

IRSN

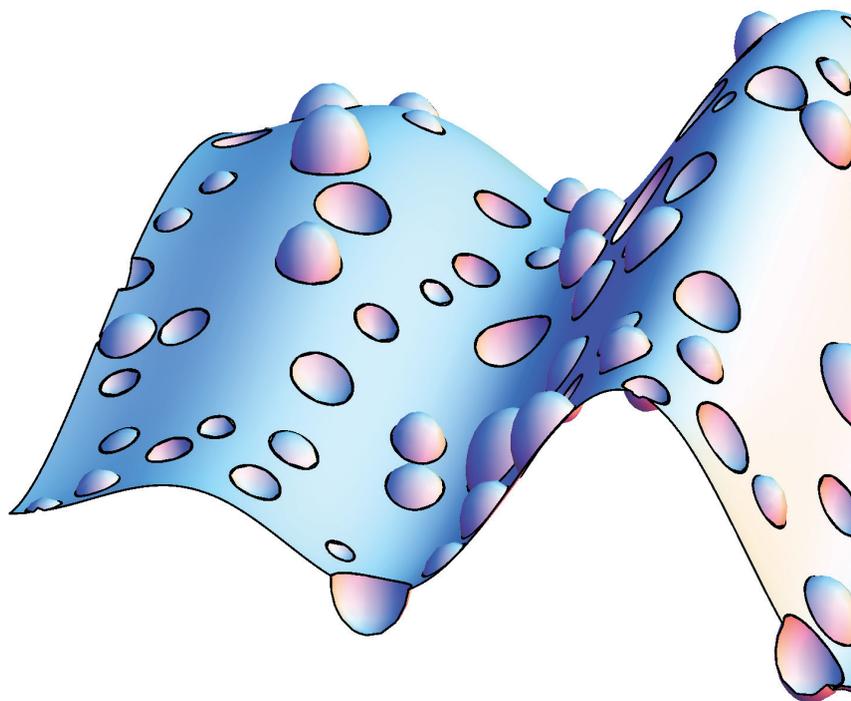
INSTITUT
DE RADIOPROTECTION
ET DE SÛRETÉ NUCLÉAIRE

Faire avancer la sûreté nucléaire

Mémoire d'habilitation à diriger des recherches

Micromécanique du combustible : homogénéisation, fissuration, milieux granulaires

Yann MONERIE



Collection HDR

ÉDITORIAL

Le mémoire de Yann MONERIE relate de façon synthétique les travaux de recherche effectués – sur une période d'une quinzaine d'années – dans le domaine de la micromécanique des matériaux appliquée à l'intégrité des structures des installations nucléaires en conditions accidentelles. Les travaux collaboratifs – entrepris dans le laboratoire qu'il dirige en alternance avec des organismes public de recherche – conjuguent l'expérimentation sur les matériaux et la simulation numérique dans l'objectif de développer des modèles capables de prédire le comportement des matériaux en situation accidentelle. Cette collaboration fructueuse a permis au laboratoire de développer des outils prédictifs et génériques dont les applications sont multiples tant dans le domaine nucléaire (cœur de centrale, stockage de déchets, etc.) que dans des domaines connexes (pétroliers, aéronautiques, etc.). Le caractère prénormatif des recherches effectuées permet aussi de contribuer à la définition de critères de sûreté visant à prévenir et mitiger les accidents nucléaires.

L'habilitation à diriger les recherches (HDR) est un diplôme délivré par un établissement universitaire. Pour un chercheur, elle constitue la consécration d'un cycle – typiquement d'une dizaine d'année – d'activité de recherche remarquable dans son domaine et une double reconnaissance : bien sûr, celle de l'atteinte d'un haut niveau scientifique, mais surtout celle de la capacité à impulser un ensemble cohérent de travaux articulés au service d'un défi scientifique. Cette capacité comporte notamment l'aptitude à encadrer des étudiants en formation doctorale ou postdoctorale. Cette visibilité s'avère d'ailleurs précieuse tant pour les chercheurs que pour l'Institut, compte tenu de sa volonté de multiplier les configurations de partenariat, depuis le co-encadrement doctoral, jusqu'à la conduite partagée de laboratoires mixtes où la capacité à développer une vision scientifique joue un rôle déterminant.

C'est pourquoi le nombre de passages d'HDR par les chercheurs de l'Institut est un indicateur de la vitalité de la recherche menée dans ses laboratoires et de sa capacité à former de jeunes chercheurs.

Ainsi, je suis honoré de présenter, au nom de l'Institut, ce sixième numéro de la collection HDR. Il concrétise la volonté d'une mise en lumière des travaux de recherche de l'Institut, attendue par différentes parties prenantes de la gestion des risques nucléaires et radiologiques et s'adresse plus largement à la communauté académique. Je remercie donc tout particulièrement Yann MONERIE de m'en donner l'opportunité, à l'occasion d'une étape importante de sa carrière scientifique.

Giovanni Bruna,
Directeur scientifique de l'Institut de radioprotection et de sûreté nucléaire

Illustration en page de couverture : empreintes d'hétérogénéités sphériques polydisperses sur une fissure non plane.

Je remercie très sincèrement les membres du jury d'avoir accepté d'examiner cette synthèse en détail et en particulier les trois rapporteurs, Pierre Gilormini, Ricardo Lebensohn et Jean-Jacques Marigo. La présence simultanée d'André Chrysochoos en tant que président de ce jury et de Pierre Suquet me touche sur le plan scientifique mais aussi personnel ; je les remercie pour leur soutien répété, l'étendue de leurs connaissances, la finesse de leur vision et leurs précieux conseils. J'adresse aussi mes chaleureux remerciements à Sylvain Leclercq, Anna Pandolfi et Farhang Radjaï dont la participation à ce jury a complété la richesse des échanges — tantôt en français, tantôt en anglais — autour des trois composantes qui guident ce mémoire : les motivations appliquées, la modélisation théorique et la simulation numérique.

J'espère que ce document de synthèse traduit convenablement mon goût prononcé pour le travail collaboratif. À ce titre, je remercie les chercheurs, les ingénieurs et les étudiants avec qui j'ai eu grand plaisir à travailler. Je pense en particulier aux équipes du MIST, de l'IRSN et du LMGC. Ces collaborations, toujours passionnantes sur les plans scientifique et humain, ont donné lieu à diverses productions dont les coauteurs se reconnaîtront sans peine. Je me permets l'attribution d'un cristal personnel à Frédéric DUBOIS : sans lui, ces années de recherche n'auraient pas été si pleines et si enthousiasmantes.

Enfin, je remercie tous ceux qui m'ont fait le plaisir de se joindre à cette soutenance. Sur le plan extra-professionnel, qui n'est parfois pas si éloigné dans la vie d'un chercheur, j'adresse mes plus chaleureuses pensées à ma famille et à mes proches.

À mon épouse, Christine, et à mes enfants, Maël et Lison.

Université Montpellier II
École doctorale Information Structures Systèmes, E.D. 166
Habilitation à diriger des recherches
(HDR)

Micromécanique du combustible Homogénéisation, fissuration, milieux granulaires

27 septembre 2010

Yann MONERIE
Institut de radioprotection et de sûreté nucléaire

Composition du jury :

M. P. Gilormini	Rapporteur
M. R. Lebensohn	Rapporteur
M. J.-J. Marigo	Rapporteur
M. A. Chrysochoos	Président
M. S. Leclercq	Examineur
Mme A. Pandolfi	Examinatrice
M. F. Radjaï	Examineur
M. P. Suquet	Examineur

ISBN 978-2-11-131151-0

©2013, IRSN. Tous droits réservés.

SOMMAIRE

Résumé	9
Chapitre 1	
Synthèse des activités	11
1.1 Parcours professionnel et démarche scientifique en micromécanique des matériaux	11
1.2 Le combustible nucléaire : céramiques poreuses pressurisées	17
1.2.1 Introduction	17
1.2.2 Comportement thermoélastique	20
1.2.3 Comportement viscoplastique stationnaire et instationnaire	22
1.2.4 Comportement plastique et endommagement ductile	25
1.2.5 Stabilité de la colonne combustible et relocalisation : couplage fluide-grains	29
1.3 Le Zircaloy hydruré et irradié : les composites à gradient de propriétés	37
1.3.1 Une démarche multiéchelle pour l'analyse de la rupture s'appuyant sur les modèles de zone cohésive, la méthode <i>Non Smooth Fracture Dynamics</i>	37
1.3.2 Comportements équivalents à l'échelle locale	50
1.3.3 Comportement à l'échelle globale du matériau à gradient de propriétés	61
1.4 Le laboratoire commun de micromécanique et d'intégrité des structures (MIST)	62
1.4.1 Objectifs, structure et activités du Laboratoire	62
1.4.2 Évolutions et perspectives	64
Chapitre 2	
Perspectives	69
2.1 Perspectives scientifiques	69
2.2 Perspectives d'encadrement et d'enseignement	72
Chapitre 3	
Présentation personnelle	75
3.1 <i>Curriculum vitae</i>	75
3.2 Publications	81
3.2.1 Revues internationales à comité de lecture	81
3.2.2 Conférences générales, invitées et actes de congrès avec comité de lecture	83
Références	89
Quelques publications significatives	97
Annexes	99

Résumé

Ce travail synthétise une quinzaine d'années de recherche en micromécanique des matériaux. Les motivations appliquées relèvent des matériaux hétérogènes à micro-structure évolutive cadre de la sûreté nucléaire. L'étude spécifique du combustible nucléaire se révèle riche en problématiques à caractère plus fondamental. Trois thèmes principaux sont abordés : 1/ l'homogénéisation, 2/ la fissuration, la rupture et la fragmentation, 3/ les milieux discrets et les couplages fluide-grains.

L'homogénéisation. Les méthodes analytiques de changement d'échelles proposées visent à estimer ou à borner les comportements linéaires et non linéaires équivalents des milieux poreux isotropes et des composites anisotropes à matrice métallique. Les milieux poreux considérés sont saturés ou drainés, à matrice compressible ou incompressible et possèdent une ou deux échelles de pores sphériques, ellipsoïdaux ou de fissures. Les composites étudiés possèdent une anisotropie macroscopique liée à celle de la matrice, à la forme et à la distribution spatiale des inclusions. Les comportements thermoélastiques, élastoplastiques, viscoplastiques et l'endommagement ductile de ces milieux sont abordés par différentes techniques : extensions d'approches classiques, approches variationnelles et approches par potentiels elliptiques avec mécanismes élémentaires thermiquement activés. Les modèles développés sont validés sur des simulations numériques aux éléments finis et leur pertinence fonctionnelle est illustrée par comparaison à des données expérimentales issues de la littérature. Parmi les résultats significatifs obtenus, on peut citer un critère de plasticité pour les milieux fissurés à matrice de Gurson.

La fissuration. La simulation numérique de la multifissuration des milieux fortement hétérogènes est abordée au travers d'une méthode nommée *Non Smooth Fracture Dynamics*. Cette méthode repose sur une modélisation aux éléments finis cohésifs-volumiques et sur une gestion multicorps en dynamique non régulière. Les principales difficultés théoriques et pratiques de la méthode cohésive-volumique sont abordées en détails : non-unicité des solutions, instabilités, dépendance au maillage, mixité locale, identification expérimentale des propriétés cohésives. En associant cette méthode à des techniques d'homogénéisation analytiques et numériques, une approche à deux échelles volumiques et surfaciques est développée pour la fissuration des milieux à gradient de propriétés : l'effet de la répartition spatiale d'inclusions fragilisantes sur les critères macroscopiques de rupture et sur la tortuosité des chemins de fissuration est mis en évidence. Un résultat intermédiaire de ces travaux

est la caractérisation statistique des **Volumes élémentaires représentatifs (VER)** en fissuration et rupture.

Les milieux granulaires. Cette thématique plus récente regroupe l'analyse numérique et stochastique des milieux discrets en présence ou non d'une phase fluide. Sur le plan numérique, la méthode multicorps est employée. Dans le cas d'un fluide interstitiel ou environnant, cette méthode est couplée à une approche de type milieux poreux (fluide homogène équivalent) ou de type domaines fictifs (simulation numérique directe) selon le régime inertiel et la taille du système considérés. Ces méthodes sont validées sur des essais de fluidisation et de sédimentation. Sur le plan de l'analyse, quelques résultats sont obtenus pour les écoulements gravitaires : statistique de blocage en configuration de silo, effets de compaction lors d'avalanches sous-marines.

Chapitre 1

Synthèse des activités

1.1 Parcours professionnel et démarche scientifique en micromécanique des matériaux

Mes activités de recherche portent depuis bientôt 15 ans sur la micromécanique des matériaux. Trois thématiques principales ont été abordées : **fissuration**, **homogénéisation** et plus récemment **milieux granulaires**.

