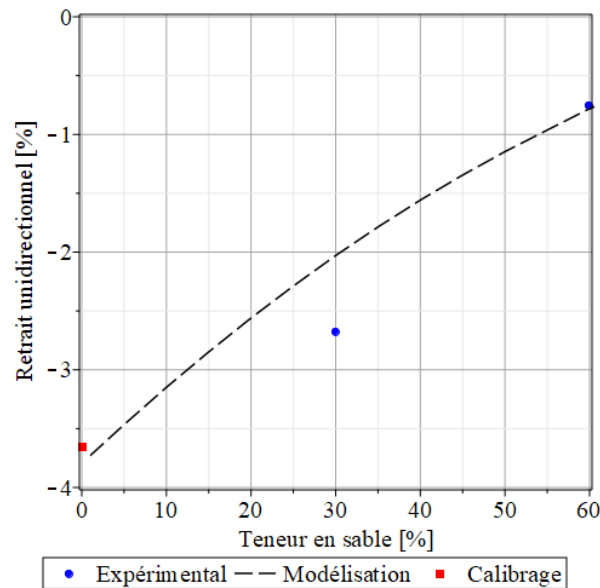


Figure 3.14. Comparaison entre le retrait mesuré expérimentalement et le retrait prédit à partir du comportement de la matrice seule

3.4.1.2.2 Résistance à la traction

La résistance à la traction est déterminée numériquement pour un matériau à l'état sec et à l'état humide. Dans le cas de la résistance après séchage, un chargement de traction unidirectionnel suivant \vec{e}_1 est réalisé à la fin du séchage. Ainsi, le matériau modélisé se trouve dans le même état hydrique après séchage que les éprouvettes lors de l'essai réel. Dans le cas de la mesure de la résistance à l'état humide, un léger séchage est appliqué dans un premier temps afin de passer d'un état totalement saturé à un état correspondant aux conditions expérimentales ($S_w = 0,84$). Le chargement de traction est ensuite appliqué sur le matériau.

La Figure 3.15.a représente les évolutions de la résistance à la traction en fonction de la quantité de sable dans le mélange, pour la teneur en eau de fabrication et celle après séchage, obtenues numériquement et expérimentalement. La résistance à la traction du mélange 60S après séchage, représentée en rouge, a permis de calibrer le modèle, et notamment la relation entre la pression capillaire et le degré de saturation. Cette figure montre que le modèle a permis de retrouver l'ordre de grandeur de la résistance à la traction du matériau modèle.

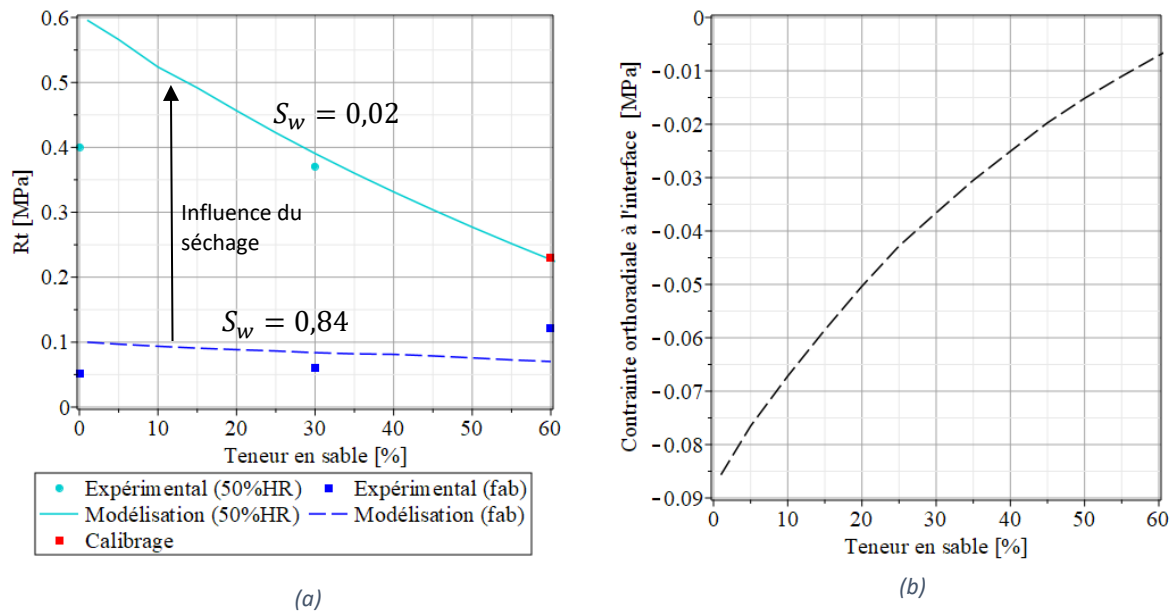


Figure 3.15. Comparaison entre la résistance à la traction prédite par le modèle et les résultats mesurés expérimentalement (a) et évolution de la contrainte orthoradiale en fonction de la teneur en sable (b)

Dans le cas des résultats obtenus sur le matériau sec, l'erreur entre la résistance prédite par le modèle et la mesure expérimentale sur le mélange contenant 30% de sable (30S) est faible. Cependant, dans le cas du mélange ne contenant que de l'argile, cette erreur est plus importante. Cette différence entre le résultat expérimental et le modèle peut s'expliquer par les problèmes de fabrication des éprouvettes 0S. En effet, dans le cas du mélange ne contenant pas de sable, la consistance du matériau à l'état de fabrication a causé des défauts de fabrication dans les éprouvettes visibles sous forme de joint entre les différentes couches tassées successivement. Ces défauts de fabrication peuvent expliquer la résistance expérimentale plus faible que celle prédite par le modèle numérique.

Le modèle montre également que la résistance à la traction diminue lorsque la quantité de sable augmente dans le mélange. La contrainte orthoradiale à l'interface entre la matrice et les inclusions (Figure 3.15.b) augmente avec la quantité de sable. La perte de résistance à la traction du matériau semble être proportionnelle à cette augmentation de contrainte orthoradiale. Ainsi, la concentration de contrainte engendrée par le retrait empêché de la matrice par les grains de sable peut expliquer la perte de résistance de la terre crue lorsque la quantité de sable augmente.

Dans le cas des résultats obtenus sur le matériau humide, les résultats prédits par le modèle ne correspondent pas à ceux obtenus expérimentalement. Dans le cas du mélange 60S, cette différence s'explique par le fait que le degré de saturation de la matrice utilisé dans le modèle est celui du mélange 0S ne contenant que de l'argile. Or, d'après la Figure 2.22, le degré de saturation mesuré expérimentalement sur le mélange 60S à l'état humide est plus faible que celui utilisé dans le modèle.

Ainsi, les pressions capillaires engendrent une résistance plus grande que celle qui est prédite par le modèle.

Par ailleurs, la différence entre le modèle et les résultats expérimentaux peut également s'expliquer par le choix des paramètres. En effet, d'après l'Equation **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**, la résistance du matériau est la somme de la résistance intrinsèque du matériau et de l'effet de la pression capillaire. Or, cette première résistance, qui correspond à la résistance du matériau s'il était entièrement saturé, a été choisie égale à la résistance mesurée expérimentalement sur le mélange OS à la teneur en eau de fabrication R_{tfab} et non pas à la résistance du matériau saturé R_{tsat} . Ainsi, la valeur prédite par le modèle prend en compte la résistance mesurée expérimentalement sur le mélange OS, à laquelle s'additionne le surplus de résistance dû aux pressions capillaires. Pour améliorer les résultats, il faudrait remplacer R_{tfab} par R_{tsat} , la valeur de résistance à saturation de la matrice argileuse, qui est certainement très faible et difficile à mesurer.

3.4.1.3 Etat de contrainte et de déformation dans le matériau

Le schéma d'homogénéisation non linéaire développé dans cette étude (voir section 3.3) permet de calculer en tout point un état de contrainte et de déformation du matériau. La Figure 3.16 illustre les évolutions des contraintes effectives estimées pour la matrice à l'infini ($\sigma_k^{m\infty}$), dans les inclusions (σ_k^i), dans la matrice à l'interface avec les inclusions (σ_k^{mr} et σ_k^{mo}) et les déformations anélastiques dans la matrice à l'interface (ε_k^{ar} et ε_k^{ao}) au cours du chargement pour les deux mélanges contenant du sable (30S et 60S) et dans les trois directions principales (notées \vec{e}_k). Pour $t \in [0,700h]$, le chargement appliqué correspond au séchage isotrope du matériau. Les contraintes et les déformations sont donc identiques dans les trois directions principales ($\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3$). A partir de $t = 700h$, un chargement de traction est appliqué dans la direction \vec{e}_1 en plus du chargement hydrique. Le comportement dans les directions \vec{e}_2 et \vec{e}_3 étant identique, une seule courbe est utilisée sur la Figure 3.16 pour représenter ces deux directions.