Ces activités ont débuté par un doctorat sur la modélisation théorique et numérique de la fissuration des matériaux hétérogènes et par un poste de scientifique du contingent à l'ONERA et au Laboratoire de mécanique des solides de l'École polytechnique sur l'analyse expérimentale et la simulation de la résistance des matériaux composites. Par la suite, mes travaux de R&D se sont orientés — lors d'un post-doctorat au CEA — vers la modélisation théorique des changements d'échelles et vers des applications dédiées au domaine du combustible nucléaire.

En intégrant l'IRSN en 2002, cette composante théorique-applicative s'est poursuivie et intensifiée sous l'angle des situations accidentelles et des problèmes de sûreté associés. En 2007, j'ai mis en place le Laboratoire commun de micromécanique et intégrité des structures (MIST, laboratoire commun CNRS UMR 5508 — IRSN — université de Montpellier II), dont j'assume depuis la direction.

En préambule, je souhaite souligner un goût personnel fort, que cette synthèse reflète peut-être mal, pour la recherche collaborative et les échanges d'idées. Ce goût peut probablement être illustré par la trentaine de coauteurs différents avec lesquels j'ai publié mes travaux.

Ces travaux ont été portés par une volonté de compréhension des mécanismes élémentaires, de modélisation et de simulation numérique des matériaux à microstructure complexe et évolutive. Dans ce cadre, les besoins spécifiques de l'IRSN et plus particulièrement ceux de la Direction de la prévention des accidents majeurs concernent :

1. l'anticipation des évolutions technologiques proposées par les exploitants nucléaires dans une démarche d'optimisation des coûts : évolutions des gestions des combustibles et utilisation de matériaux innovants ;
2. la prédiction du comportement des matériaux en l'absence de mesures continues de leurs propriétés (e.g. pas de mesure en ligne possible pour les propriétés du combustible).

Sur le plan formel de la démarche scientifique, la réponse à ces besoins passe par le développement **d'outils prédictifs et génériques** : *prédictifs* pour être en mesure d'anticiper les extensions de durée de vie des combustibles et plus généralement des différents constituants des centrales nucléaires, *génériques* pour s'adapter le plus aisément possible à l'émergence de nouveaux concepts ou de nouvelles nuances matérielles. Par ailleurs, les systèmes combustibles devant présenter une résistance la plus grande possible, leurs concepteurs visent à y introduire le maximum de souplesse. Les états d'intérêt dans ces systèmes sont ainsi des états fortement dégradés, présentant de nombreuses non-linéarités, des mécanismes couplés parfois prédominants et des caractérisations expérimentales souvent partielles. Ce double défi — méthodes prédictives et nombreux mécanismes de dégradation — fait de la sûreté nucléaire un domaine particulièrement stimulant pour le mécanicien. Cette complexité impose d'être en mesure d'extraire d'un problème technique donné, un problème scientifique pertinent, et de proposer des méthodes de résolution les plus *fructueuses* possibles. Ce dernier point est délicat. La présence de nombreux mécanismes élémentaires aux petites échelles requiert un effort spécifique de sélection des variables internes pertinentes aux échelles supérieures.

Cette sélection judicieuse est nécessaire pour proposer un support aux analyses de sûreté à la fois scientifiquement irréprochable et suffisamment pragmatique pour être concrètement utilisable. J'ai tenté durant les dernières années d'aller aussi loin que possible dans les développements d'outils théoriques, en essayant de ne jamais perdre de vue l'utilisation que l'on souhaitait en faire. De bons candidats d'arbitrage dans ce compromis **rigueur/pragmatisme** me semblent être les outils de simulation numérique auxquels ces modélisations sont dédiées *in fine*.

Ces outils de simulation en support aux analyses de sûreté s'appuient essentiellement sur des représentations géométriques simplifiées du problème, telles que l'hypothèse d'axisymétrie pour les crayons de combustible. Il s'agit du logiciel SCANAIR à l'IRSN, des logiciels similaires existant chez l'ensemble des acteurs du domaine nucléaire (CEA, EDF, etc.). Ce choix d'une géométrie simplifiée est consécutif à la nécessité d'examiner un grand nombre de situations en un temps court dans le cas d'analyses de sûreté. Une étude approfondie de ces logiciels, conduite en 2002-2003, m'a permis de souligner un besoin fort de modélisations physiquement motivées : les modèles de comportement thermomécanique y sont principalement empiriques ou semi-empiriques et très spécifiques aux matériaux considérés. Cette situation rend ces logiciels délicats à mettre en œuvre en situations d'extrapolations, même partielles : nouveaux cas de chargements, nouveaux taux de combustion, matériaux innovants.

Ce constat m'a conduit à proposer un programme de recherche étendu sur plusieurs années et spécifiquement dédié à la modélisation générique des matériaux hétérogènes symptomatiques du combustible. Pour fixer les idées, l'objectif principal est de fournir des lois de comportement utilisables dans un logiciel tel que SCANAIR et pour lequel il n'est pas réaliste, ni judicieux, de procéder à une discrétisation spatiale complète de toutes les hétérogénéités des matériaux considérés. L'échelle envisagée se situe donc entre celle des hétérogénéités matérielles (de quelques dizaines de nanomètres à quelques microns) et celle du calcul des structures (du centimètre à quelques mètres). À ces échelles, les microstructures et les mécanismes élémentaires de déformation du combustible sont nombreux.

Ces **microstructures** peuvent être séparées en deux grandes classes :

1. les céramiques poreuses pour les combustibles nucléaires ;
2. les matériaux composites à matrice métallique pour les gainages de combustible.

Du fait des conditions sévères que supportent ces matériaux durant leur vie en réacteur, les microstructures initiales subissent d'importantes modifications : défauts d'irradiation, oxydation, apparition de précipités, de produits de fission, etc. L'enjeu est d'être capable d'intégrer ces évolutions microstructurales dans les modélisations au travers de paramètres physiquement pertinents et ayant une chance d'être

accessibles expérimentalement. Or, en l'absence de mesures en ligne dans les réacteurs nucléaires, aucun paramètre microstructural n'est *a priori* directement mesurable expérimentalement ; l'effort doit ainsi porter sur une prise en compte de paramètres qui peuvent être reliés à des *mesures intégrables à l'échelle du réacteur*, telles que le taux de combustion par exemple. Pour l'essentiel, le combustible UO_2 à fort taux de combustion est ainsi assimilable à une céramique globalement isotrope possédant deux échelles de pores de morphologies distinctes et pressurisés par des gaz de fission. Le gainage de Zircaloy fortement hydruré et irradié est assimilable à un matériau multicouche globalement orthotrope et possédant un gradient de propriétés intracouche (figure 1.1). Les **mécanismes** de déformations dans ces matériaux à haute température sont eux aussi nombreux : thermoélasticité, plasticité, viscoplasticité, endommagement, multifissuration, etc.

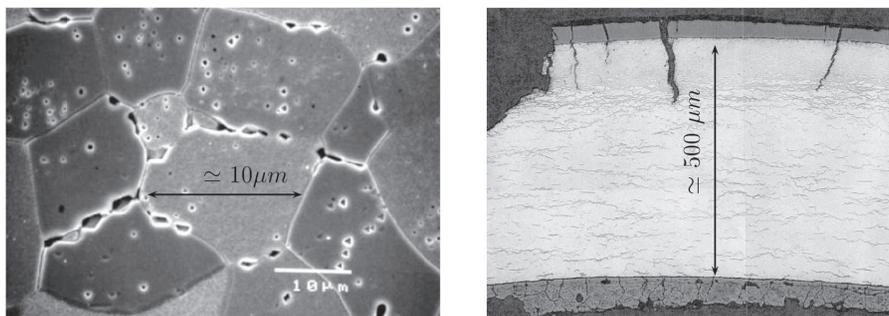


Figure 1.1. À gauche : microstructure d'un combustible UO_2 à fort taux de combustion, d'après Dherbey et al. (2002). À droite : microstructure d'une gaine de Zircaloy irradiée après rupture volontaire, d'après Papin et al. (1996).

Pour clarifier davantage le contexte industriel, il convient de préciser les conditions accidentelles envisagées. Les évolutions microstructurales qui viennent d'être mentionnées sont relatives au fonctionnement nominal en réacteur. En dehors de ce fonctionnement nominal, les deux situations accidentelles suivantes ont servi de fil conducteur à mes activités depuis 2002 :

- *l'accident par injection de réactivité*, dénommé RIA, pour lequel on postule la défaillance du système de maintien des barres de commande : l'éjection de ces barres sous l'effet de la pression interne du caloporteur (≈ 150 bars dans les réacteurs à eau pressurisée) entraîne une augmentation locale de puissance dans le combustible, de sa température et donc de sa dilatation thermomécanique ; le combustible impose sa déformation à la gaine qui peut alors rompre ;
- *l'accident par perte de réfrigérant primaire*, dénommé APRP, pour lequel on postule l'apparition d'une brèche dans le circuit primaire, une vidange partielle du caloporteur et une perte de la pression fluide associée : la pression des gaz

de fission contenus dans le combustible n'a plus de contre-réaction externe et peut ainsi conduire à un ballonnement de la gaine par fluage à haute température et à son éventuelle rupture (figure 1.2).

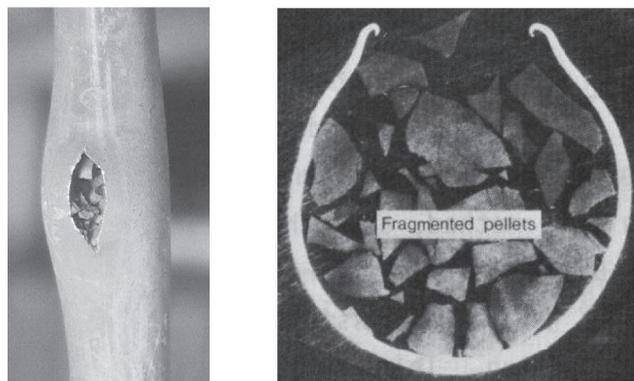


Figure 1.2. Illustration d'une situation de type ballonnement avec rupture du gainage et possibilité d'éjection de fragments de combustible. À gauche : vue extérieure du crayon. À droite : coupe transversale, d'après Karb et al. (1983).

Du point de vue mécanique, ces deux situations se distinguent par le chargement interne de la gaine : pour le RIA, le chargement est de type (vitesse de) déformation imposée et le pulse de réactivité dure quelques dizaines de millisecondes, pour l'APRP le chargement est de type pression imposée et la durée de dépressurisation est de l'ordre de la minute (selon la taille de brèche). L'objectif des outils de modélisation et de simulation numérique est de prédire le comportement du combustible et de son gainage lors de ces situations accidentelles. Cette prédiction doit en particulier tenir compte des évolutions microstructurales apparues lors du fonctionnement nominal.

La recherche de lois de comportement équivalentes pour ces microstructures complexes et ces mécanismes de déformation variés passe ainsi par la mise en œuvre de méthodes de changements d'échelles. Il apparaît clairement que la sûreté nucléaire doit tirer le meilleur parti des méthodes d'**homogénéisation** de type analytique. Ce caractère analytique assure en effet la plus grande généralité possible et une utilisation numérique directe. Elles permettent, par ailleurs, la recherche conjointe de *bornes* et d'*estimations* pour les propriétés effectives, se rapprochant ainsi des approches *conservatives* et *best-estimate* qui constituent les piliers des critères de sûreté. Ces modèles analytiques sont cependant délicats à obtenir et se cantonnent principalement aux comportements durcissants (e.g. élasto-viscoplasticité) ou progressivement adoucissants (e.g. endommagement ductile). Pour les comportements rapidement adoucissants, comme ceux incluant de la fissuration

ou de la rupture, des approches numériques doivent le plus souvent être utilisées. Là encore, le développement de méthodes numériques efficaces pour l'analyse de la multifissuration et de la rupture des matériaux fortement hétérogènes reste un domaine grandement ouvert. Parmi les approches en développement présentant un fort intérêt, mon programme de recherche s'est orienté vers les modèles de **zones cohésives**.

Ces méthodes analytiques ou numériques appartiennent à la classe des approches locales et sont donc conformes aux échelles étudiées. Cependant, à une échelle légèrement supérieure — celle d'une collection de pastilles de combustible — certains mécanismes physiques de première importance pour les analyses de sûreté sont difficilement appréhendables par les logiciels à géométrie simplifiée. Parmi ces mécanismes, on peut citer :

- l'interaction combustible-caloporteur en cas d'éjection de combustible lors d'une situation accidentelle de type RIA ;
- la stabilité de la colonne combustible fragmentée en cas de ballonnement lors d'une situation accidentelle de type APRP.

Une fois encore, ces deux situations sont fortement liées à la nature du milieu discret constitué par les fragments de combustible obtenus après un temps de séjour prolongé en réacteur (figure 1.3). Bien que ces analyses dépassent le cadre des échelles envisagées ici *a priori*, mon programme de recherche intègre **la mécanique des milieux discrets**.

Mes travaux dans le domaine des matériaux peuvent ainsi être classés en trois catégories :

1. l'homogénéisation ;
2. la fissuration, la rupture et la fragmentation ;
3. les milieux discrets et les couplages fluide-grains.

Les études associées ont donné des développements plus généraux que les applications nucléaires visées. Le détail de ces travaux est indiqué ci-après en prenant comme grille de lecture le combustible (section 1.2) et son gainage (section 1.3). Enfin, cette synthèse des activités se termine par une présentation du Laboratoire MIST (section 1.4) et est suivie par quelques perspectives personnelles (section 2).

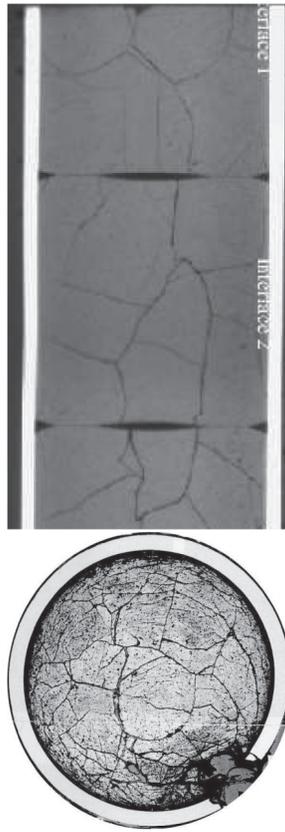


Figure 1.3. Coupes d'un empilement de pastilles combustible fortement irradiées et de leur tube-gaine, avant situation accidentelle (haut) et après (bas).

1.2 Le combustible nucléaire : céramiques poreuses pressurisées

1.2.1 Introduction

Dans la majorité des réacteurs nucléaires actuels, les combustibles se présentent sous la forme de pastilles cylindriques¹ empilées dans des tubes métalliques minces² (figure 1.3). Ces tubes-gaines constituent la première barrière de confinement des produits radioactifs et, à ce titre, les études de sûreté visent à déterminer les conditions qui pourraient mener à leur rupture.

¹ Les tailles caractéristiques de ces pastilles cylindriques sont : hauteur \approx diamètre \approx 1 cm.

² Les tailles caractéristiques de ces tubes sont : hauteur \approx 4 m, diamètre \approx 1 cm, épaisseur \approx 0,5 mm.

Qu'il s'agisse de situations accidentelles ou de conditions de fonctionnement nominal, la principale cause de déformation de ces tubes et de leur éventuelle rupture est le **gonflement du combustible nucléaire**. Sous l'effet de la puissance nucléaire dégagée par le combustible et de l'élévation de température qui en résulte, ce gonflement est induit par³ :

1. une dilatation thermique ;
2. une augmentation de la pression des gaz de fission présents dans le combustible (« gonflement gazeux ») ;
3. une augmentation de volume liée à la croissance de cavités par déformations anélastiques du combustible (« gonflement mécanique »).

Le premier point est évident compte tenu des températures qui règnent dans le combustible : plus de 1 000 °C en conditions nominales, de 1 800 °C à 2 000 °C en conditions accidentelles. Les deux derniers points sont liés au fait que les combustibles nucléaires sont des **céramiques poreuses**. La microstructure de ces céramiques dépend de la nature du combustible considéré.

Dans les réacteurs à eau sous pression, on distingue les combustibles à base de dioxyde d'uranium (UO_2) et les combustibles à base d'un mélange d'oxydes d'uranium et de plutonium (MOX). On se restreint ici aux combustibles UO_2 , sachant qu'une partie des méthodes développées s'adapte aux combustibles MOX à l'aide de changements d'échelles supplémentaires. Dans les combustibles UO_2 , on distingue différentes populations de porosités selon qu'il s'agit de combustible vierge (*i.e.* non irradié) ou de combustible à fort taux de combustion (*i.e.* fortement irradié).

Le combustible vierge se caractérise par la présence d'une population unique de **porosités de fabrication**. Il s'agit de porosités assez grosses, dont la forme est souvent assimilée à des sphères et dont la taille caractéristique est de l'ordre de 20 μm . Durant la vie en réacteur du combustible, cette population diminue progressivement et une double population de porosités se nuclée du fait de l'apparition de gaz de fission. Il s'agit de porosités pressurisées ; on parle alors de *bulles*. Pour de forts taux de combustion, la microstructure du combustible et les échelles caractéristiques associées sont illustrées sur la figure 1.4. On distingue le long des joints de grain une population de **bulles intergranulaires**. Cette population se présente sous la forme de « chapelets » de bulles sphériques, souvent assimilées à des bulles ellipsoïdales aplaties (oblates), voire à des fissures circulaires. La dimension caractéristique de ces bulles est de l'ordre de 200 nm à 1 μm . À une échelle encore inférieure, dans les grains, on distingue une population de **bulles intragranulaires**. Il s'agit de bulles sphériques de l'ordre de la dizaine de nanomètres. Au fur et à mesure que le taux de

³ Le gonflement par apparition de produits de fission « solides » est ici négligé.

combustion augmente, la répartition des bulles inter/intra-granulaires évolue sous l'effet de différents phénomènes physiques de type migration. La microstructure de ces céramiques poreuses évolue donc de manière significative avec leur temps de séjour en réacteur. Les modélisations multiéchelles trouvent ici une place naturelle : peut-on prévoir le comportement de ces céramiques poreuses *tout au long* de leur vie en réacteur ou dans des situations accidentelles très délicates et coûteuses à reproduire expérimentalement ?

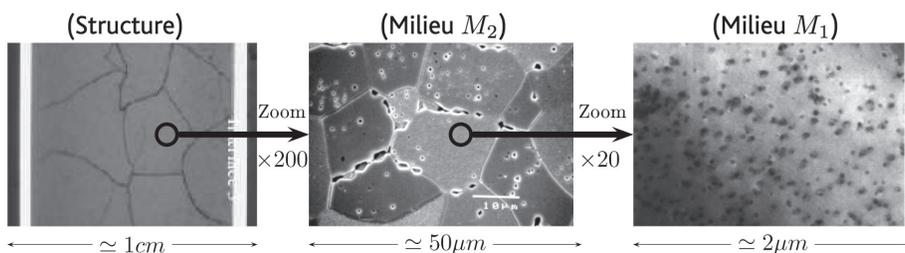


Figure 1.4. Microstructure d'un combustible UO_2 irradié : à l'échelle d'une pastille (à gauche), d'une collection de grains (au centre, d'après Dherbey et al. (2002)), d'un grain (à droite).

Ces modélisations multiéchelles du gonflement des céramiques poreuses rencontrent une double difficulté :

1. une microstructure à une ou plusieurs échelles selon qu'il s'agit de combustible vierge — porosités de fabrication — ou de combustible fortement irradié — bulles intergranulaires et bulles intragranulaires — ;
2. l'existence de plusieurs mécanismes concomitants de déformations élémentaires.

Plusieurs solutions possibles de modélisations sont présentées ici. D'une part les modélisations à plusieurs échelles concernant un seul mécanisme élémentaire (thermoélasticité ou plasticité), et d'autre part, celles à une seule échelle concernant plusieurs mécanismes élémentaires (fluage non stationnaire, fluage stationnaire-diffusion et fluage stationnaire-dislocation). Pour les modélisations à une seule échelle, l'hypothèse est faite d'une seule population de pores sphériques distribués aléatoirement (combustible de type vierge). Pour les modélisations à deux échelles, on s'intéresse à l'échelle inférieure en distinguant deux populations de bulles : les bulles intragranulaires supposées sphériques et distribuées aléatoirement et les bulles intergranulaires de forme ellipsoïdales aplaties, distribuées aléatoirement en l'espace et en orientation (le combustible fortement irradié).

La principale hypothèse de modélisation sur laquelle s'appuie l'ensemble de ces travaux concerne *la partition de la déformation à l'échelle macroscopique*. On suppose qu'une étape d'homogénéisation peut être réalisée pour chaque mécanisme élémentaire d'intérêt et que la déformation globale macroscopique résulte de l'addition des déformations macroscopiques associées à chacun de ces mécanismes :

$$\Sigma = \mathbb{C} : (\mathbf{E} - \alpha \Delta T \mathbf{i} - \mathbf{E}_{\text{pla}} - \mathbf{E}_{\text{vis}}),$$

où, formellement, Σ est la contrainte macroscopique, \mathbb{C} le tenseur d'élasticité macroscopique, α le coefficient de dilatation thermique macroscopique, T la température et \mathbf{E} , \mathbf{E}_{pla} et \mathbf{E}_{vis} désignent respectivement les déformations macroscopiques totale, plastique et visqueuse (\mathbf{i} est le tenseur identité d'ordre 2). Cette hypothèse est formulée pour des raisons évidentes de simplicité — la maîtrise de chaque mécanisme indépendamment des phénomènes fortement couplés — mais aussi parce qu'elle correspond au formalisme des logiciels tels que SCANAIR et permet ainsi de les alimenter en modélisations au plus proche de leurs besoins.

Mes activités de recherche synthétisées ci-dessous à propos du combustible concernent différents domaines de la *microporomécanique* et des *milieux granulaires*. Les travaux d'homogénéisation proposés dans le domaine microporomécanique sont résumés dans le tableau 1.1. On note que seuls les mécanismes de viscoplasticité dans le cas de la seconde échelle de bulles intergranulaires (milieu M_2) n'ont pas été explicitement traités.

1.2.2 Comportement thermoélastique

L'analyse des comportements linéaires du combustible a fait l'objet d'une partie de mon post-doctorat (2000-2002) et d'une collaboration avec Pierre Suquet (CNRS/LMA) dans le cadre d'une partie des travaux de thèse de Pierre-Guy Vincent (2004-2007).

Pour fixer les notations, on s'intéresse à un **Volume élémentaire représentatif (VER)** Ω et à deux changements d'échelles :

- un milieu homogène équivalent, noté M_I , représentant une matrice d' UO_2 (milieu continu M_0) et des bulles intragranulaires sphériques de fraction volumique f_b pressurisées à une pression p_b uniforme (f_b étant une fraction volumique locale au sens du milieu M_I);

- un milieu homogène équivalent, noté M_2 , représentant une matrice M_1 et des bulles intergranulaires ellipsoïdales oblates de fraction volumique f_e , de facteur d'aspect w , distribuées aléatoirement dans l'espace et en orientation et pressurisées à une pression p_e uniforme.

Mécanismes (milieu M_0)	Bulles intra (milieu M_1)	Bulles inter (milieu M_2)	Pores macro (combustible vierge)
Thermoélasticité			
Conductivité	(Maxwell, 1873)	$\langle \text{Sihvola} \rangle_{\odot}$	(Maxwell, 1873)
Elasticité	HS + Biot (Vincent et al., 2009a)	$\langle \text{PCW} \rangle_{\odot}$ + Biot (Vincent et al., 2009a)	HS
Plasticité			
	GTN + pression (Vincent et al., 2009a)	N -phases + pression (Vincent et al., 2009a)	GTN
Viscoplasticité			
stationnaire	Potentiels elliptiques couplés+pression (Monerie, 2006a)		Potentiels elliptiques couplés (Monerie et Gatt, 2006)
instationnaire	Potentiel elliptique modifié+pression (Monerie, 2006a)		Potentiel elliptique modifié (Monerie, 2006a)

Tableau 1.1. Modèles microporomécaniques développés pour le combustible UO_2 : état vierge contenant seulement des pores macroscopiques ou état irradié contenant des bulles sous pression aux échelles intergranulaire et intragranulaire. La notation $\langle \cdot \rangle_{\odot}$ indique une prise de moyenne sur les orientations équiprobables, **HS** indique la borne de Hashin et Shtrikman (1963), **PCW** et **Sihvola** désignent respectivement les estimations de Ponte Castañeda et Willis (1995) et Sihvola et Lindell (1992), **Biot** la prise en compte de termes de Biot, **GTN** le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (Tvergaard, 1989) et **N -phases** une modélisation inspirée des travaux de Bilger et al. (2002).

Les coefficients de *dilatation thermique* et de *conductivité thermique* associés à ces deux changements d'échelles peuvent être déduits de travaux de la littérature. Le coefficient de dilatation thermique d'un milieu poreux est identique à celui du milieu dense (Levin, 1967) : celui du combustible poreux correspond donc à celui de la matrice d' UO_2 ; il en possède en particulier la même dépendance à la température qui peut être trouvée dans Carbajo et al. (2001). Le coefficient de conductivité thermique est obtenu par l'estimation de Sihvola et Lindell (1992) pour les porosités ellipsoïdales, estimation qui se réduit à celle plus classique de Maxwell (1873) dans le cas limite des sphères. Compte tenu de l'orientation aléatoire des porosités ellipsoïdales, une

conductivité isotrope est attendue et une moyenne sur l'ensemble des orientations doit être opérée. La dépendance à la température du coefficient de conductivité thermique effectif inclut donc de manière indirecte celle de la matrice d' UO_2 , de nouveau donnée dans Carbajo *et al.* (2001).