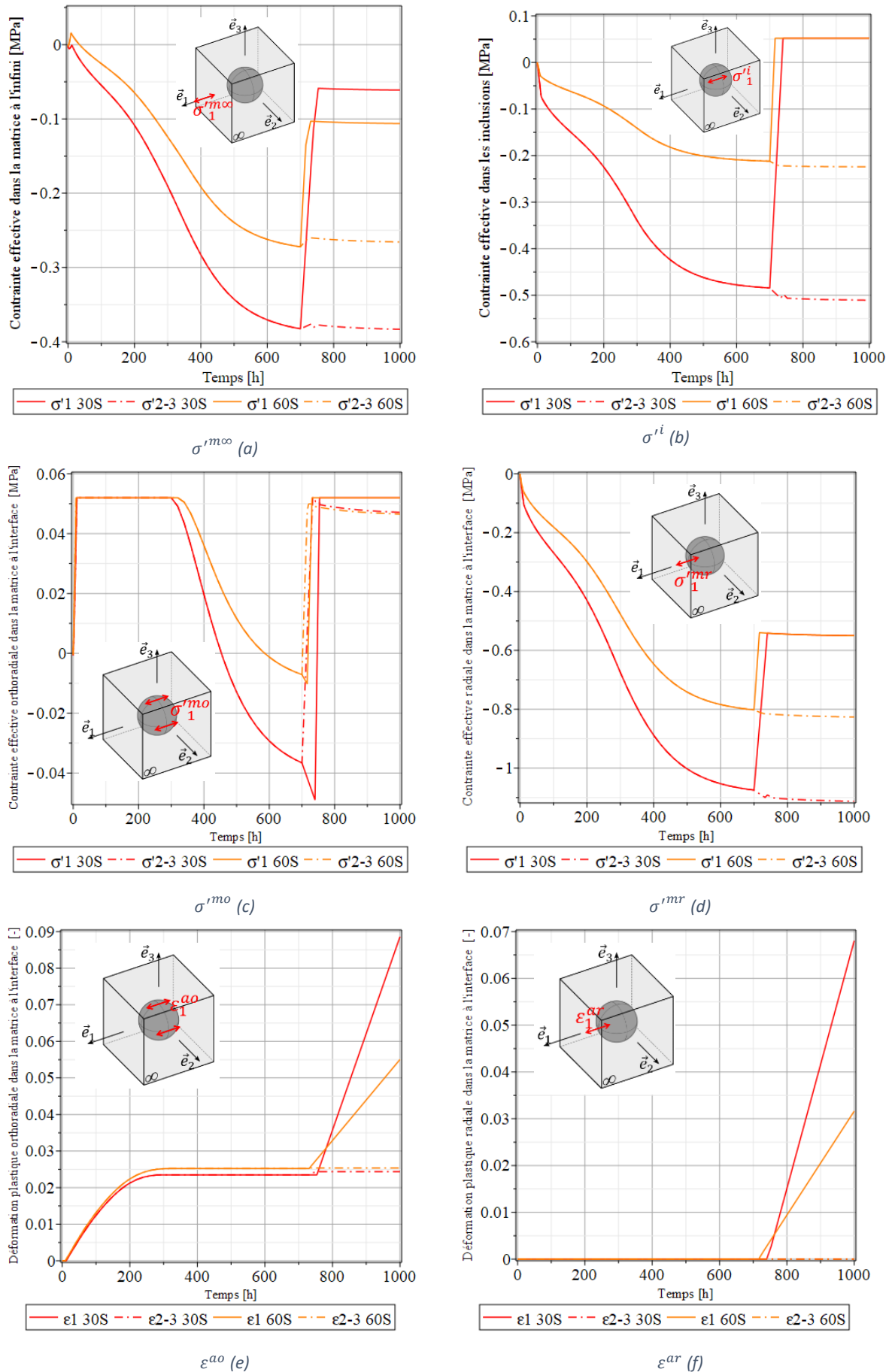


Figure 3.16. Evolutions de $\sigma^{m\infty}$ (a), σ^i (b), σ^{mo} (c), σ^{mr} (d), ε^{ao} (e) et ε^{ar} (f) en fonction du temps

Au début du séchage, la contrainte effective orthoradiale (σ_k^{mo} , Figure 3.16.c) au bord de l'inclusion augmente rapidement et atteint un palier dont la valeur correspond à la résistance à la traction de la partie solide de la matrice. La matrice commence donc à se fissurer et la déformation plastique orthoradiale (ε_k^{ao} , Figure 3.16.e) augmente. Au bout d'un certain temps (260h pour le mélange 30S et 290h pour le mélange 60S), la fissuration s'arrête et la contrainte orthoradiale se relâche. Ce phénomène peut s'expliquer par l'augmentation de la pression capillaire pendant le séchage du matériau qui génère ainsi une augmentation de la résistance. L'arrêt de la fissuration correspond au moment où les pressions capillaires deviennent suffisamment élevées pour contrebalancer la concentration de contrainte orthoradiale liée au retrait empêché de la matrice par les inclusions. La concentration de contrainte étant plus élevée dans le cas où il y a plus d'inclusions, il est donc attendu que la fissuration s'arrête plus tard pour le mélange 60S que pour le mélange 30S.

Lorsque l'essai de traction démarre ($t = 700h$), la contrainte effective dans l'inclusion (σ_1^i , Figure 3.16.b) et la contrainte effective radiale dans la matrice à l'interface (σ_1^{mr} , Figure 3.16.d) augmentent jusqu'à atteindre un plafond. Dans l'inclusion, la porosité et la contrainte hydrique étant nulles, la contrainte effective σ_1^i est égale à la contrainte totale σ_1^i . Dans la matrice, la contrainte totale s'écrit $\sigma_1^m = \sigma_1^{mr} + \sigma_1^{hyd}$. Lorsque la contrainte effective de l'inclusion atteint la valeur de la résistance à la traction R_{tfab} , le décollement entre la matrice et les inclusions est initié (voir Figure 3.16.f).

Pendant l'essai de traction, la contrainte effective orthoradiale (σ_1^{mo} , Figure 3.16.c) dans la direction \vec{e}_1 diminue dans un premier temps. Par effet de Poisson, les contraintes effectives orthoradiales augmentent dans les autres directions. Lorsque le phénomène de décollement débute, la contrainte σ_1^{mo} augmente et la fissure orthoradiale initiée lors du séchage continue de s'ouvrir. Le décollement de la matrice à l'interface et les fissures orthoradiales conduisent le matériau à sa rupture.

Cette partie a permis de montrer les effets de la pression capillaire sur la résistance du matériau, et en particulier la compétition entre l'augmentation de la résistance de la matrice lors du séchage et la concentration de contrainte dans cette même matrice au bord des inclusions générée par le retrait empêché de la matrice. Ainsi, les différentes étapes de microfissuration conduisant à la rupture par traction du matériau ont pu être analysées.

3.4.2 Diffusion hydrique

Après avoir modélisé le retrait et la résistance à la traction sur un VER, les propriétés de diffusion hydrique de la terre crue ont été modélisées à partir des résultats de l'essai de retrait. Dans cette section, la brique utilisée lors de la campagne expérimentale a été modélisée intégralement afin d'observer l'évolution du degré de saturation à l'intérieur de la brique au cours du séchage. Dans le

modèle, on suppose que toutes les faces de l'éprouvette sont exposées à l'air libre et que le séchage est donc identique sur toutes les surfaces de la brique. Dans la pratique, la brique repose sur une surface plane donc l'une de ses faces n'est pas en contact avec l'air libre, ce qui peut générer un séchage différentiel que nous négligerons. Par symétrie de la géométrie et du chargement de la brique, seul un huitième de la brique a été modélisé (Figure 3.17). Dans la configuration initiale de la simulation, le degré de saturation S_w est homogène dans toute la brique et égal au degré de saturation mesuré expérimentalement sur les éprouvettes après leur fabrication. L'application du degré de saturation final du matériau sur les surfaces externes de la brique permet de simuler le séchage du matériau. Ce degré de saturation a été déterminé expérimentalement à partir de la perte de masse des échantillons au cours du temps. La Figure 2.22 donne le degré de saturation final de l'éprouvette choisi comme condition limite du modèle.

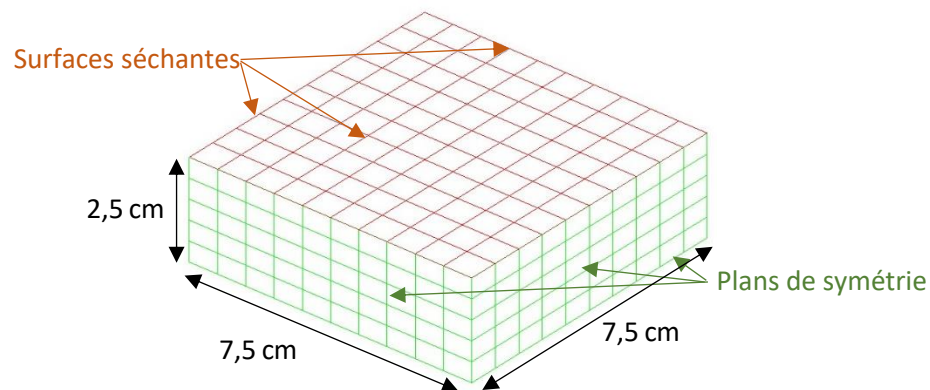


Figure 3.17. Maillage d'un huitième de brique utilisé pour simuler un essai de retrait

La capacité d'échange hydrique d'un matériau poreux dépend du degré de saturation des pores. Dans leurs travaux, Mensi *et al.* [186] ont proposé une loi permettant de relier le coefficient de diffusion du matériau D au degré de saturation S_w (Equation (3.51)). Cette loi, développée initialement pour le béton, a également été utilisée dans le cas de la terre crue par Medjelekh *et al.* [187].

$$D(S_w) = D_0 e^{aS_w} \quad (3.51)$$

Où D_0 et a sont des paramètres dépendant du matériau.

Au cours de la campagne expérimentale, le coefficient de diffusion hydrique n'a pas été mesuré. Le coefficient de diffusion de la matrice est donc calibré à partir de l'évolution de la perte de masse de l'éprouvette sans sable (mélange OS) au cours du séchage. La Figure 3.18 illustre l'évolution de la perte de masse au cours du temps des trois éprouvettes du mélange OS qui ont été testées expérimentalement. La courbe issue de la modélisation représente la perte de masse au cours du temps d'une brique entière après calibrage du coefficient de diffusion. Le choix des valeurs de $D_0 = 4,10^{-13} \text{kg} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{Pa}^{-1}$ et $a = 0.02$ a été fait afin que la perte de masse finale et la vitesse de

séchage soient compatibles avec les résultats expérimentaux. Le modèle de Mensi reste toutefois assez délicat à calibrer en l'absence de suivi de profils hydriques dans la brique.