Les *propriétés élastiques* ont été déterminées de manière détaillée durant mon post-doctorat sur la base d'estimations de type autocohérentes (Gatt *et al.*, 2004) : estimation autocohérente standard pour le milieu M_1 et estimation de Berryman (1980) pour le milieu M_2 . Ces estimations ont été comparées de manière satisfaisante à des mesures expérimentales ultrasonores sur combustible vierge. Nous les avons reprises plus récemment sous l'angle des travaux de Dormieux *et al.* (2002) pour analyser le cas irradié et prendre en compte les effets de pression (Vincent *et al.*, 2009a). Il s'agit d'estimations de type Mori et Tanaka (1973) incluant des termes de Biot : borne de Hashin et Shtrikman (1963) pour le milieu M_1 à l'échelle du grain et estimation de Ponte Castañeda et Willis (1995) avec moyenne sur les orientations équiprobables pour le milieu M_2 à l'échelle d'une collection de grains (tenseurs d'élasticité \mathbb{C}_i et tenseurs de Biot \mathbb{B}_i pour chaque milieu M_i),

$$\Sigma = \mathbb{C} : \mathbf{E}_{\text{ela}} - p_e \mathbb{B}_2 + p_b (\mathbb{B}_2 - \mathbf{i}) \cdot \mathbb{B}_1 \quad \text{avec } \mathbb{B}_i = \mathbf{i} : \left(\mathbb{I} - (\mathbb{C}_{i-1})^{-1} : \mathbb{C}_i \right). \quad (1.1)$$

où \mathbb{I} est le tenseur identité d'ordre 4. On note que l'effet des pressions aux deux échelles n'est pas simplement additif contrairement à ce qui est admis dans la majorité des logiciels simplifiés d'analyse du combustible.

1.2.3 Comportement viscoplastique stationnaire et instationnaire

Ce thème de recherche a fait l'objet de mon post-doctorat (2000-2002), d'une collaboration avec Pierre Suquet (CNRS/LMA) et de travaux ultérieurs personnels internes IRSN et non encore publiés dans la littérature ouverte (2005-2006).

La viscosité est un mécanisme prépondérant des matériaux polycristallins à haute température. Ceci est d'autant plus vrai pour l' UO_2 en situations accidentelles où les vitesses élevées de sollicitation accentuent les effets visqueux. Les essais de fluage réalisés sur des pastilles d' UO_2 indiquent la présence d'un fluage stationnaire et d'un fluage instationnaire (Dherbey *et al.*, 2002).

Concernant le fluage stationnaire, les physiciens du solide identifient deux mécanismes élémentaires de viscosité pour l' UO_2 : le fluage-diffusion et le fluage-dislocation, chacun étant prépondérant dans une plage donnée de températures et de contraintes. Ces comportements élémentaires incluent une dépendance à la

température T et à la taille de grain d et dérivent de potentiels en contraintes de type newtonien :

$$\psi(\boldsymbol{\sigma}) = \mathcal{K} \left(\frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_0} \right)^{n+1} \quad \text{avec} \quad \mathcal{K} = \frac{\sigma_0 \dot{\varepsilon}_0}{n+1} d^m e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (1.2)$$

où n est l'exposant de Norton ($1 \leq n \leq +\infty$), σ_0 et $\dot{\varepsilon}_0$ sont des constantes matérielles, m un exposant de sensibilité à la taille de grain, Q une énergie d'activation et R la constante des gaz parfaits. Pour chaque comportement élémentaire i , la prise en compte de la présence de pores dans une matrice d' UO_2 possédant de tels mécanismes peut être réalisée à l'aide du modèle de « sphère creuse » de Michel et Suquet (1992). Ce modèle, exact sous chargement purement hydrostatique et identique à la borne supérieure de Ponte Castañeda (1991) sous chargement purement déviatorique, dérive d'un potentiel elliptique (f est la fraction volumique de pores) :

$$\Psi_i(\boldsymbol{\Sigma}, f) = \mathcal{K}_i \left(A(f) \left(\frac{3 \Sigma_m}{2 \sigma_{0i}} \right)^2 + B(f) \left(\frac{\Sigma_{\text{eq}}}{\sigma_{0i}} \right)^2 \right)^{\frac{n_i+1}{2}} \quad (1.3)$$

À l'échelle macroscopique, ces modèles unitaires sont couplés à l'aide d'une combinaison linéaire :

$$\Psi = (1 - \Theta(\boldsymbol{\Sigma}, T)) \Psi_1 + \Theta(\boldsymbol{\Sigma}, T) \Psi_2, \quad (1.4)$$

où la fonction de couplage $\Theta(\boldsymbol{\Sigma}, T)$ dépend simultanément de la température et de la contrainte et est identifiée sur la base de données physiques telles que les cartes de déformation de Frost et Ashby (1982). Ce modèle micromécanique de fluage des matériaux poreux — le premier du genre concernant l' UO_2 — exhibe à l'échelle macroscopique un troisième mécanisme de viscosité conformément aux observations expérimentales (Dherbey *et al.*, 2002). Il s'avère par ailleurs extrêmement pertinent dans sa modélisation des effets des paramètres microstructuraux (taux de pores, taille de grain) et des effets de chargement (température, vitesse ou contrainte imposée). Cette pertinence est illustrée sur la figure 1.5 et détaillée dans (Monerie et Gatt, 2006). On souligne que ce modèle contient peu de paramètres à identifier.

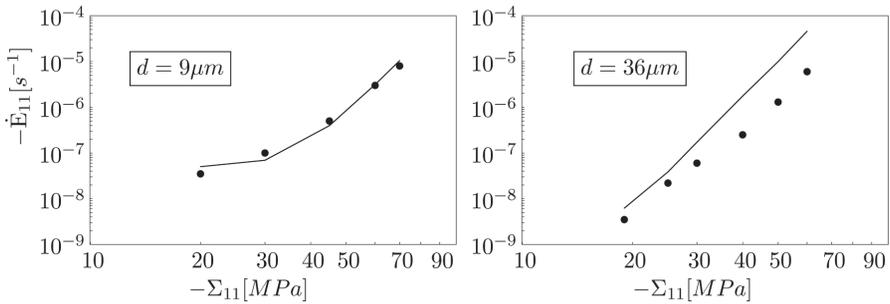


Figure 1.5. Validation du modèle de fluage stationnaire pour l' UO_2 vierge. Sensibilité à la taille de grains durant des tests de fluage en compression uniaxiale : comparaison entre les données expérimentales de Dherbey et al. (2002) (points) et les prédictions du modèle (traits).

Ce modèle de fluage stationnaire peut être étendu au cas instationnaire, *i.e.* à un comportement viscoplastique dérivant à l'échelle élémentaire d'un potentiel de type Lemaitre :

$$\psi^{\text{ins}}(\boldsymbol{\sigma}; \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{ins}}) = \mathcal{K}^{\text{ins}} \left(\frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_0^{\text{ins}}} \right)^{n^{\text{ins}}+1} \left(\frac{\varepsilon_0^{\text{ins}}}{\varepsilon_{\text{eq}}^{\text{ins}}} \right)^M,$$

où M est l'exposant de Lemaitre, n^{ins} est l'exposant de Norton instationnaire, σ_0^{ins} et $\varepsilon_0^{\text{ins}}$ sont des constantes matérielles et \mathcal{K}^{ins} le pendant instationnaire de \mathcal{K} . En réalisant une résolution analytique exacte du problème de sphère creuse à matrice de Lemaitre sous chargement purement hydrostatique et en proposant une estimation sous chargement purement déviatorique, un modèle elliptique similaire à (1.3) est obtenu (Monerie, 2006a). Ce modèle inclut des effets de la déformation macroscopique et les coefficients A^{ins} et B^{ins} associés dépendent de la fraction volumique de pores, de l'exposant de Norton et de l'exposant de Lemaitre. Ce résultat n'est pas encore publié dans la littérature ouverte. La forme finale du potentiel macroscopique instationnaire s'écrit :

$$\Psi^{\text{ins}}(\boldsymbol{\Sigma}, f, \mathbf{E}) = \mathcal{K}^{\text{ins}} \left\{ \widetilde{A}^{\text{ins}}(f) \left[\left(\frac{\varepsilon_0^{\text{ins}}}{2E_m} \right)^{\varrho} \left(\frac{3}{2} \frac{\Sigma_m}{\sigma_0^{\text{ins}}} \right) \right]^2 + \widetilde{B}^{\text{ins}}(f) \left[\left(\frac{\varepsilon_0^{\text{ins}}}{E_{\text{eq}}} \right)^{\varrho} \left(\frac{\Sigma_{\text{eq}}}{\sigma_0^{\text{ins}}} \right) \right]^2 \right\}^s$$

$$\widetilde{A}^{\text{ins}}(f) = \left[(M+1)n^{\text{ins}} \left[n^{\text{ins}} \left(f^{\frac{M+1}{-n^{\text{ins}}}} - 1 \right) \right]^{-n^{\text{ins}}} \right]^{\frac{1}{s}}$$

$$\widetilde{B}^{\text{ins}}(f) = \left[\left(\frac{n^{\text{ins}}+1}{M+n^{\text{ins}}+1} \right)^M \left(1 + \frac{2}{3}f \right)^{\frac{M+n^{\text{ins}}+1}{2}} (1-f)^{-\left(n^{\text{ins}} \frac{M+n^{\text{ins}}+1}{n^{\text{ins}}+1} + M \left(1 + 2 \frac{M+1}{n^{\text{ins}}+1} \right) \right)} \right]^{\frac{1}{s}}$$

où $\rho = M/(n^{\text{ins}} + 1)$ et $s = (n^{\text{ins}} + 1)/2$. On note que lorsque l'exposant de Lemaitre M tend vers zéro, *i.e.* lorsque le comportement microscopique tend vers un comportement newtonien, le modèle de sphère creuse standard est retrouvé.

En couplant ces deux modèles stationnaire et instationnaire, une loi de comportement viscoplastique d'une grande précision est obtenue pour l' UO_2 (figure 1.6). Ce modèle offre par ailleurs l'avantage d'une mise en œuvre simple dans un logiciel aux éléments finis (pour partie implanté dans CAST3M et Code_Aster).

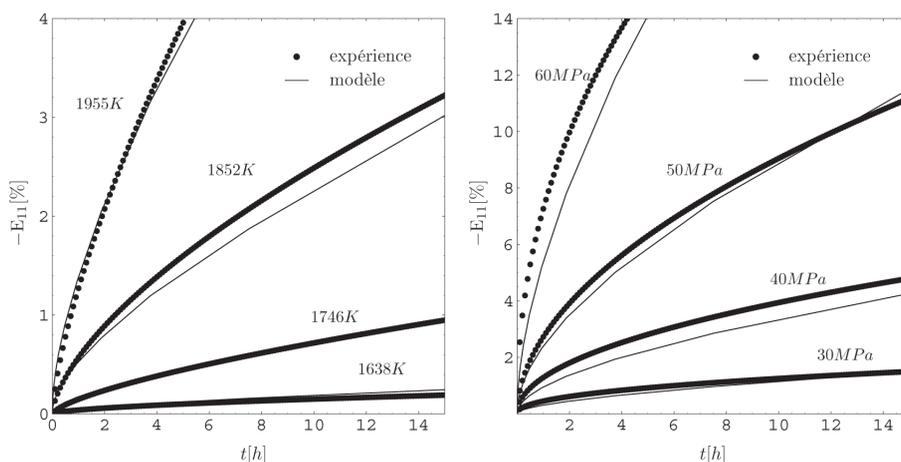


Figure 1.6. Comparaison du modèle de fluage couplé stationnaire-instationnaire de l' UO_2 vierge (traits) et des données expérimentales de Julien (2005) (points) lors d'essais de nuage en compression uniaxiale. Taille de grain $8 \mu\text{m}$. Porosité 4,5 % et contrainte 25 MPa (à gauche) ; porosité 3,5 % et température 1 743 K (à droite).

1.2.4 Comportement plastique et endommagement ductile

Ce thème de recherche a fait l'objet d'une collaboration avec Pierre Suquet (CNRS/LMA) au travers du co-encadrement de la thèse (2004-2007) et du post-doctorat (2007-2008) de Pierre-Guy Vincent.

L'objectif est de définir des critères micromécaniques de plasticité et de ruine ductile pour le combustible vierge et irradié. La thématique générale concerne l'écoulement des gaz de fission contenus dans le combustible quand ce dernier se fragmente : ces gaz peuvent participer à une pressurisation des gainages et ultérieurement, lors d'une éventuelle rupture de gaine, à l'inventaire des produits de fission qui pourraient être disséminés dans l'atmosphère (terme source).

On vise ici l'établissement de critères de plasticité pour les matériaux poreux isotropes à matrice incompressible (milieu M_1) ou compressible (milieu M_2). Les vides considérés sont de forme ellipsoïdale aplatie et supposés distribués et orientés aléatoirement. Les cas des pores sphériques ou des fissures lenticulaires apparaissent comme des cas limites. Dans le cas d'une matrice incompressible correspondant à une seule population de pores — l'échelle du grain d' UO_2 — la matrice obéit à un critère de von Mises. Dans le cas de deux populations de pores, une hypothèse de séparation des échelles est formulée et la population de plus petite taille — supposée de forme sphérique et plongée dans une matrice de von Mises — donne lieu à une matrice homogène équivalente de type Gurson (1977) pour l'échelle d'une collection de grains.

La démarche variationnelle adoptée (Vincent et Monerie, 2008) repose sur une extension non axisymétrique des champs tests de Gologanu *et al.* (1994), incluant lorsque nécessaire une composante compressible (Vincent *et al.*, 2008). Des bornes rigoureuses et des estimations analytiques ont pu être obtenues et comparées à des simulations numériques par éléments finis ou par Transformée de Fourier Rapide (Suquet *et al.*, 2009). Bien que le comportement plastique initial de la matrice d' UO_2 soit isochore, ces modèles soulignent l'influence de la triaxialité des contraintes sur le comportement effectif du combustible poreux (figure 1.7). Ces modèles donnent lieu à des expressions complexes dont le détail peut difficilement être explicité ici dans le cadre d'une synthèse des activités. On souligne cependant qu'un effort a été fait pour aboutir aussi souvent que possible à des estimations ayant une forme simple et ce, afin de faciliter leur mise en œuvre dans les logiciels aux éléments finis. La forme simple visée est celle des modèles de type Gurson-Tvergaard-Needleman (Tvergaard, 1989) ; seuls les coefficients revêtent alors une forme complexe. Enfin, ce travail a permis d'obtenir de nombreux résultats intermédiaires d'intérêt, tels que des critères de plasticité pour les milieux fissurés contenant des fissures alignées ou orientées aléatoirement dans une matrice incompressible (von Mises) ou compressible (Gurson, 1977). L'estimation proposée pour le critère de plasticité des milieux poreux isotropes à cavités ellipsoïdales (fraction de pores f) et à matrice de von Mises (limite d'élasticité σ_0) permet notamment d'illustrer la simplicité recherchée et la pertinence des développements :

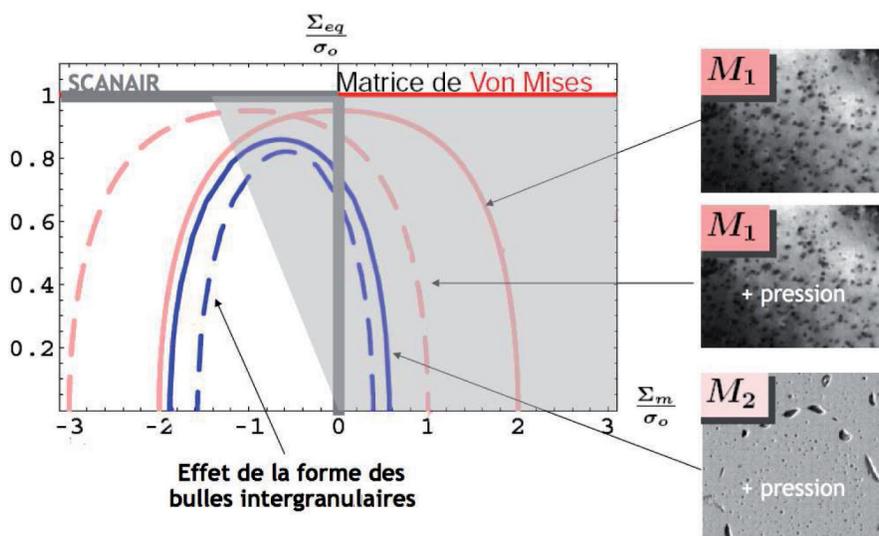


Figure 1.7. Surfaces de charge correspondant au modèle poroplastique équivalent développé pour l' UO_2 à fort taux de combustion (pores inter et intragranulaires pressurisés par des gaz de fission) : rôle des paramètres microstructuraux (taux et forme des pores, pressions) et recommandation sur le domaine de validité de la modélisation SCANAIR (zone grisée pour laquelle la modélisation de SCANAIR — trait gris épais — est assez proche des modèles micromécaniques).

$$C\eta^2 \left(\frac{\Sigma_m}{\sigma_0} \right)^2 + D \left(\frac{\Sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 + 2(g+1)(g+f) \cosh \left(\frac{\kappa \Sigma_m}{\sigma_0} \right) - (g+1)^2 - (g+f)^2 = 0$$

$$\text{avec } D = \frac{4}{15} C \left(\frac{3}{4} + \frac{\eta^2}{3} (1 - 3\alpha_2)^2 + \eta(1 - 3\alpha_2) \right) + \frac{4}{5}, \quad (1.5)$$

et où les coefficients C , η , α_2 , g , κ sont ceux de Gologanu *et al.* (1997). On note que ce modèle possède bien la forme d'un critère de Gurson mais inclut dans le terme quadratique un effet de la contrainte hydrostatique lié à la forme ellipsoïdale des cavités. Dans le cas des cavités sphériques, il est aisé de vérifier que le critère (1.5) est exactement le critère original de Gurson : l'estimation obtenue est une borne supérieure dans ce cas-là. Dans le cas des fissures circulaires, les coefficients sont plus complexes, mais se ramènent à la donnée d'un unique scalaire $g > 0$ qui traduit la densité de fissures présentes dans le milieu. La pertinence de ce critère est illustrée sur la figure 1.8 par comparaison avec des simulations numériques et des bornes issues de la littérature dans le cas de cavités ellipsoïdales aplaties et de fissures circulaires orientées aléatoirement.

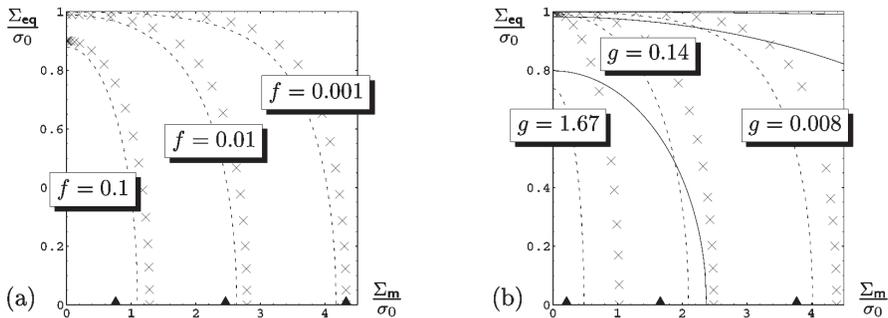


Figure 1.8. Critères de plasticité pour cavités ellipsoïdales aplaties orientées aléatoirement (a) ($w = 1/5$) ou fissures circulaires orientées aléatoirement (b) dans une matrice de von Mises. Croix : borne supérieure (Vincent et al., 2008) ; triangles : simulations numériques éléments finis (borne inférieure, non détaillée) ; pointillés : estimation (1.5) ; traits pleins : borne supérieure de Ponte Castañeda et Suquet (1998), lorsque $g \leq 1$.

Ces modèles ont pu être enrichis par la prise en compte de la pression associée aux gaz de fission présents dans les pores inter et intragranulaires au travers d'une modélisation inspirée des travaux de Bilger *et al.* (2002) : modélisation N -phases d'une cellule élémentaire de type ellipsoïde creux (Vincent *et al.*, 2009a). Là encore, des bornes rigoureuses et des estimations analytiques sont obtenues et comparées de manière très convaincante à des simulations numériques. Ces travaux permettent de procéder à des recommandations sur les domaines de validité de SCANAIR : ce dernier suppose un comportement plastique standard de type von Mises en compression et un comportement de type *no tension material* en traction. On observe que cette hypothèse de modélisation reste relativement pertinente pour une plage étendue de taux de triaxialité en contraintes (figure 1.7, zone grisée), mais devient beaucoup moins adaptée pour des chargements proches de la compression hydrostatique pure.

Enfin, en associant à ces modèles des lois d'évolution pour les paramètres microstructuraux (croissance des pores par déformation plastique de la matrice et coalescence modélisée par une approche de type grain composite, figure 1.9 haut), des modèles d'endommagement ductile sont obtenus (Vincent *et al.*, 2009b). Ces modèles permettent de donner des recommandations concernant l'effet des paramètres microstructuraux sur l'occurrence d'une rupture intergranulaire ou transgranulaire (figure 1.9 bas).

Ces modélisations s'avèrent très pertinentes et contribuent de manière importante à la compréhension du comportement mécanique du combustible et leur portée est générique en pomécanique : géomécanique, stockage profond, etc. Elles arrivent

cependant en butée du compromis rigueur/pragmatisme recherché pour une utilisation directe dans des logiciels de type SCANAIR : 1/ la finesse des mécanismes pris en compte peut être du second ordre devant les simplifications géométriques faites dans ces logiciels, 2/ la résolution numérique de ces modèles en chaque point de Gauss peut s'avérer pénalisante quant aux contraintes d'efficacité requises dans ces logiciels en termes de temps de calcul. Pour être pleinement utilisables dans de tels logiciels, une démarche de type réduction de modèle doit être entreprise. Elle n'a pas encore été réalisée à ce jour.

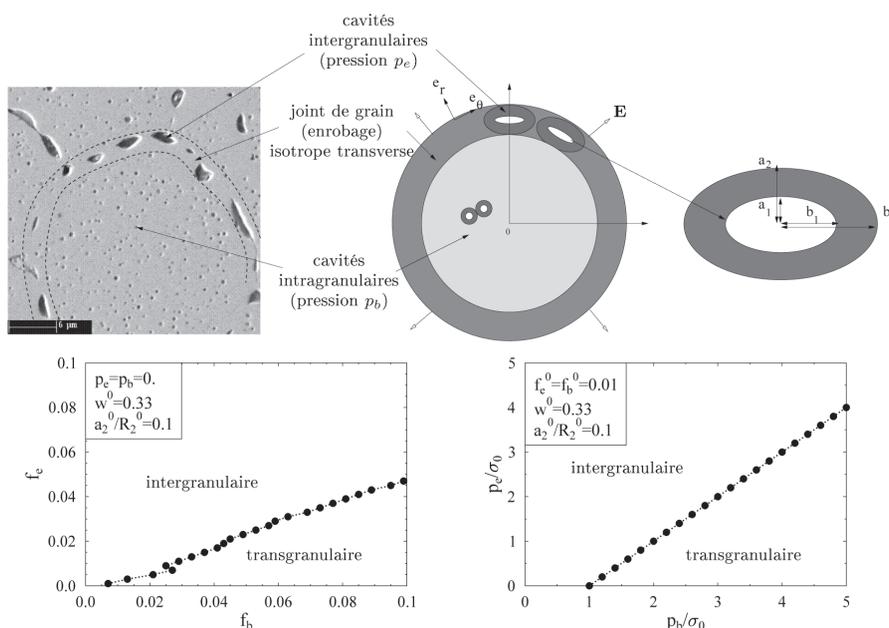


Figure 1.9. En haut : géométrie réelle et idéalisée d'un grain d' UO_2 , modèle de grain composite. En bas : zones d'occurrence de la rupture transgranulaire ou de la rupture intergranulaire en fonction des fractions volumiques initiales de cavités f_b et f_e (à gauche) et des pressions internes p_b et p_e (à droite).

1.2.5 Stabilité de la colonne combustible et relocalisation : couplage fluide-grains

Ce thème de recherche a fait l'objet d'une collaboration avec Farhang Radjaï et Frédéric Dubois (CNRS/LMGC) au travers du co-encadrement de la thèse d'Alexandre Martin (2006-2009), d'une collaboration avec Anthony Wachs (IFP, depuis 2008) et du co-encadrement du post-doctorat de Vincent Topin (2009).

Il s'agit d'un thème qui relève de l'analyse des milieux granulaires, une de mes activités les plus récentes et pour laquelle peu de publications ont encore été produites. Pour éclairer le lecteur sur les travaux précisément réalisés, cette thématique est un peu plus détaillée que les autres.

L'application première visée concerne la stabilité et le confinement de la colonne combustible. Dès les premiers temps de séjour en réacteur, ces pastilles de combustible se fragmentent sous l'action de différentes sollicitations : gradients thermomécaniques, réactions chimiques, irradiation, etc. L'empilement de pastilles s'approche alors progressivement d'un milieu discret dont la morphologie est complexe. Que ce soit en fonctionnement normal ou en situations accidentelles, la connaissance du comportement de ce milieu discret est essentielle aux analyses de sûreté. Ce comportement va fortement dépendre de la *mésosstructure* de l'empilement (morphologie, distribution spatiale, comportements et interactions des fragments). Deux problématiques de sûreté apparaissent : la relocalisation et l'éjection du combustible. La relocalisation peut être observée lors de situations accidentelles de type APRP : en cas de rupture de la gaine, le combustible fragmenté peut s'écouler dans le ballon créé sous l'effet combiné de la gravité et de la pression interne des gaz (figure 1.2). Il s'agit alors d'estimer la quantité de combustible relocalisée dans le respect d'une masse limite locale. L'éjection du combustible concerne l'interaction des fragments de combustible avec le milieu environnant dans lequel ils sont relâchés ; selon les situations accidentelles envisagées, ce milieu est liquide ou gazeux.