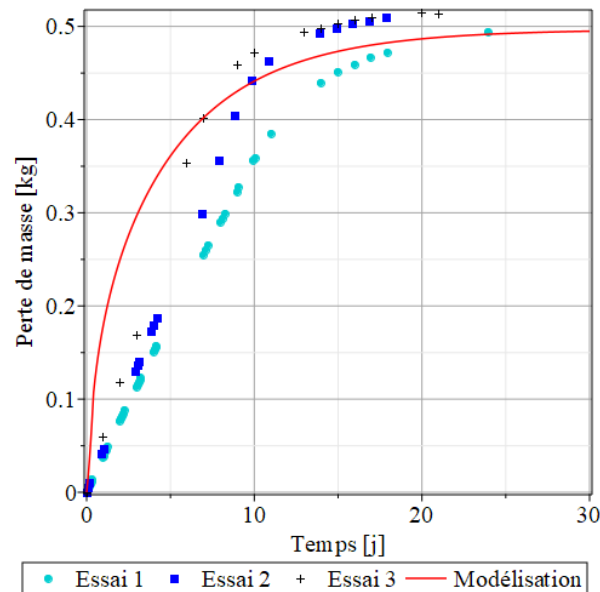


Figure 3.18. Calibrage de la perte de masse totale de l'échantillon au cours d'un essai de retrait pour le mélange 0S

La Figure 3.19 représente l'état hydrique de l'éprouvette au bout de 10 jours de séchage. Le degré de saturation sur les surfaces externes est de 0,02, mais le degré de saturation au centre de l'éprouvette est de 0,32. Ainsi, on peut voir que les bords de l'éprouvette ont atteint un état d'équilibre par rapport au chargement hydrique imposé. Au centre de l'éprouvette, l'équilibre n'a pas encore été atteint, mais le séchage a commencé car le degré de saturation est plus faible que celui de l'état initial. Ce résultat est cohérent avec la Figure 3.18 sur laquelle la perte de masse au bout de 10 jours n'est pas stabilisée.

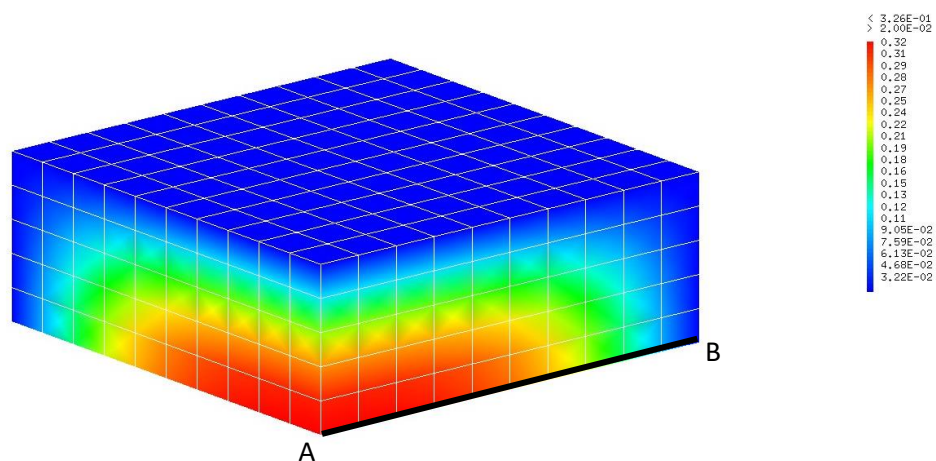


Figure 3.19. Degré de saturation dans l'éprouvette après 10 jours de séchage

La Figure 3.20 illustre l'évolution du degré de saturation au cours du temps le long d'un des axes de symétrie représenté par la ligne AB sur la Figure 3.19. Le séchage sur le bord de l'éprouvette (point B)

est beaucoup plus rapide qu'au centre (point A), ce qui peut générer de forts gradients de retrait et l'apparition d'une fissuration structurale sur le bord de l'éprouvette.

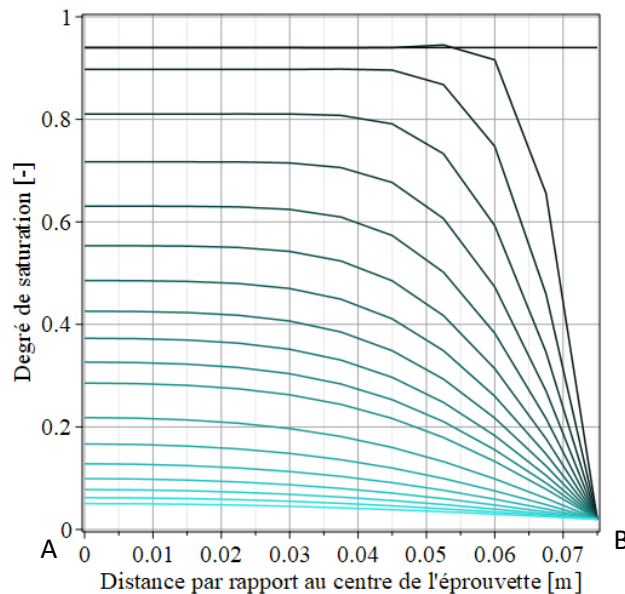


Figure 3.20. Evolution du profil de séchage au centre de l'éprouvette au cours du temps

3.4.3 Couplage hydromécanique

Les propriétés mécaniques des différents mélanges comme le retrait, la résistance à la traction ou la fissuration ont été déterminées numériquement sur un VER (voir section 3.4.1.2). Sur les éprouvettes utilisées lors des essais en laboratoire, le séchage de la matrice n'est pas uniforme sur tout l'échantillon, ce qui peut entraîner une différence de comportement entre le modèle et les résultats expérimentaux. Pour prendre en compte ce phénomène lors du calcul du retrait, nous avons modélisé le comportement hydrique d'un huitième de brique ne contenant que de l'argile (voir section 3.4.2) et nous avons ainsi obtenu l'évolution du degré de saturation au cours du séchage en tout point de la portion de brique étudiée. Un calcul mécanique a ensuite été réalisé afin de déterminer l'état de contrainte et de déformation de la brique à partir de la connaissance de l'état hydrique de la matrice dans le cas du mélange contenant 30% de sable.

La Figure 3.21 illustre la déformée du huitième de brique après 12h et 20 jours de séchage. La déformée après 12h de séchage a été amplifiée avec un facteur de 20 ce qui permet de mettre en évidence le fait que la déformation n'est pas homogène dans la brique. En effet, les arêtes de l'éprouvette séchant plus rapidement que le reste de l'échantillon, la déformation y est plus rapide. Ce phénomène a été accentué pour plus de visibilité sur la Figure 3.21.a.

La Figure 3.21.b montre la déformée (amplifiée par un facteur 5) à la fin du séchage de l'éprouvette. Le retrait unidirectionnel obtenu après ce calcul hydromécanique est de 1,907 %. La valeur obtenue

dans la section 3.4.1.2 dans le cas où le séchage est homogène sur un VER était de 2,029%. Ainsi, le gradient de séchage influence le résultat et génère un retrait plus faible. Cette différence est due à une fissuration plus marquée proche de la surface, fissuration qui ne se referme pas totalement par la suite et diminue ainsi le retrait apparent.

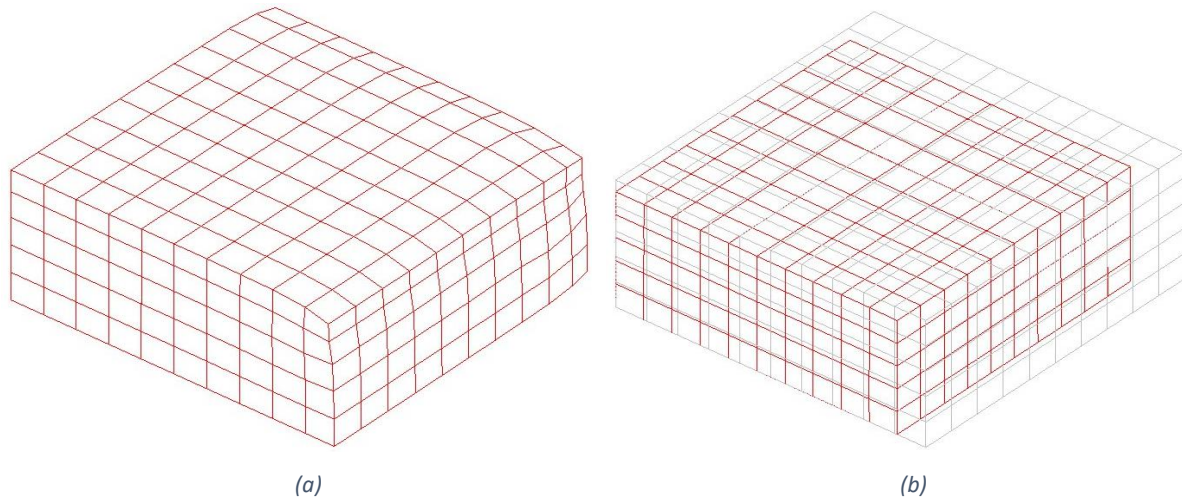


Figure 3.21. Déformée de la brique après 12h de séchage et avec un facteur d'amplification de 20 (a) et après 20 jours de séchage et avec un facteur d'amplification de 5 (b)

Les Figure 3.22 et la Figure 2.23 illustrent respectivement les déformations anélastiques orthoradiales et radiales de la matrice à l'interface entre la matrice et les inclusions dans la direction \vec{e}_2 au bout de 1, 2, 5 et 10 jours de séchage.