Cette application relocalisation-éjection concerne donc les couplages multiphasiques pour des plages étendues de paramètres et d'échelles : forte compacité, gaz interstitiel et faible vitesse relative fluide-grains (Reynolds faible) en relocalisation ; faible compacité, liquide environnant et haute vitesse relative (Reynolds élevé) en éjection. Une modélisation unifiée s'avère délicate, et le programme de recherche que je soutiens sur cette thématique dans le cadre du Laboratoire MIST s'appuie sur deux approches distinctes :

1. une approche de type *Direct Numerical Simulation* où fluide et particules sont spatialement discrétisés et résolus ; cette approche vise une physique complexe et précise pour des systèmes de petite taille ;
2. une approche de type multiéchelle où la phase solide est résolue à l'échelle microscopique et la phase fluide à une échelle supérieure sous la forme d'un fluide homogène équivalent ; cette approche est dédiée à une physique plus simplifiée pour des systèmes de grande taille.

Ici encore, la portée de ces modélisations est plus large que l'application combustible visée et de nombreux domaines d'investigation peuvent être envisagés, y compris en

sûreté : sédimentation-érosion en milieu fluvial, avalanches sous-marines, transport atmosphérique de polluants, colmatages de filtres, etc.

Cette synthèse se restreint à l'approche multiéchelle pour les systèmes de grande taille et à son application au cas de la relocalisation (périmètre de la thèse d'A. Martin) : écoulement d'un milieu granulaire dense en présence de fluide interstitiel. La démarche se décompose en trois étapes : 1/ analyse de la stabilité d'un milieu granulaire en l'absence de fluide et estimation de la relocalisation sans effet des gaz (Martin *et al.*, 2010b), 2/ développement d'un outil de simulation numérique pour l'interaction fluide-grains (Martin *et al.*, 2010a), 3/ prise en compte de l'effet des gaz de fission sur la relocalisation.

Stabilité d'un milieu granulaire sec

La première étape a été étudiée au travers de la vidange d'un silo. L'objectif visé est de déterminer des indicateurs permettant d'estimer la probabilité d'un blocage durant l'écoulement. Cette analyse est conduite, d'une part, au travers de simulations numériques basées sur la dynamique non régulière des contacts (Moreau, 1994 ; Jean, 1999a) et, d'autre part, d'un modèle statistique de blocage.

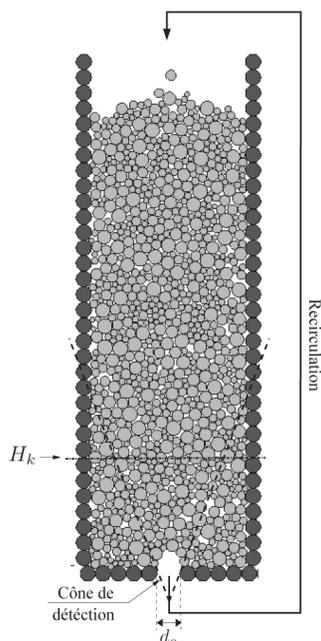


Figure 1.10. Silo rectangulaire : les fragments de combustibles sont modélisés par une collection de disques polydisperses.

Le système considéré est un empilement granulaire reposant dans un silo bidimensionnel rectangulaire possédant à sa base une ouverture de largeur variable d_o (figure 1.10). Les parois du silo possèdent une granulométrie représentant les fragments de combustible adhérents à la gaine et des échantillons granulaires polydispersés sont considérés (pas d'effet de cristallisation bidimensionnelle, diamètre moyen des particules $\langle d \rangle$). Le paramètre de contrôle du problème est le rapport d'ouverture $R = d_o / \langle d \rangle$. Un processus de recirculation et un algorithme de déstabilisation des arches de type clé de voûte permettent d'obtenir la statistique d'écoulement et de blocage de cette avalanche pour différents rapports d'ouverture R (figure 1.11).

Les densités de probabilité pour différentes valeurs de R se superposent sur une même courbe exponentielle lorsque la taille d'avalanche N est rapportée à sa moyenne $\langle N \rangle$ (figure 1.11, à gauche). Ce résultat indique que : 1/ le nombre de particules entraînées dans l'avalanche varie avec R alors que la dynamique de blocage reste qualitativement identique, 2/ le régime des avalanches observées est de type métastable ; des conclusions similaires sont obtenues dans le cas des avalanches à la surface d'un tas de sable (Staron *et al.*, 2002). En montrant par ailleurs que les événements successifs écoulements-blocages sont décorrélés, un modèle statistique simple permet d'écrire la probabilité d'avoir N passages successifs de grains par l'ouverture comme :

$$P(N) = \frac{1}{\langle N \rangle + 1} e^{-\frac{N}{\langle N \rangle + 1}}. \quad (1.6)$$

La figure 1.11 (à droite) montre que la taille moyenne de l'avalanche croît avec R et diverge à l'approche d'une valeur critique R_f (écoulement permanent au-delà). Une analyse détaillée des débits, de la densité de probabilité des vitesses granulaires et de la morphologie de la zone fluidisée au-dessus de l'orifice a permis d'obtenir une loi d'écoulement étendant les travaux de Beverloo *et al.* (1961) :

$$\langle N \rangle = C_N (R_f - R)^{-\gamma} (R - R_e)^{3/2}, \quad (1.7)$$

avec $\gamma \simeq 2,6$, $C_N \simeq 140$, $R_f \simeq 6,25$ et $R_e = 1$. Cette loi montre d'une part que la probabilité d'avalanche est nulle lorsque la taille de l'orifice est de l'ordre de grandeur de la taille moyenne des grains — bien que dans le cas polydisperse considéré ici, il existe des grains de taille inférieure à cette taille moyenne — et d'autre part, qu'un écoulement permanent est obtenu lorsque la taille de l'orifice dépasse environ six diamètres moyens de grains.

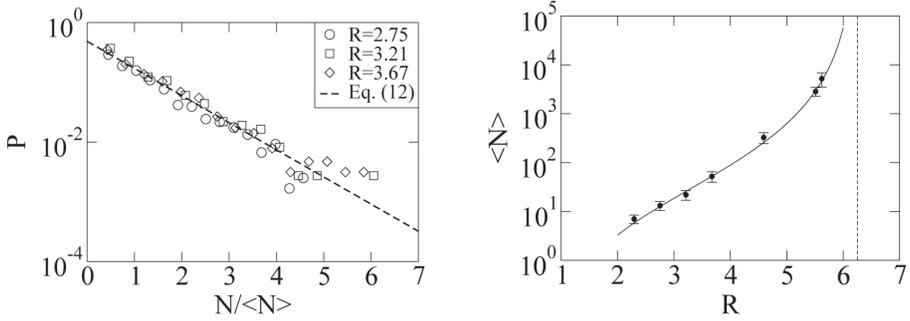


Figure 1.11. Statistique d'écoulement d'un silo. À gauche : densité de probabilité des tailles réduites d'avalanche $N / \langle N \rangle$ pour différentes valeurs du rapport d'ouverture R (la droite correspond à l'équation [1.6]). À droite : évolution de la taille moyenne d'avalanche $\langle N \rangle$ en fonction du rapport d'ouverture R (la courbe correspond à l'équation [1.7]).

Ce résultat numérique et théorique est conforme aux récents travaux expérimentaux de Zuriguel *et al.* (2005). Cette conformité, la similarité observée avec les avalanches sur plan incliné et les résultats concordants obtenus dans la littérature pour d'autres types de polydispersités (*e.g.* Humby *et al.* (1998)) laissent penser que les caractéristiques remarquables des écoulements granulaires dans une géométrie de silo sont communes à l'ensemble des matériaux granulaires dans le régime de blocage.

Application au cas de la relocalisation

La statistique d'avalanche (1.7) peut être appliquée au cas de l'estimation du taux de relocalisation du combustible. Ce taux de relocalisation, noté γ est défini comme le rapport entre le volume de combustible relocalisé et le volume disponible dans le ballon. La colonne granulaire concernée par cette avalanche est donc la partie de la colonne combustible située au-dessus du ballon. L'hypothèse principale sur laquelle repose cette analyse est que les fragments de combustible peuvent être assimilés à des sphères et que l'analyse 2D précédente est transposable au cas 3D par une règle simple de volume équivalent. L'hypothèse sphérique va dans le sens d'une approche *conservative* : la forme polyédrique des fragments réels (figure 1.12, à gauche) favorise l'apparition d'arches et conduit donc à diminuer la quantité de fragments relocalisée ; la transposition 2D-3D est communément admise dans le cas des écoulements granulaires.

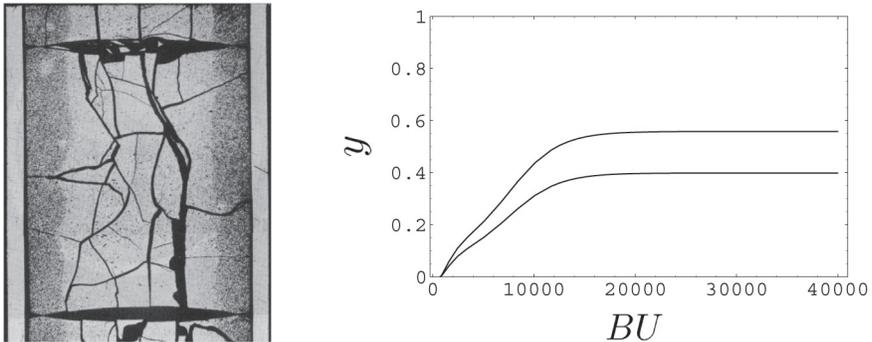


Figure 1.12. Estimations du taux de relocalisation y en fonction du taux de combustion BU (en MWj/tU) pour une hypothèse de ballon « triangulaire » (en haut) et de ballon « rectangulaire » (en bas).

L'objectif est ici d'estimer ce taux de relocalisation en fonction du taux de combustion exprimé par la suite en *méga Watts jours par tonne d'uranium* (MWj/tU). Pour ce faire, la taille moyenne des fragments $\langle d \rangle$ intervenant dans (1.7) par l'intermédiaire du rapport d'ouverture R est reliée au taux de combustion sur la base de l'étude bibliographique de Coindreau (2009) synthétisant de nombreux résultats d'essais. Dans l'esprit d'une approche de sûreté, des bornes et des estimations ont été recherchées pour ce taux de relocalisation. Il ressort de cette analyse que :

- le taux de relocalisation est d'au maximum 80 % quelles que soient les situations géométriques considérées, en l'absence d'éjection ;
- le taux de relocalisation augmente quand : la taille de fragments diminue, la taille du ballon diminue, ou le taux de combustion augmente ;
- pour les combustibles à fort taux de combustion, typiquement au-delà de $30000 MWj/tU$, un taux de relocalisation de 40-60 % peut être attendu (figure 1.12, à droite) ;
- le modèle proposé est très sensible à la taille des fragments de combustible ancrés à la gaine ; cette analyse indique ainsi qu'un effort de caractérisation expérimentale doit être fait dans ce sens.

Enfin, les résultats présentés ne valent qu'en absence d'éjection de combustible et d'un effet moteur des gaz de fission. Ce dernier point est vérifié en proposant une méthode numérique de couplage fluide-grains.

Simulation numérique des couplages fluide-grains, approche mesoscopique

L'approche proposée consiste en un modèle numérique à deux échelles : les interactions granulaires en présence de fluide sont résolues à l'échelle microscopique

et le comportement du fluide en présence de grains est résolu à l'échelle mésoscopique. Cette approche est une extension des travaux de McNamara *et al.* (2000), initialement dédiée aux milieux granulaires monodisperses et aux fluides parfaits. Sur le plan physique, il s'agit d'une extension aux milieux granulaires polydisperses et aux fluides incompressibles⁴. Sur le plan numérique, l'extension réside dans l'utilisation d'une méthode de dynamique des contacts non régularisée pour les grains et de la méthode des éléments finis pour le fluide. L'objectif est d'être en mesure de traiter des écoulements granulaires de grande taille — typiquement plus de 100 000 particules — en présence de fluide interstitiel (nombre de Reynolds inférieur à l'unité).

La principale spécificité de cette méthode repose sur une modélisation de type milieu poreux de la phase fluide à l'échelle mésoscopique (pas de résolution des équations de Navier-Stokes ou de Boltzmann, inertie négligée). Les équations de la conservation de la masse pour les phases fluide et solide écrites dans une représentation eulérienne et l'hypothèse d'un écoulement en milieu poreux convenablement représenté par une loi de Darcy (fraction volumique de fluide ϕ , perméabilité κ) fournissent une équation mésoscopique d'évolution de la pression P du gaz :

$$\underbrace{\phi \left(\frac{\partial P}{\partial t} + \mathbf{u}_s \cdot \nabla P \right)}_{(a)} = \underbrace{\operatorname{div} \left(P \frac{\kappa(\phi)}{\eta} \nabla P \right)}_{(b)} - \underbrace{P \operatorname{div}(\mathbf{u}_s)}_{(c)} \quad (1.8)$$

où \mathbf{u}_s est la vitesse barycentrique des grains, (a) est un terme de convection qui traduit le transport du fluide par la matrice granulaire, (b) un terme de diffusion du fluide dans le milieu poreux formé par la matrice granulaire et (c) un terme de Biot qui traduit l'évolution de la pression due au changement de taille des interstices entre grains.