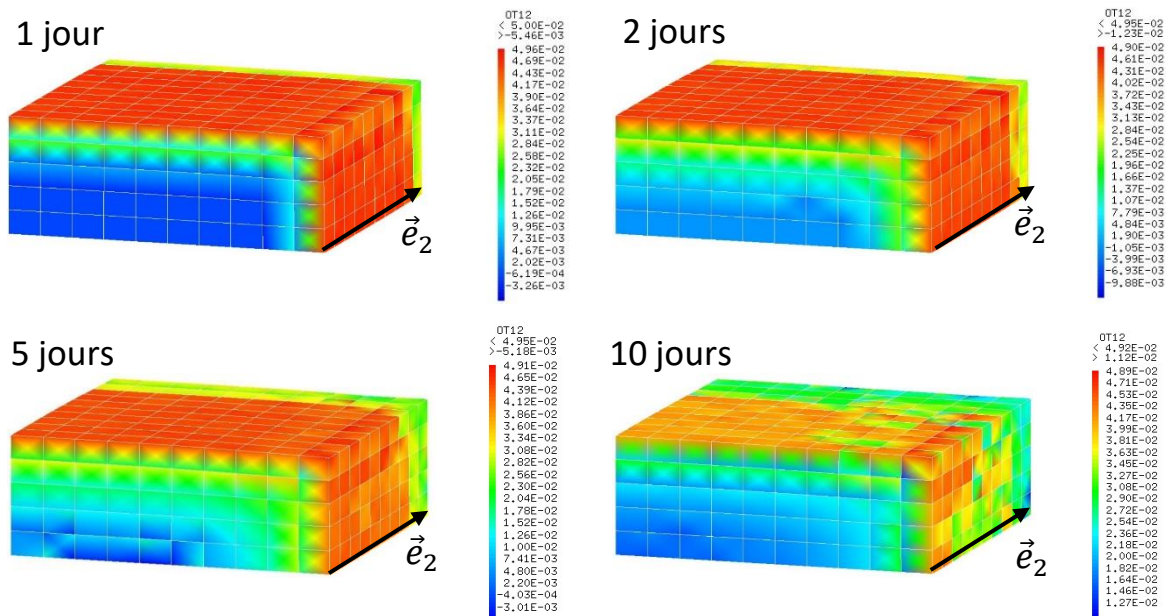


Figure 3.22. Déformations orthoradiales anélastiques dans la direction \vec{e}_2 au bout de 1, 2, 5 et 10 jours

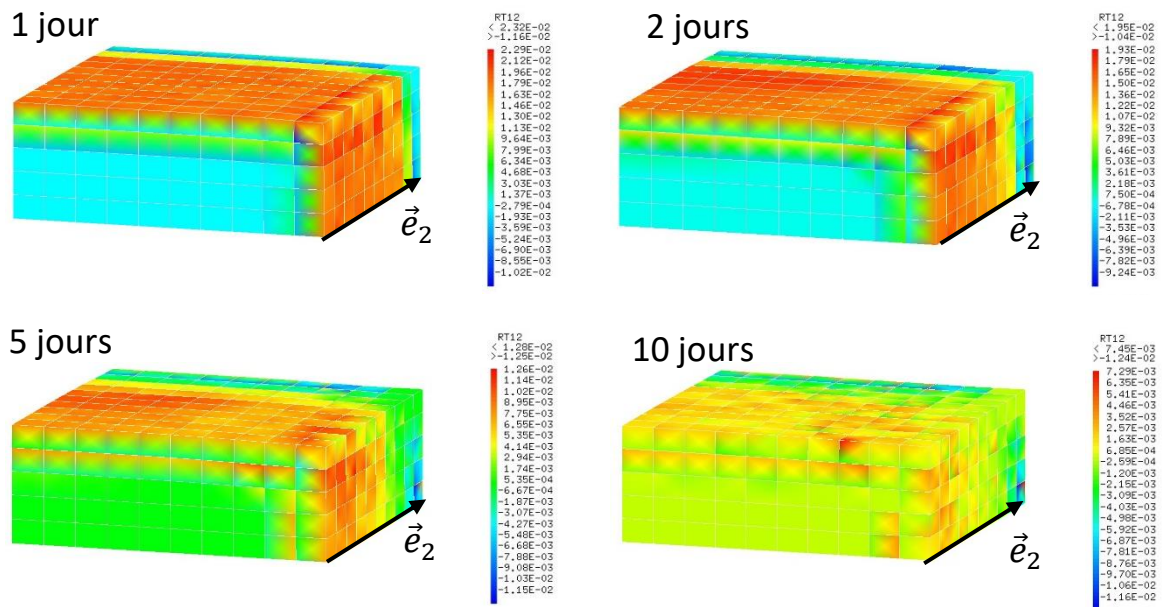


Figure 3.23. Déformations radiales anélastiques dans la direction \vec{e}_2 au bout de 1, 2, 5 et 10 jours

Le séchage presque instantané de la surface de l'éprouvette génère des concentrations de contrainte importantes et induit une microfissuration rapide des surfaces de la brique : après un jour de séchage, on peut voir sur les figures précédentes que les déformations anélastiques sont très grandes sur les surfaces, mais qu'elles sont faibles à l'intérieur de la brique. Au cours du séchage, ces figures montrent que la fissuration se propage lentement dans l'épaisseur de l'éprouvette. Les déformations anélastiques restant nulles au centre de l'éprouvette, il est probable que la microfissuration liée au séchage de l'éprouvette n'apparaît qu'en surface et que le matériau ne fissure pas au centre de la brique. De plus, après dix jours de séchage, les déformations radiales et orthoradiales diminuent au bord de l'éprouvette, ce qui signifie que certaines fissures se sont refermées. Il est donc possible de supposer que le séchage de la terre crue génère une microfissuration du matériau en surface, mais que cette microfissuration est partiellement refermée par le retrait au centre de l'échantillon. Cette refermeture de fissure semble être plus rapide au voisinage des arêtes de la brique, c'est-à-dire là où le retrait a été initialement le plus rapide.

3.4.4 Bilan de l'application au matériau modèle

Cette section a présenté, dans un premier temps, le calibrage des paramètres des matériaux de la matrice argileuse et du sable réalisé à l'aide des résultats expérimentaux présentés dans le Chapitre 2. Dans un deuxième temps, la variation de volume et la résistance à la traction obtenues numériquement sur un VER ont été comparées aux résultats expérimentaux. Le modèle numérique a ainsi permis d'obtenir une bonne estimation du retrait du matériau modèle et de sa résistance à la traction à l'état humide et sec. Cette partie a également permis de mettre en évidence les effets de la pression capillaire sur le comportement du matériau lors de son séchage, et en particulier la

compétition entre l'augmentation de la cohésion de la terre crue et la concentration de contrainte due au retrait empêché de la matrice par les grains de sable. Dans un troisième temps, le séchage d'une brique a été modélisé afin d'étudier l'évolution de la contrainte hydrique à l'intérieur de l'éprouvette. La fissuration et la variation de volume ont été déduites de cette contrainte hydrique non homogène. Les résultats ont montré que lors du séchage, la brique se fissure rapidement en surface, mais que ces microfissures se referment partiellement par la suite.

3.5. Conclusion

Ce chapitre porte sur le développement, l'implantation et l'application d'un modèle d'homogénéisation non linéaire. Dans une première partie, les étapes des schémas classiques d'homogénéisation ont été rappelées via une application à un problème de thermique. Les conductivités thermiques mesurées expérimentalement sur le matériau ont permis de montrer que le schéma de Mori-Tanaka et le schéma autocohérent donnent une estimation satisfaisante de la conductivité thermique lorsque la teneur en sable est inférieure à 60%.

Dans une seconde partie, le schéma d'homogénéisation analytique non linéaire développé dans cette étude a été présenté. La particularité de ce schéma réside dans le choix des champs de déplacement analytiques décrivant le comportement élastoplastique en tout point de la matrice et de l'inclusion. Le champ de déformation anélastique permet notamment d'appliquer un écoulement plastique différent à proximité des inclusions et à l'infini. Dans le cas de la terre crue, la rupture du matériau intervient principalement à l'interface entre la matrice et les inclusions sous forme d'une fissuration orthoradiale ou d'un décollement. Un critère de Rankine local est utilisé afin de considérer ces deux modes de rupture.

Dans une dernière partie, le modèle d'homogénéisation est appliqué à un VER du matériau modèle présenté dans le Chapitre 2. Les paramètres des matériaux sont d'abord déterminés à partir des essais sur le mélange ne contenant que de l'argile, puis les propriétés mécaniques de la terre crue sont déterminées numériquement en fonction de la teneur en sable du mélange. L'analyse du calcul des contraintes et des déformations dans la matrice à proximité des inclusions a mis en évidence la compétition entre le gain de résistance lié aux pressions capillaires pendant le séchage de la terre crue et la concentration de contrainte liée au retrait empêché de la matrice par les inclusions. La modélisation de l'échantillon de brique a permis d'estimer la microfissuration de surface du matériau qui intervient au début du séchage et dont les microfissures sont partiellement refermées lors du retrait au centre de l'échantillon. L'application du modèle d'homogénéisation au matériau modèle a donc permis dans un premier temps de le tester, et dans un deuxième temps de mettre en évidence les phénomènes physiques en jeu lors du séchage de la terre crue.

Conclusion

La terre crue a une composition qui fluctue en fonction de son lieu de prélèvement, ce qui génère une grande variabilité des propriétés du matériau. Le manque de connaissance sur le matériau étant un frein à l'utilisation de la terre en tant que matériau de construction, cette étude propose un modèle numérique capable de prédire les performances de la terre crue en fonction de sa composition. Le développement de ce modèle présente deux difficultés : d'une part l'identification des phénomènes physiques microscopiques de chacun des composants de la terre, et, d'autre part l'élaboration d'un schéma d'homogénéisation non linéaire adapté.

Une étude bibliographique relative aux milieux poreux non saturés a mis en évidence les principaux phénomènes physiques microscopiques qui influencent les propriétés de la terre crue. Les pressions capillaires présentes dans les pores non saturés de la terre crue augmentent lors du séchage du matériau et génèrent ainsi une importante variation de volume. Par ailleurs, ces pressions capillaires entraînent une augmentation de la cohésion du matériau lors du séchage. Cependant, la variation de volume de la terre crue n'est pas seulement due aux effets capillaires. En effet, la terre contient de l'argile dont la structure en feuillet interagit avec l'eau et change de volume. L'amplitude de ce phénomène qualifié d'osmotique dans la littérature dépend du type d'argile présent dans le sol. De plus, la présence de grains de sable dans la terre crue limite le retrait libre de la matrice argileuse lors de son séchage et entraîne l'apparition de concentrations de contrainte à proximité du sable et parfois l'initiation de la fissuration du matériau.

Afin de calibrer et tester le modèle, une campagne expérimentale a été menée. Le matériau étudié, composé d'une argile pure, la kaolinite, de sable et d'eau, a été choisi pour être au plus près des hypothèses d'homogénéisation. Trois mélanges différents ont été testés : le premier ne contient que de l'argile et permet d'obtenir les propriétés de la matrice argileuse seule, et les deux autres contiennent respectivement 30 et 60% de sable et permettent de tester le modèle. Afin d'observer l'impact de la teneur en eau sur les propriétés de la terre crue, les différents essais ont été réalisés pour deux teneurs en eau : la teneur en eau de fabrication et celle après séchage. Cette campagne expérimentale a permis de déterminer les propriétés physiques, mécaniques, thermiques et acoustiques du matériau. Certaines propriétés telles que les limites d'Atterberg, la porosité, les résistances à la compression et à la traction, la conductivité thermique ou la capacité thermique massique ont été déterminées selon la réglementation en vigueur la plus proche du cas d'étude. D'autres propriétés ont été mesurées à l'aide d'un dispositif mis au point pour cette étude. C'est le cas

de la mesure du retrait pour laquelle un appareil de mesure spécifique a été élaboré, et de la mesure du module d'Young et du coefficient de Poisson pour laquelle la vidéo corrélation a été utilisée.

Le modèle développé dans cette étude est basé sur le principe de changement d'échelles : le comportement macroscopique du matériau homogénéisé est déterminé à partir du comportement microscopique de chacun des éléments qui le composent. Dans le cas de la terre crue, la présence d'eau dans le matériau entraîne le retrait de la matrice argileuse et génère une concentration de contrainte à l'interface avec les inclusions. Afin de prendre en compte ce phénomène, une solution analytique non linéaire a été adaptée. La particularité de ce modèle réside dans le fait qu'il permet d'appliquer un champ de déformation anélastique dans la matrice non homogène, ce qui permet de prendre en compte des écoulements plastiques locaux à proximité des inclusions. L'application du modèle au matériau analysé lors de la campagne expérimentale a permis de mettre en évidence les effets de la pression capillaire sur la résistance et la variation de volume de la terre crue, et en particulier la compétition entre l'augmentation de la cohésion et celle de la contrainte liée au retrait de la matrice empêché par le sable lors du séchage. De plus, la comparaison entre les propriétés prédites par le modèle numérique et les résultats expérimentaux a permis de tester sa pertinence.

Certaines améliorations permettraient d'affiner les résultats. En effet, l'endommagement du matériau n'a pas été implémenté dans le modèle et la relation reliant le retrait osmotique au degré de saturation du matériau nécessiterait une étude plus approfondie des phénomènes mis en jeu. Une autre perspective serait d'affecter un écrouissage local négatif, ce qui suppose une prise en compte de l'énergie de fissuration du matériau dans le modèle. Actuellement, le modèle n'a été testé que pour un matériau de laboratoire composé d'une argile pure, la kaolinite, de sable fin et d'eau. Les propriétés de la terre crue étant grandement liées au type d'argile présent dans le sol, au réseau poreux du matériau et à la teneur en eau, une campagne expérimentale sur des matériaux de laboratoire contenant d'autres types d'argile et sur des terres réellement utilisées dans la construction est maintenant souhaitable. Le passage à l'étude d'une terre utilisée dans la construction présente cependant certaines difficultés liées notamment à la distribution granulométrique du matériau qui suppose la prise en compte de la taille des inclusions dans le processus d'homogénéisation. De plus, il serait intéressant de réaliser des essais pour des teneurs en eau différentes. A long terme, le modèle devrait être en mesure de prédire la sensibilité des mélanges de sables argileux à l'humidité et d'estimer les conséquences des variations des fractions de vide et de sable sur les propriétés macroscopiques de la terre crue. L'adjonction d'autres types d'inclusions telles que les renforts agrosourcés sont une autre perspective de développement. Ces perspectives permettraient à terme de proposer un cadre rigoureux permettant de prédire les performances de la terre crue et ouvrant ainsi la voie à une réglementation basée sur une approche poro-mécanique simple et robuste. La

meilleure compréhension, voire la possibilité d'optimisation des mélanges que permet l'homogénéisation non linéaire visent à une meilleure exploitation de ce matériau de construction environnementalement intéressant.

Bibliographie

- [1] M. A. Biot, "General theory of three-dimensional consolidation," *J. Appl. Phys.*, vol. 12, pp. 155–164, 1941.
- [2] M. A. Biot and D. G. Willis, "The elastic coefficients of the theory of consolidation," *J. Appl. Mech.*, pp. 594–601, 1957.
- [3] A. W. Bishop and G. E. Blight, "Some aspects of effective stress in saturated and partly saturated soils," *Géotechnique*, vol. 13, pp. 177–197, 1963.
- [4] R. W. Lewis, W. Roland, and B. A. Schrefler, *The finite element method in the deformation and consolidation of porous media*. Wiley, 1987.
- [5] M. Hassanizadeh and W. G. Gray, "General conservation equations for multi-phases systems: 3. Constitutive theory for porous media flow," *Adv. Water Resour.*, vol. 3, no. 1, pp. 25–40, 1980.
- [6] K. Hutter, L. Laloui, and L. Vullier, "Thermodynamically based mixture models of saturated and unsaturated soils.," *Mech. Cohesive-Frictional Mater.*, vol. 4, pp. 295–338, 1999.
- [7] O. Coussy, P. Dangla, T. Lassabatère, and V. Baroghel-Bouny, "The equivalent pore pressure and the swelling and shrinkage of cement-based materials," *Mater. Struct.*, vol. 37, pp. 15–20, 2003.
- [8] F. Beltzung and F. H. Wittmann, "Role of disjoining pressure in cement based materials," *Cem. Concr. Res.*, vol. 35, no. 12, pp. 2364–2370, 2005.
- [9] P. Lura, O. M. Jensen, and K. Breugel, "Autogenous shrinkage in high-performance cement paste: An evaluation of basic mechanisms," *Cem. Concr. Res.*, vol. 33, no. 2, pp. 223–232, 2003.
- [10] I. Maruyama, "Origin of drying shrinkage of hardened cement paste: hydration pressure," *J. Adv. Concr. Technol.*, vol. 8, pp. 187–200, 2010.
- [11] M. Wyrzykowski, C. Di Bella, and P. Lura, "Prediction of drying shrinkage of cement-based mortars with poroelastic approaches—A critical review," in *Poromechanics 2017 - Proceedings of the 6th Biot Conference on Poromechanics*, 2017, pp. 579–586.
- [12] K. Kovler and S. Zhutovsky, "Overview and future trends of shrinkage research," *Mater. Struct.*, vol. 39, pp. 827–847, 2006.
- [13] D. H. Bangham and N. Fakhoury, "The swelling of charcoal. Part I.—Preliminary experiments with water vapour, carbon dioxide, ammonia, and sulphur dioxide," *Proc. R. Soc. London. Ser. A, Contain. Pap. a Math. Phys. Character*, vol. 130, no. 812, pp. 81–89, 1931.
- [14] G. El Tabbal, P. Dangla, M. Vandamme, M. Bottoni, and S. Granet, "Modelling the drying shrinkage of porous materials by considering both capillary and adsorption effects," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 142, p. 104016, 2020.
- [15] H. Rahoui, "Contribution à la compréhension de l'action des agents réducteurs de retrait dans les matériaux cimentaires : étude expérimentale et modélisation.," 2018.
- [16] A. Fabbri, F. Champiré, L. Soudani, F. McGregor, and H. Wong, "Poromechanics of compacted earth for building applications," in *Poromechanics 2017 - Proceedings of the 6th Biot Conference on Poromechanics*, 2017, pp. 664–671.
- [17] J. W. Gibbs, "The collected works of J. W. Gibbs," 1928.
- [18] B. Weber, J.-J. Ehrhardt, and A. Thomy, "Surfaces des solides," *Tech. l'ingénieur*, vol. 33, pp. 0–20, 1988.
- [19] B. Rousset Tournier, "Transferts par capillarité et évaporation dans des roches - Rôle des structures de porosité," Université Louis Pasteur-Strasbourg I, 2001.
- [20] M. D. Fredlund, G. W. Wilson, and D. G. Fredlund, "Use of the grain-size distribution for estimation of the soil-water characteristic curve," *Can. Geotech. J.*, vol. 39, no. 5, pp. 1103–1117, 2002.
- [21] S. K. Vanapalli, D. G. Fredlund, and D. E. Pufahl, "The influence of soil structure and stress history on the