À l'échelle microscopique, les grains vérifient une équation de la dynamique en présence d'interactions granulaires de type contact frottant et d'une force exercée par le fluide sur la phase solide (moments négligés) :

$$\mathbf{F}_h = - \frac{|\omega_s|}{1 - \phi} \nabla P \quad (1.9)$$

où $|\omega_s|$ est le volume granulaire considéré. La prise de moyenne sur la vitesse granulaire ainsi que sur la porosité et la localisation de la pression se font respectivement à l'aide d'opérateurs de relèvement et de projection basés sur les fonctions d'interpolation retenues pour la méthode aux éléments finis. La loi de Kozeny-Carman (Carman, 1937) fournit l'équation de fermeture reliant la perméabilité de la matrice granulaire

⁴ Modèle développé mais non encore implémenté.

à sa porosité. Cette prise de moyenne soulève la question de la taille de maille pertinente pour la résolution du problème fluide : une taille trop grande ne garantit pas un résultat convergé au maillage, une taille trop faible n'assure pas une prise de moyenne sur un volume suffisamment représentatif. Une étude annexe a permis de montrer qu'une taille de maille de l'ordre de 2,5 fois la taille moyenne des grains offrait un bon compromis.

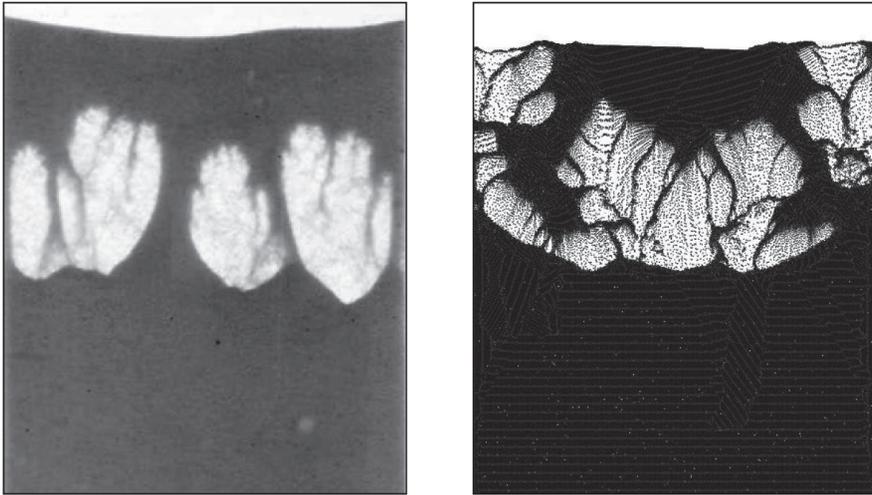


Figure 1.13. Essai de sédimentation (fluide en blanc, grains en noir : instantanés de l'instabilité de Rayleigh-Taylor obtenue expérimentalement par Vinningland et al. (2007) (à gauche) et numériquement (à droite).

La pertinence de cette méthode et de sa mise en œuvre numérique a été illustrée sur des tests élémentaires, mais aussi sur des tests de sédimentation physiquement représentatifs : des simulations bidimensionnelles à 160 000 grains ont été comparées aux récents travaux expérimentaux tridimensionnels de Vinningland *et al.* (2007). L'imperméabilité d'un assemblage de grains bidimensionnel est gérée en considérant une collection de disques comme une coupe de sphères fournissant ainsi une perméabilité effective positive. Sans entrer dans les détails, la figure 1.13 montre que l'instabilité de Rayleigh-Taylor observée expérimentalement durant des tests de sédimentation est convenablement reproduite : existence de colonnes primaires à base élargie et de colonnes secondaires ramifiées. On note enfin que des simulations de cette taille sont actuellement largement hors de portée des méthodes de simulations numériques directes.

Retour sur le cas de la relocalisation : effet des gaz de fission

La méthode de couplage fluide-grains précédente a été utilisée pour reprendre l'analyse de silo dans le cas saturé. Des simulations ont été réalisées en prenant

en compte un gradient de pression axial représentatif de la répartition des gaz de fission en situation de relocalisation. La cinétique associée de relocalisation a alors pu être étudiée. Une étude des vitesses à la sortie du silo a permis de montrer que la loi de Beverloo reste vérifiée dans le cas saturé et que la distribution des durées de vie des écoulements demeure inchangée ; cependant, les vitesses des particules à la sortie du silo sont plus élevées. Par conséquent l'estimation de la quantité de combustible relocalisée obtenue dans le cas sec reste valide dans le cas saturé. L'aspect conservatif de cette estimation en est même renforcé : l'étude du cas saturé montre qu'en présence de gaz de fission, la vitesse de relocalisation est plus élevée que dans le cas sec ; cette constatation renforce l'hypothèse d'instantanéité formulée pour l'estimation du taux de relocalisation dans le cas sec.

1.3 Le Zircaloy hydruré et irradié : les composites à gradient de propriétés

Du point de vue de la sûreté, les gainages de combustible constituent la première barrière de confinement des matières nucléaires. Leur analyse s'axe donc autour des conditions d'une éventuelle perte de leur intégrité : amorçage et propagation de multifissure, émergence d'une fissure principale, ruine. Les non-linéarités associées à ces mécanismes adoucissants sont actuellement trop sévères pour être envisagées sous l'angle des techniques d'homogénéisation purement analytiques. Mes travaux dans ce domaine tentent de tirer le meilleur parti d'une démarche multiéchelle couplant approche analytique et approche numérique. Il s'agit d'une démarche toujours en phase de développement et dont les aspects théoriques ne sont pas tous encore aboutis.

1.3.1 Une démarche multiéchelle pour l'analyse de la rupture s'appuyant sur les modèles de zone cohésive, la méthode *Non Smooth Fracture Dynamics*

Ce travail est une continuation et une extension de mes travaux de thèse. Il a été en partie réalisé en collaboration avec André Chrysochoos, Frédéric Dubois (CNRS/LMGC) et Laurent Stainier (FNRS/LTAS) dans le cadre de la thèse de Frédéric Perales (2002-2005), et avec Vincent Acary (INRIA) du point de vue des méthodes numériques pour les zones cohésives (depuis 1999).

Durant leur vie en réacteur, les gaines de Zircaloy passent progressivement d'un matériau monophasé métallique à un matériau multicouche à gradient de propriétés. Ce dernier est constitué d'une matrice métallique ductile et d'inclusions d'hydrures majoritairement alignées et distribuées aléatoirement (figure 1.1). La prédiction de

la multifissuration et de la rupture de tels matériaux présente de nombreux défis sur le plan mécanique.

Dès 2002, j'ai proposé une **approche multiéchelle cohésive-volumique** dédiée à l'analyse de la rupture des milieux hétérogènes possédant une évolution spatiale des paramètres microstructuraux : le matériau à gradient de propriétés est considéré en chaque point comme un biphasé dont la fraction volumique d'inclusions évolue spatialement et dont on cherche à obtenir le comportement homogène équivalent. Ce comportement équivalent est scindé en une partie *durcissante* (e.g. élastoplastique) traitée par des méthodes d'homogénéisation analytiques et en une partie *adoucissante* (e.g. endommagement, fissuration) traitée par homogénéisation numérique. Le principe de cette méthode est illustré sur la figure 1.14.

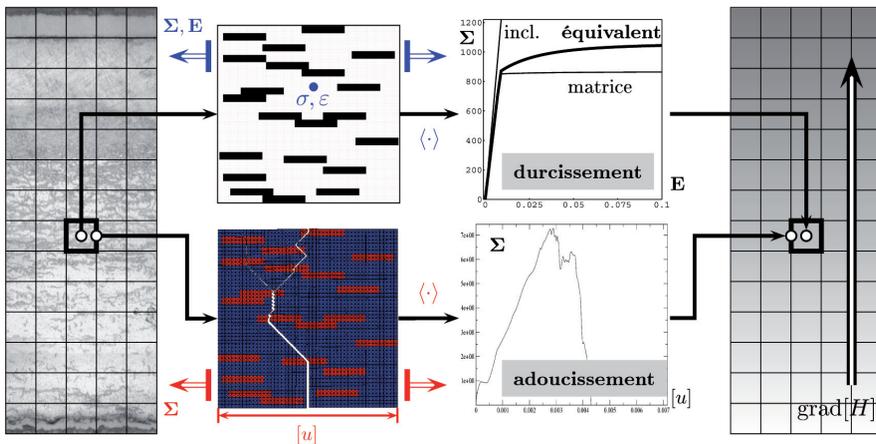


Figure 1.14. Principe de la méthode de changement d'échelles cohésives-volumiques pour les matériaux à gradient de propriétés. À gauche : échelle microscopique, les comportements volumiques et surfaciques sont estimés par des techniques d'homogénéisation pour les composites aléatoires non linéaires. À droite : échelle macroscopique, les comportements volumiques et surfaciques estimés à l'échelle inférieure sont introduits à l'échelle macroscopique pour une distribution spatiale donnée du paramètre microstructural (ici la teneur en inclusions).

Cette démarche multiéchelle a depuis fortement émergé dans la littérature. La spécificité de mes travaux sur ce point réside dans l'utilisation intensive de modèles de zones cohésives sur lesquels je travaille depuis mon DEA (1996). Ces modèles cohésifs sont particulièrement commodes pour rendre compte de certains mécanismes d'endommagement et de fissuration dans les matériaux : ces mécanismes sont décrits au travers d'une loi surfacique donnant l'effort de résistance à la séparation en fonction de l'écartement de lèvres de fissure ou de cavités en train de se créer.

La stratégie de modélisation numérique retenue consiste en une décomposition du milieu continu en un système multicorps (les mailles ou groupes de mailles dans une discrétisation aux éléments finis), chaque corps interagissant avec ses voisins *via* une loi de cohésion : l'approche *éléments finis cohésifs-volumiques*. Le comportement global du matériau est décrit par le comportement volumique de chacun des corps auquel vient se superposer le comportement surfacique de la zone cohésive. Cette double description permet une modélisation des phénomènes d'endommagement aussi bien que de fissuration.

La mise en œuvre de cette approche cohésive-volumique soulève plusieurs questions.

1. **Pertinence matérielle.** Ce découpage — pour convenance numérique — d'un comportement global de type élasto-visco-plastique en une partie volumique purement durcissante et en une partie surfacique résumant l'ensemble des processus adoucissants a-t-il une pertinence du point de vue matériau ? Peut-on associer une forme de modèle cohésif à une classe donnée de comportements volumiques ?
2. **Sensibilité au maillage.** Comme pour tout modèle adoucissant, les modèles cohésifs exhibent une dépendance à la taille de maille. Peut-on la maîtriser et quelle en est la conséquence dans le cadre d'une approche multiéchelle ?
3. **Instabilités.** L'adoucissement surfacique associé aux modèles cohésifs rend le problème mal posé et des instabilités peuvent apparaître. Peut-on maîtriser les conditions d'apparition de ces instabilités, quantifier ces dernières et proposer des remèdes ?
4. **Interpénétrabilité, mixité locale.** Les problèmes de sûreté envisagés sont souvent dynamiques ; les ondes de compression associées peuvent engendrer une interpénétrabilité des mailles de l'approche multicorps. Par ailleurs, même en quasi-statique, la présence dans un matériau hétérogène de constituants de coefficients de Poisson distincts induit une mixité des modes de fissuration aux interfaces entre phases. Cette mixité impose elle aussi une gestion des interpénétrabilités ainsi que des glissements tangentiels. Comment prendre en compte ces conditions non régulières de type contact frottant dans les modèles cohésifs ?

Les différents travaux que j'ai conduits sur le sujet permettent d'apporter les éléments de réponse évoqués ci-dessous, qui font l'objet d'une publication de synthèse en préparation (Monerie *et al.*, 2010).

Pertinence matérielle. Dans le cadre du post-doctorat de Vincent Richefeu, nous avons récemment pu vérifier la pertinence expérimentale de ce découpage cohésif-volumique par des techniques d'imagerie mécanique (Richefeu *et al.*, 2010). Trois

informations principales peuvent être tirées de cette étude : 1/ à l'échelle des bandes de striction, il semble licite de résumer l'intégralité des mécanismes d'endommagement dans un unique comportement surfacique (germination, croissance et coalescence de cavités), 2/ les modèles cohésifs correspondants sont de type *extrinsèques*, *i.e.* sans raideur initiale, 3/ les modèles cohésifs associés à des comportements globaux présentant de faibles déformations irréversibles sont de type « triangulaire », ceux associés à d'importantes déformations irréversibles sont de type « porte ». Ce dernier point confirme une règle empirique utilisée par les numériciens selon que le comportement global visé est ductile ou quasi fragile (*e.g.* de Borst *et al.* (2006)).