- soil-water characteristics of a compacted till," *Geotechnique*, vol. 49, no. 2, pp. 143–159, 1999.
- [22] R. N. Brooks and A. T. Corey, "Hydraulic properties of porous media," *Color. State Univ. Hydrol.*, vol. 3, 1964.
- [23] M. T. van Genuchten, "A closed-form equation for predicting the hydraulic conductivity of unsaturated soil," *Soil Sci. Soc. Am*, vol. 44, pp. 892–898, 1980.
- [24] A. C. Heath, J. M. Pestana, J. T. Harvey, and M. O. Bejerano, "Normalizing behavior of unsaturated granular pavement materials," *J. Geotech. Geoenvironmental Eng.*, vol. 130, no. 9, pp. 896–904, 2004.
- [25] P. Rouger, "Séchage des poreux granulaires par thermomigration : analyse théorique et résultats expérimentaux," Institut mécanique de Grenoble, 1988.
- [26] D. Quenard and H. Sallee, "Water vapour adsorption and transfer in cement-based materials : a network simulation," *Mater. Struct.*, vol. 25, pp. 515–522, 1992.
- [27] D. Jeannette, "Structures de porosité, mécanismes de transfert des solutions et principales altérations des roches des monuments," *La pietra dei Monum. Ambient. Fis. e Cult.*, vol. 2, pp. 49–77, 1994.
- [28] I. Goni, J. P. Ragot, and A. Sima, "Méthode d'étude du champ microfissural des minéraux et des roches et possibilité d'application en géologie," *Bull BRGM Sect. II*, vol. 4, no. 4, pp. 51–92, 1968.
- [29] W. J. Likos and N. Lu, "Hysteresis of capillary stress in unsaturated granular soil," *J. engineering Mech.*, vol. 130, no. 6, pp. 646–655, 2004.
- [30] R. Zsigmondy, "Über Die Struktur Des Gels Der Kieselsäure. Theorie Der Entwässerung," *Zeitschrift für Anorg. Chemie*, vol. 71, no. 1, pp. 356–377, 1911.
- [31] B. Loret, T. Hueckel, and A. Gajo, "Chemo-mechanical coupling in saturated porous media: elastic–plastic behaviour of homoionic expansive clays," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 39, pp. 2773–2806, 2002.
- [32] L. Guimaraes, A. Gens, M. Sanchez, and S. Olivella, "A framework for the behavior of unsaturated expansive clays," *Géotechnique*, vol. 63, no. 221–234, 2013.
- [33] M. Murad, L. Bennethume, and J. Cushman, "A multi-scale theory of swelling porous media: I. Application to one-dimensional consolidation," *Transp. Porous Media*, vol. 19, pp. 93–122, 2012.
- [34] N. Saiyouri, D. Tessier, and P. Hicher, "Experimental study of swelling in unsaturated compacted clays," *Clay Min.*, vol. 39, pp. 469–479, 2004.
- [35] D. R. Katti, S. R. Schmidt, P. Ghosh, and S. Katti, "Molecular modelling of the mechanical behavior and interactions in dry and slightly hydrated sodium montmorillonite interlayer," *Can. Geotech. J.*, vol. 44, no. 4, pp. 425–435, 2007.
- [36] W. Voigt, "Theoretische Studien Über Die Elasticitätsverhältnisse Der Krystalle," *Königliche Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen*, vol. 34, pp. 53–100, 1887.
- [37] A. Reuss, "Berechnung Der Fließgrenze Von Mischkristallen Auf Grund Der Plastizitätsbedingung Für Einkristalle," *J. Appl. Math. Mech.*, vol. 9, no. 1, pp. 49–58, 1929.
- [38] G. I. Taylor, "Plastic strain in metals," *J. Inst. Met.*, vol. 62, pp. 307–324, 1938.
- [39] Z. Hashin and S. Shtrinkman, "A variational approach to the theory of the elastic behavior of multiphase materials," *J. Mech. Phys. Solid*, vol. 11, no. 127–140, 1963.
- [40] E. Hervé, C. Stolz, and A. Zaoui, "A propos de l'assemblage de sphères composites de Hashin," *Comptes Rendus l'Académie des Sci. Série II*, vol. 313, pp. 857–862, 1991.
- [41] J. D. Eshelby, "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems," *Proc. R. Soc. London*, no. 421, pp. 376–396, 1957.
- [42] R. Hill, "The essential structure of constitutive laws for metal composites and polycrystals," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 15, no. 79–95, 1967.
- [43] Y. Bachmat and J. Bear, "On the concept and size of a representative elementary volume (REV)," in *Advances in transport phenomena in porous media*, Springer, 1987, pp. 3–20.
- [44] J. Bear and Y. Bachmat, *Introduction to modeling of transport phenomena in porous media*. Springer

- Science & Business Media, 2012.
- [45] W. J. Drugan and J. R. Willis, "A micromechanics-based nonlocal constitutive equation and estimates of representative volume element size for elastic composites.," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 44, no. 4, pp. 497–524, 1996.
- [46] G. L. Povirk, "Incorporation of microstructural information into models of two-phase materials.," *Acta Metall. materialia*, vol. 43, no. 8, pp. 3199–3206, 1995.
- [47] T. H. Hoang, "Approches d'homogénéisation numériques incrémentales pour le calcul des structures hétérogènes élasto-plastiques et élasto-visco-plastiques," Université Paris-Est, 2015.
- [48] Y. Xu, "Approche multi-échelle pour l'étude du comportement des systèmes polyphasiques : application aux milieux poreux non saturés," Ecole des Ponts et Chaussées, 2004.
- [49] A. Benhamida, I. Djeran-Maigre, H. Dumontet, and S. Smaoui, "Clay compaction modelling by homogenization theory," *Int. J. Rock Mech. Min. Sci.*, vol. 42, no. 7–8, pp. 996–1005, 2005.
- [50] T. Mori and K. Tanaka, "Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions," *Acta Metall.*, 1973.
- [51] Y. Benveniste, "A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials," *Mech. Mater.*, no. 6, pp. 147–157, 1987.
- [52] G. Blanc, "Développement de nouveaux composites cimentaires à bas module d'élasticité : propriétés mécaniques et durabilité vis-à-vis des sollicitations environnementales," Université de Toulouse III Paul Sabatier, 2017.
- [53] F. Duplan, "Composites cimentaires à module d'élasticité contrôlé : conception, caractérisation et modélisation micromécanique," Université Toulouse III Paul Sabatier, 2014.
- [54] Z. Tian, "Homogenization of mechanical and thermal properties of fired clay bricks : effects of porosity," INSA de Toulouse, 2018.
- [55] W. Azoti *et al.*, "Modélisation thermomécanique du comportement non linéaire des matériaux composites bio-sourcés," in *Journée Nationale des Composites*, 2019.
- [56] T. Doan, "Homogenization of 2D nanoporous materials by combining micromechanics and molecular dynamics approaches," Université Paris-Est, 2020.
- [57] A. Hershey, "The elasticity of an isotropic aggregate of anisotropic cubic crystals," *J. Appl. Mech.*, vol. 21, no. 3, pp. 226–240, 1954.
- [58] R. Hill, "A self-consistent mechanics of composite materials," *J. Mech. Phys. Solids* 1965, vol. 13, no. 4, pp. 213–222, 1965.
- [59] S. Nemat-Masser, *Micromechanics : Overall Properties of Heterogeneous Solids*. Elsevier, 1993.
- [60] S. Torquato, *Random Heterogeneous Materials : Microstructure and Macroscopic Properties*. Springer, 2001.
- [61] G. W. Milton and S. K. Serkov, "Bounding the current in nonlinear conducting composites," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 48, pp. 1295–1324, 2000.
- [62] J. R. Willis, "The overall response of composite materials," *ASME J. Appl. Mech.*, vol. 50, pp. 1202–1209, 1983.
- [63] J. Aboudi, "Finite strain micromechanical modeling of multiphase composites," *Int. J. Multiscale Comput. Eng.*, vol. 6, no. 5, pp. 411–434, 2008.
- [64] G. DeBotton and G. Shmuel, "Mechanics of composites with two families of finitely extensible fibers undergoing large deformations," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 57, pp. 1165–1181, 2009.
- [65] I. Doghri and A. Ouaar, "Homogenization of two-phase elasto-plastic composite materials and structures Study of tangent operators, cyclic plasticity and numerical algorithms," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 40, pp. 1681–1712, 2003.
- [66] T. Jiang and J.-F. Shao, "On the incremental approach for nonlinear homogenization of composite and

- influence of isotropization," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 46, pp. 447–451, 2009.
- [67] P. Sadowski, K. Kowalczyk-Gajewska, and S. Stupkiewicz, "Consistent treatment and automation of the incremental Mori–Tanaka scheme for elasto-plastic composites," *Comput. Mech.*, vol. 60, pp. 493–511, 2017.
- [68] H. Pettermann, C. Huber, M. Luxner, S. Nogales, and H. Böhm, "An Incremental Mori-Tanaka Homogenization Scheme for Finite Strain Thermoelastoplasticity of MMCs," *Materials (Basel)*, vol. 3, pp. 434–451, 2010.
- [69] W. L. Azoti *et al.*, "Mean-field constitutive modeling of elasto-plastic composites using two (2) incremental formulations," *Compos. Struct.*, vol. 105, pp. 256–262, 2013.
- [70] G. Dvorak, *Micromechanics of Composites Materials*, Springer. New-York, 2013.
- [71] M. Bornert, T. Bretheau, and P. Gilormini, *Homogénéisation en mécanique des matériaux*, HERMES Sci. Paris, 2001.
- [72] P. Suquet, "Continuum micromechanics, CISM Lecture notes," Udine, Italy, 1997.
- [73] A. Molinari, G. R. Canova, and S. Ahzi, "A self consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity," *Acta Metall.*, vol. 35, no. 12, pp. 2983–2994, 1987.
- [74] A. Zaoui and R. Masson, "Micromechanics-based modeling of plastic polycrystals: an affine formulation," *Mater. Sci. Eng.*, vol. A285, pp. 418–424, 2000.
- [75] M. Berveiller and A. Zaoui, "An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 26, no. 5–6, pp. 325–344, 1978.
- [76] P. Ponte Castañeda, "Second-order homogenization estimates for nonlinear composites incorporating field fluctuations: I-theory," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 50, pp. 737–757, 2002.
- [77] P. Ponte Castañeda, "The effective mechanical properties of nonlinear isotropic composites," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 39, no. 1, pp. 47–71, 1991.
- [78] P. Ponte Castañeda, "Exact second-order estimates for the effective mechanical properties of nonlinear composite materials," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 44, no. 6, pp. 827–862, 1996.
- [79] M. Idiart and P. Ponte Castañeda, "Second-order estimates for nonlinear isotropic composites with spherical pores and rigid particles," *Comptes Rendus - Mec.*, vol. 333, no. 2, pp. 147–154, 2005.
- [80] P. Suquet, "Effective behavior of nonlinear composites," in *Continuum Micromechanics*, Springer., 1997, pp. 197–264.
- [81] J. F. Barthélémy and L. Dormieux, "Détermination du critère de rupture macroscopique d'un milieu poreux par homogénéisation non linéaire," *Comptes rendus mécanique*, vol. 331, pp. 271–276, 2003.
- [82] F. Feyel, "Multiscale FE2 elastoviscoplastic analysis of composite structures," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 16, no. 1–4, pp. 344–354, 1999.
- [83] E. Tikarrouchine, G. Chatzigeorgiou, F. Praud, B. Piotrowski, Y. Chemisky, and F. Meraghni, "Three-dimensional FE² method for the simulation of non-linear, rate-dependent response of composite structures," *Compos. Struct.*, vol. 193, pp. 165–179, 2018.
- [84] R. J. M. Smit, W. A. M. Brekelmans, and H. E. H. Meijer, "Prediction of the mechanical behavior of nonlinear heterogeneous systems by multi-level finite element modeling," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 155, no. 1–2, pp. 181–192, 1998.
- [85] K. Terada and N. Kikuchi, "A class of general algorithms for multi-scale analysis of heterogeneous media," *Comput. Methods Appl. to Mech. Eng.*, vol. 190, pp. 5427–5464, 2001.
- [86] L. Ozdemir, W. A. M. Brekelmans, and M. G. D. Geers, "Computational homogenization for heat conduction in heterogeneous solids," *Int. J. Numer. Methods Eng.*, vol. 73, pp. 185–204, 2008.
- [87] A. Tchalla, S. Bellouettar, A. Makradi, and H. Zahrouni, "An abaqus toolbox for multiscale finite element computation," *Compos. Part B Eng.*, vol. 52, pp. 323–333, 2013.
- [88] S. Ghosh, K. Lee, and P. Raghavan, "A multilevel computational model for multi-scale damage analysis in

- composite and porous media.," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 38, pp. 2335–2385, 2001.
- [89] J. Renard and M. F. Marmonier, "Etude de l'initiation de l'endommagement dans la matrice d'un matériau composite par une méthode d'homogénéisation," *Aerosp. Sci. Technol.*, vol. 9, no. 36–51, 1987.
- [90] M. G. D. Geers, V. G. Kouznetsova, and W. A. M. Brekelmans, "Multi-scale computational homogenization: Trends and challenges," *J. Comput. Appl. Math.*, vol. 234, pp. 2175–2182, 2010.
- [91] M. G. D. Geers and J. Yvonnet, "Multiscale modeling of microstructure-property relations," *MRS Bull.*, vol. 41, pp. 610–616, 2016.
- [92] B. A. Le, "Contributions en homogénéisation numériques pour les composites non linéaires élastiques et élastoplastiques," Université Paris-Est, 2014.
- [93] J. C. Michel and P. Suquet, "Nonuniform transformation field analysis," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 40, pp. 6937–6955, 2003.
- [94] P. Germain, Q. Nguyen, and P. Suquet, "Continuum thermodynamics," *J. Appl. Mech.*, vol. 50, pp. 1010–1020, 1983.
- [95] J. Chaboche, S. Kruch, J. Maire, and T. Pottier, "Towards a micromechanics based inelastic and damage modeling of composites," *Int. J. Plast.*, vol. 17, pp. 411–439, 2001.
- [96] J. C. Michel, U. Galvanetto, and P. Suquet, "Constitutive relations involving internal variables based on a micromechanical analysis," in *Continuum Thermomechanics: The Art and Science of Modelling Material Behaviour*, Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2000.
- [97] G. Dvorak, Y. Bahei-El-Din, and A. Wafa, "The modeling of inelastic composite materials with the transformation field analysis," *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 2, pp. 4827–4849, 1994.
- [98] P. Holmes, J. L. Lumley, and G. Berkooz, *No Title Turbulence, Coherent Structures, Dynamical Systems and Symmetry*. Cambridge: Cambridge University Press, 1996.
- [99] S. Roussette, J. C. Michel, and P. Suquet, "Non uniform transformation field analysis of elastic-viscoplastic composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, pp. 22–27, 2009.
- [100] C. J. Delgado and I. C. Guerrero, "The selection of soils for unstabilised earth building: A normative review," *Constr. Build. Mater.*, vol. 21, pp. 237–251, 2007.
- [101] R. Anger, "Approche granulaire et colloïdale du matériau terre pour la construction," 2011.
- [102] L. Le Pluart, "Nanocomposites epoxy/amine/montmorillonite : rôle des interactions sur la formation, la morphologie aux différents niveaux d'échelle et les propriétés mécaniques des réseaux," Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002.
- [103] A. Meunier, *Argiles*, Editions S. 2002.
- [104] Université de Picardie, "Les Argiles." [Online]. Available: <https://www.u-picardie.fr/beauchamp/mst/argiles.htm>.
- [105] NF EN ISO 17892-4, "Reconnaissance et essais géotechniques - Essais de laboratoire sur les sols - Partie 4 : Détermination de la distribution granulométrie des particules," 2018.
- [106] D. Miraucourt, "Stabilisation du matériau terre crue pour application en brique de terre comprimée au Burkina Faso," 2017.
- [107] C.-A. De Chazelles, "Les constructions en terre crue d'Empuries à l'époque romaine," *Cypsela Rev. Prehist. i protohistoria*, vol. 8, pp. 101–118, 1990.
- [108] J. Eid, "Elaboration d'un éco-géo-matériau à base de terre crue," Université du Havre, 2016.
- [109] J.-E. Aubert, P. Faria, P. Maillard, K. A. J. Ouedraogo, C. Ouellet-Plamondon, and E. Prud'homme, "Characterization of earth used in earth construction materials," in *Testing and Characterisation of earth-based building materials and elements*, 2021, pp. 17–82.
- [110] XP P13-901, "Blocs de terre comprimée pour murs et cloisons. Définition - Spécifications - Méthodes d'essai - Conditions de réception," 2001.
- [111] H. Houben and H. Guillaud, *Earth Construction : A Comprehensive Guide (Earth Construction)*, Intermedia.

- London, 1994.
- [112] NF EN 1097-6, "Essais pour déterminer les caractéristiques mécaniques et physiques des granulats - Partie 6 : Détermination de la masse volumique réelle et du coefficient d'absorption de l'eau," 2014.
- [113] NF EN ISO 17892-12, "Reconnaissance et essais géotechniques - Essais de laboratoire sur les sols - Partie 12 : Détermination des limites de liquidité et de plasticité," 2018.
- [114] Cornell University, "Final Report; Soil Solidification Research."
- [115] Q. Liu and L. Tong, "Engineering Properties of Unstabilized Rammed Earth with Different Clay Contents," *J. Wuhan Univ. Technol.*, vol. 32, no. 4, pp. 914–920, 2017.
- [116] NF P94-093, "Sols : reconnaissance et essais - Détermination des références de compactage d'un matériau - Essai Proctor Normal - Essai Proctor modifié," 2014.
- [117] R. Bahar, M. Benazzoug, and S. Kenai, "Performance of compacted cement-stabilised soil," *Cem. Concr. Compos.*, vol. 26, pp. 811–820, 2004.
- [118] C. H. Kouakou and J. C. Morel, "Strength and elasto-plastic properties of non-industrial building materials manufactured with clay as a natural binder," *Appl. Clay Sci.*, vol. 44, pp. 27–34, 2009.
- [119] V. Maniatidis and P. Walker, "Structural capacity of rammed earth in compression," *J. Mater. Civ. Eng.*, vol. 20, no. 3, pp. 230–238, 2008.
- [120] ISO 15901-1:2016, "Evaluation de la distribution de taille des pores et la porosité des matériaux solides par porosimétrie à mercure et l'adsorption des gaz - Partie 1 : Porosimétrie à mercure," 2016.
- [121] L. Laou, J.-E. Aubert, S. Yotte, P. Maillard, and L. Ulmet, "Hygroscopic and mechanical behaviour of earth bricks," *Mater. Struct.*, vol. 54, no. 3, pp. 1–15, 2021.
- [122] F. Fouchal, F. Gouny, P. Maillard, L. Ulmet, and S. Rossignol, "Experimental evaluation of hydric performances of masonry walls made of earth bricks, geopolymer and wooden frame," *Build. Environ.*, vol. 87, pp. 234–243, 2015.
- [123] B. Remki, K. Abahri, R. Belarbi, and M. Bensaïbi, "Hydric and structural approaches for earth based materials characterization," *Energy Procedia*, vol. 139, pp. 417–423, 2017.
- [124] F. McGregor, A. Heath, A. Shea, and M. Lawrence, "The moisture buffering capacity of unfired clay masonry," *Build. Environ.*, 2014.
- [125] H. Cagnon, J. Aubert, M. Coutand, and C. Magniont, "Hygrothermal properties of earth bricks," *Energy Build.*, vol. 80, pp. 208–217, 2014.
- [126] J.-P. Laurent, "Contribution à la caractérisation thermique des milieux poreux granulaires : optimisation d'outils de mesure 'in-situ' des paramètres thermiques, application à l'étude des propriétés thermiques du matériau terre," INPG Grenoble, 1986.
- [127] A. Heath, P. Walker, C. Fourie, and M. Lawrence, "Compressive strength of extruded unfired clay masonry units," *Proc. Inst. Civ. Eng. Constr. Mater.*, vol. 162, no. 3, pp. 105–112, 2009.
- [128] J.-E. Aubert, "Caractérisation des briques de terre crue de Midi-Pyrénées," Toulouse, 2013.
- [129] T. Morton, F. Stevenson, B. Taylor, and N. C. Smith, "Low cost earth brick construction : 2 Kirk Park, Dalguise : monitoring & evaluation," [Communities Scotland], 2005.
- [130] Y. Armani, *Thermique de la construction en terre*, Embrun : A. 1980.
- [131] M. Moevus, L. Fontaine, and R. Anger, "Caractéristiques mécaniques, thermiques et hygrométriques du matériau terre crue : bilan de la littérature," Grenoble, 2012.
- [132] NF EN 12667, "Performance thermique des matériaux et produits pour le bâtiment - détermination de la résistance thermique par la méthode de la plaque chaude gardée et la méthode fluxmétrique - Produits de haute et moyenne résistance thermique."
- [133] M. Hall and D. Allinson, "Assessing the effects of soil grading on the moisture content-dependent thermal conductivity of stabilised rammed earth materials," *Appl. Therm. Eng.*, no. 29, pp. 740–747, 2009.
- [134] A. Gimeno-Furio *et al.*, "New coloured coatings to enhance silica sand absorbance for direct particle solar

- receiver applications," *Renew. Energy*, vol. 152, pp. 1–8, 2020.
- [135] J.-P. Laurent, "Propriétés thermiques du matériau terre," *Cah. du CSTB*, vol. 279, p. 2156, 1987.
- [136] S. Boussaid, A. El Bakkouri, H. Ezbakhe, T. Ajzoul, and A. El Bouardi, "Comportement thermique de la terre stabilisée au ciment," *Rev. française Génie Civ.*, vol. 5, no. 4, pp. 505–515, 2001.
- [137] G. A. Abanto, M. Karkri, G. Lefebvre, M. Horn, J. L. Solis, and M. M. Gomez, "Thermal properties of adobe employed in Peruvian rural areas: Experimental results and numerical simulation of a traditional bio-composite material," *Case Stud. Constrution Mater.*, vol. 6, pp. 177–191, 2017.
- [138] K. A. J. Ouedraogo, J.-E. Aubert, C. Tribout, and G. Escadeillas, "Is stabilization of earth bricks using low cement or lime contents relevant?," *Constr. Build. Mater.*, vol. 236, p. 117578, 2020.
- [139] J.-P. Laurent, "Propriétés thermiques du matériau terre," in *8ème festival des architectures de terre "Grains d'Isère 2010,"* 2010.
- [140] NF EN ISO 11357-1, "Plastiques - Analyse calorimétrique différentielle (DSC) - Partie 1 : Principes généraux," 2016.
- [141] S. Goodhew, R. Griffiths, and L. Watson, "Some preliminary studies of the thermal properties of Devon cob walls.," in *Terra 2000 8th International Conference on the study and conservation of earthen architecture*, 2000, pp. 139–143.
- [142] S. Goodhew and R. Griffiths, "Sustainable earth walls to meet the building regulations," *Energy Build.*, vol. 37, pp. 451–459, 2005.
- [143] J. Tinsley and S. Pavia, "Thermal performance and fitness of glacial till for rammed earth construction," *J. Build. Eng.*, vol. 24, p. 100727, 2019.
- [144] M. Hall and D. Allinson, "Analysis of the hygrothermal functional properties of stabilised rammed earth materials," *Build. Environ.*, vol. 44, pp. 1935–1942, 2009.
- [145] D. Allinson and M. Hall, "Hygrothermal analysis of a stabilised rammed earth test building in the UK," *Energy Build.*, no. 42, pp. 845–852, 2010.
- [146] J.-E. Aubert, A. Fabbri, J.-C. Morel, and P. Maillard, "An earth block with a compressive strength higher than 45 MPa!," *Constr. Build. Mater.*, vol. 47, pp. 366–369, 2013.
- [147] J.-E. Aubert, P. Maillard, J.-C. Morel, and M. Al Rafii, "Towards a simple compressive strength test for earth bricks?," *Mater. Struct. Constr.*, vol. 49, no. 5, pp. 1641–1654, 2016.
- [148] D. Ciancio and J. Gibbings, "Experimental investigation on the compressive strength of cored and molded cement-stabilized rammed earth samples," *Constr. Build. Mater.*, vol. 28, no. 1, pp. 294–304, 2012.
- [149] V. Maniatidis and P. J. Walker, "Structural capacity of rammed earth in compression," *J. Mater. Civ. Eng.*, vol. 20, no. 3, pp. 230–238, 2008.
- [150] NF EN 13286-53, "Mélanges traités et mélanges non traités aux liants hydrauliques - Partie 53 : méthode de confection par compression axiale des éprouvettes de matériaux traités aux liants hydrauliques," 2005.
- [151] A. Pkla, "Caractérisation en compression simple des blocs de terre comprimés : application aux maçonneries 'BTC-mortier de terre,'" INSA Lyon, 2002.
- [152] J.-C. Morel, A. Pkla, and P. Walker, "Compressive strength testing of compressed earth blocks," *Constr. Build. Mater.*, vol. 21, pp. 303–309, 2007.
- [153] M. Olivier, "Le matériau terre, compactage, comportement, application aux structures en bloc sur terre," INSA Lyon, 1994.
- [154] A. Laborel-Préneron, J.-E. Aubert, C. Magniont, C. Tribout, and A. Bertron, "Plant aggregates and fibers in earth construction materials : a review," *Constr. Build. Mater.*, vol. 111, pp. 719–734, 2016.
- [155] H. Bamogo *et al.*, "Improvement of water resistance and thermal comfort of earth renders by cow dung: an ancestral practice of Burkina Faso," *J. Cult. Herit.*, vol. 46, pp. 42–51, 2020.
- [156] M. Hall and Y. Djerbib, "Rammed earth sample production: context, recommendations and consistency,"

- Constr. Build. Mater.*, vol. 18, pp. 281–286, 2004.
- [157] A. Bourguès, “A study on the physical-mechanical properties on artificial adobe and determination of the water influence,” 2003.
- [158] F. Champiré, “Étude expérimentale du comportement hydro-mécanique de la terre crue compactée pour la construction,” Université de Lyon, 2017.
- [159] L. Q. Torres, “Assesment of the applicability of nonlinear Drucker-Prager model with cap to adobe,” 2012.
- [160] Q. B. Bui, J. C. Morel, S. Hans, and P. Walker, “Effect of moisture content on the mechanical characteristics of rammed earth,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 54, pp. 163–169, 2014.
- [161] V. Mollion, “Etude du comportement mécanique du pisé,” Lyon, 2009.
- [162] V. Toufigh and E. Kianfar, “The effects of stabilizers on the thermal and the mechanical properties of rammed earth at various humidities and their environmental impacts,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 200, pp. 616–629, 2019.
- [163] T.-T. Bui, Q. B. Bui, A. Liman, and S. Maximilien, “Failure of rammed earth walls: From observations to quantifications,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 51, pp. 295–302, 2014.
- [164] L. Miccoli, U. Muller, and P. Fontana, “Mechanical behaviour of earthen materials: A comparison between earth block masonry, rammed earth and cob,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 61, pp. 327–339, 2014.
- [165] Q. B. Bui, T.-T. Bui, R. El Nabouche, and D.-K. Thai, “Vertical Rods as a Seismic Reinforcement Technique for Rammed Earth Walls: An Assessment,” *Adv. Civ. Eng.*, 2019.
- [166] R. El Nabouche, Q. B. Bui, P. Perrotin, O. Plé, and J.-P. Plassiard, “Numerical modeling of rammed earth constructions: analysis and recommendations,” in *First International Conference on Bio-Based Building Materials*, 2015.
- [167] A. Hakimi, N. Yamani, and H. Ouissi, “Rapport : Résultats d’essais de résistance mécanique sur échantillon de terre comprimée,” *Mater. Struct. Constr.*, vol. 29, pp. 600–608, 1996.
- [168] M. Kosarimovahhed and V. Toufigh, “Sustainable usage of waste materials as stabilizer in rammed earth structures,” *J. Clean. Prod.*, vol. 277, 2020.
- [169] F. Champiré, A. Fabbri, J. C. Morel, H. Wong, and F. McGregor, “Impact of relative humidity on the mechanical behavior of compacted earth as a building material,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 110, pp. 70–78, 2016.
- [170] “NF EN 12390-13 Essai pour béton durci - Partie 13 : détermination du module sécant d’élasticité en compression,” 2014.
- [171] Correlated Solutions, “Vic-3D.” 2010.
- [172] Y. L. Dong and B. Pan, “A review of speckle pattern fabrication and assessment for digital image correlation,” *Exp. Mech.*, vol. 57, pp. 1161–1181, 2017.
- [173] R. El Nabouche, “Mechanical behavior of rammed earth walls under Pushover tests,” Université de Grenoble, 2017.
- [174] XP P94-060-2, “Sols : reconnaissance et essais - Essai de dessiccation - Partie 2 : détermination effective de la limite de retrait sur un prélèvement non remanié,” 1997.
- [175] P. Walker and T. Stace, “Properties of some cement stabilised compressed earth blocks and mortars,” *Mater. Struct. Constr.*, vol. 30, pp. 545–551, 1997.
- [176] V. Y. Chertkov, “The reference shrinkage curve of clay soil,” *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 48, pp. 50–67, 2007.
- [177] R. Hill, “Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 13, pp. 89–101, 1965.
- [178] “COMSOL Multiphysics.” 2019.
- [179] J. M. Dewey, “The elastic constants of materials loaded with non-rigid fillers,” *J. Appl. Phys.*, vol. 18, pp.

- 578–581, 1947.
- [180] O. Coussy, L. Dormieux, and E. Detournay, “From mixture theory to Biot’s approach for porous media,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 35, pp. 4619–4635, 1998.
- [181] M. A. Biot, “Theory of elasticity and consolidation for a porous anisotropic solid,” *J. Appl. Phys.*, vol. 26, no. 2, pp. 182–185, 1955.
- [182] A. Sellier, T. Vidal, J. Verdier, and R. Bucher, “Un nouveau critère de fissuration pour les matériaux hétérogènes soumis à des sollicitations multi-physiques,” in *36èmes rencontres de l’AUGC*, 2018.
- [183] M. Ortiz and J. C. Simo, “An analysis of a new class of integration algorithms for elastoplastic constitutive relations,” *Int. J. Numer. Methods Eng.*, vol. 23, pp. 353–366, 1986.
- [184] A. Makani, “Influence de la nature minéralogique des granulats sur le comportement mécanique différé des bétons,” INSA de Toulouse, 2011.
- [185] J. P. Magnan, H. Ejjaouani, V. Shakhirev, and S. Bensallam, “Etude du gonflement et du retrait d’une argile,” 2013.
- [186] R. Mensi, P. Acker, and A. Attolou, “Séchage du béton : analyse et modélisation,” *Mater. Struct. Constr.*, vol. 21, pp. 3–12, 1988.
- [187] D. Medjelekh, L. Ulmet, F. Gouny, F. Fouchal, and B. Nait-ali, “Characterization of the coupled hygrothermal behavior of unfired clay masonries : Numerical and experimental aspects,” vol. 110, 2016.