Sensibilité au maillage. Le problème de la dépendance au maillage des modèles cohésifs a été illustré pour la première fois par Tijssens *et al.* (2000), figure 1.15. Leurs résultats soulignent clairement une sensibilité du trajet de fissuration à la morphologie du maillage sous-jacent ; cette conclusion marquante est souvent la seule à être retenue. Ces auteurs observent cependant que la réponse apparente du système demeure relativement inchangée dès lors que le maillage est convergé au sens éléments finis classique (figure 1.15, à droite).

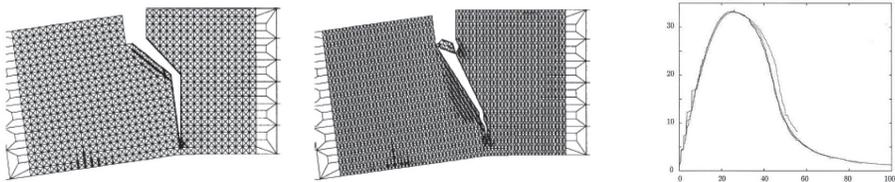


Figure 1.15. Illustration de la dépendance au maillage des modèles cohésifs d'après Tijssens *et al.* (2000). À gauche et au centre : zoom près de l'entaille sur un essai de flexion quatre points pour deux maillages distincts. À droite : réponse force-déplacement macroscopique.

Par ailleurs, cette étude de sensibilité au maillage a été réalisée sur la base d'un modèle de zone cohésive de type *intrinsèque*, *i.e.* possédant une raideur initiale. Il est bien clair que ces modèles intrinsèques introduisent une souplesse additionnelle dans le système ; souplesse d'autant plus importante que le nombre de surfaces cohésives est grand. En d'autres termes, il est nécessaire d'adapter la raideur cohésive à la taille de maille pour ne pas introduire de biais dans une analyse de sensibilité au maillage avec des modèles intrinsèques. Dans le cadre de la thèse de Frédéric Perales, nous avons proposé un critère micromécanique permettant de quantifier et maîtriser cette souplesse additionnelle (Perales, 2005 ; Monerie, 2006b ; Monerie *et Acary*, 2006). Ce critère consiste à évaluer par la borne inférieure de Hashin *et Shtrikman* (1963) le tenseur de raideur apparente d'un biphasé constitué d'une matrice élastique isotrope (le matériau volumique) et d'un ensemble d'inclusions

élastiques circulaires (les zones cohésives intrinsèques). En restreignant cette borne inférieure au module de Young apparent $E^{\text{HS-}}$, on obtient :

$$\frac{E^{\text{HS-}}}{E^m} = \frac{\xi}{1 + \xi}, \quad \text{avec} \quad \xi = \frac{5}{1 + \frac{4 C_N}{3 C_T}} \frac{C_N}{E^m Z}, \quad (1.10)$$

où E^m est le module de Young du comportement volumique, C_N et C_T sont les raideurs cohésives normale et tangente et Z est un paramètre de densité linéique de maillage dépendant du type de maillage considéré ; à titre d'exemple Z vaut $2(1 + \sqrt{2})/L_{\text{mesh}}$ dans le cas d'un maillage bidimensionnel constitué de carrés de côté L_{mesh} coupés en quatre triangles. Il est intéressant de noter qu'en l'absence de résistance cohésive tangentielle ($C_T \rightarrow 0$), cette borne prédit une raideur apparente nulle : les modélisations cohésives-volumiques qui n'introduisent qu'une résistance normale peuvent être légitimement questionnées. En comparant la relation (1.10) à un ensemble de simulations numériques (figure 1.16, à gauche), on constate d'une part qu'il s'agit bien d'une borne inférieure, et d'autre part, que lorsque $\xi \rightarrow +\infty$ — *i.e.* moralement lorsque $(C_N L_{\text{mesh}})/E^m \rightarrow +\infty$ —, le module de Young d'une structure discrétisée par l'approche cohésive-volumique intrinsèque tend vers celui obtenu par la méthode classique des éléments finis. Enfin, lorsque les raideurs cohésives normale et tangente sont égales, $C_N = C_T$ la borne (1.10) permet de définir un critère d'usage du type :

$$\text{si } \frac{C_N L_{\text{mesh}}}{E^m} \geq 21, \text{ alors } \frac{E^{\text{HS-}}}{E^m} \geq 0.9. \quad (1.11)$$

Un tel critère assure que l'approche cohésive-volumique intrinsèque n'introduit pas plus de 10 % de souplesse additionnelle dans le système. Il confirme celui proposé empiriquement par Espinosa et Zavattieri (2003) dont l'objectif est de ne pas trop perturber les ondes élastiques par la présence de modèles cohésifs intrinsèques pour des chargements en traction, cisaillement et mixtes : $(C_N L_{\text{mesh}})/E^m \geq 10$. La borne (1.10) améliore aussi significativement le critère proposé à peu près à la même époque par Tomar *et al.* (2004) sur la base d'une estimation de la souplesse additionnelle pour trois sollicitations unitaires : traction pure, traction équilibrée, cisaillement pur. Bien que ces auteurs n'aient pas spécifiquement analysé le trajet de fissuration, leur travaux indiquent que le respect d'un tel critère — et donc *a fortiori* d'un critère plus pénalisant — assure une vitesse de propagation de la fissure indépendante de la taille de maille.

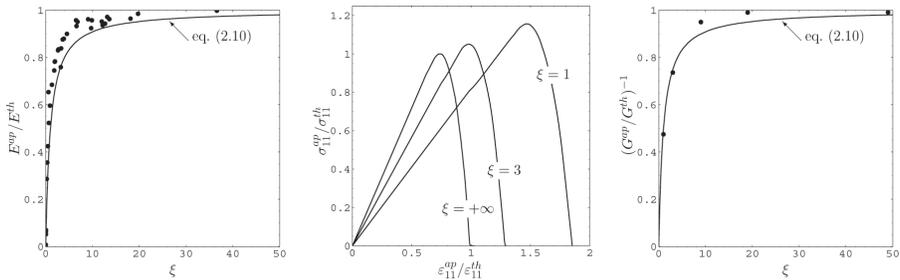


Figure 1.16. Maîtrise de la sensibilité à la taille de maille pour les modèles intrinsèques. À gauche : module de Young apparent E^{ap} d'une structure élastique maillée par l'approche cohésive-volumique intrinsèque (module de Young de la structure sans zone cohésive E^{th}) ; simulations numériques (points) et borne inférieure (1.10). Au centre : réponse apparente en traction unidirectionnelle d'une structure constituée de cellules de Voronoï périodiques ; les arêtes des cellules de Voronoï sont endommageables, pas les cellules elles-mêmes ; lorsque ces dernières sont maillées par l'approche cohésive-volumique intrinsèque le paramètre ξ est indiqué (voir maillage figure 1.17, à droite) ; le cas $\xi = +\infty$ correspond à des cellules maillées par éléments finis standards (voir maillage figure 1.17, à gauche) et la contrainte et la déformation maximale de ce cas servent de normalisation (exposant th). À droite : inverse de l'énergie de rupture apparente correspondant aux simulations de la figure du centre pour différents paramètres ξ ; comparaison à la borne $\xi/(l + \xi)$.

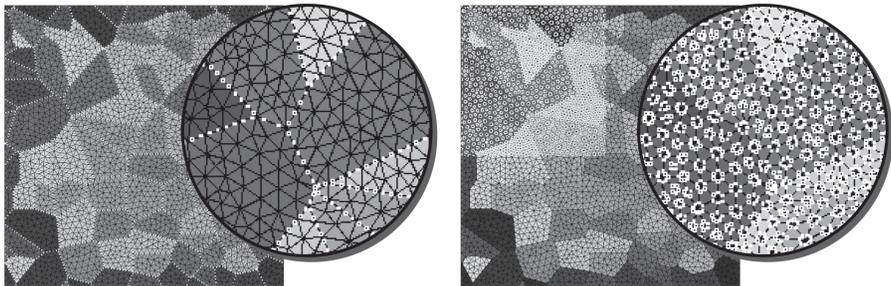


Figure 1.17. Comportement en multifissuration de l'approche cohésive-volumique intrinsèque. À gauche : cellules de Voronoï périodiques avec zones cohésives endommageables entre chaque cellule maillée par éléments finis standards. À droite : même structure avec zones cohésives élastiques entre chaque maille des cellules de Voronoï. Les points blancs sont les lieux d'intégration des modèles cohésifs (deux par arête).

Ces résultats montrent qu'il est possible de quantifier *a priori* la souplesse additionnelle induite par les modèles intrinsèques, du moins pour des maillages réguliers. Ces conclusions sont valables pour le comportement élastique apparent. Aucune conclusion similaire ne peut à l'heure actuelle être donnée de manière

définitive pour le comportement en fissuration, mais différents indices peuvent être avancés. Le résultat de Tomar *et al.* (2004) sur la vitesse de propagation d'une unique fissure en est un. Dans le cas de la multifissuration, les travaux que nous avons conduits sur la rupture de cellules de Voronoï périodiques et quasi-fragiles en sont un autre (figure 1.16 au centre et à droite et figure 1.17). Ces derniers montrent qu'en pilotant la souplesse additionnelle des modèles intrinsèques par un critère de type (1.10) on contrôle l'énergie de rupture apparente G^{ap} du système. Il semble même qu'un critère empirique $G^{th}/G^{ap} \geq \xi/(1 + \xi)$ puisse être proposé (G^{th} est l'énergie de rupture apparente du système sans souplesse additionnelle). Ce critère n'est *a priori* exact que pour une fissuration parfaitement fragile vérifiant un critère de contrainte maximale apparente constante pour toute souplesse additionnelle ; il peut dans ce cas être déduit de (1.10). On constate que ce critère paraît encore valide lorsque l'on s'écarte de ces hypothèses. En toute rigueur, on s'attend cependant à ce qu'un tel critère ne puisse être obtenu sans dépendance de l'énergie cohésive à la taille de maille (énergie d'autant plus grande que la taille de maille est petite). Ces résultats sont à approfondir.

Un dernier point à aborder concernant la sensibilité au maillage de l'approche cohésive-volumique est la taille de maille elle-même. L'importance de ce point est d'autant plus grande que l'on s'intéresse à la fissuration dynamique : la taille de maille doit être adaptée non seulement à la vitesse des ondes mais aussi à la vitesse de propagation des fissures. En particulier, la taille de maille L_{mesh} doit rester inférieure à la taille de la zone d'élaboration de la fissure $L_{coh}(\dot{l})$ sur laquelle s'appliquent des efforts cohésifs non nuls (\dot{l} est la vitesse de propagation de la fissure) :

$$L_{mesh} \leq L_{coh}(\dot{l}) = \frac{L_{coh}(0)}{A(\dot{l})}, \quad (1.12)$$

avec
$$\frac{1}{A(\dot{l})} = (1 - \nu) \left(\frac{c_s}{\dot{l}} \right)^2 \frac{D}{\alpha_d}, \quad c_s = \sqrt{\frac{\mu}{\rho}}, \quad c_d = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}},$$

où λ et μ sont les coefficients de Lamé du matériau volumique considéré, ρ sa masse volumique, $D = 4\alpha_s\alpha_d - (1 + \alpha_s^2)^2$ avec $\alpha_s = \sqrt{1 - \dot{l}^2/c_s^2}$ et $\alpha_d = \sqrt{1 - \dot{l}^2/c_d^2}$. La quantité $A(\dot{l})$ croît de manière monotone de 1 à $+\infty$ lorsque \dot{l} croît de 0^+ à la vitesse des ondes de Rayleigh en déformation plane (Freund, 1990) ; en statique, la quantité $L_{coh}(0)$ peut être estimée par $(\pi/8)(E/(1 - \nu^2))(G_{Ic}/(R_{ave}^{coh})^2)$, où R_{ave}^{coh} est l'effort cohésif moyen et G_{Ic} peut être identifié à l'énergie de rupture du modèle de zone cohésive retenu (Rice, 1968). Ainsi, pour un matériau volumique donné et une pré-estimation de la vitesse maximale de propagation des fissures sur un maillage grossier, l'équation (1.12) fournit une borne supérieure pour la taille de maille et

l'équation (1.10) fournit alors une borne inférieure pour la raideur initiale du modèle cohésif. Une démarche itérative sur la vitesse de propagation de la fissure \dot{l} peut être envisagée.

Une question demeure cependant ouverte : peut-on choisir des tailles de mailles aussi petites que nécessaire ? Du point de vue purement numérique, on souhaiterait répondre positivement. Du point de vue mécanique, il est probablement utile de garder à l'esprit qu'une longueur caractéristique est associée à ces modèles cohésifs : il peut sembler délicat de mailler beaucoup plus finement que cette longueur caractéristique, principalement si cette dernière est liée à la taille physique d'une zone d'élaboration ou d'une bande de localisation de l'endommagement. Des limitations similaires sont rencontrées pour les modèles d'endommagement ductile de type Gurson (1977).

Les conclusions suivantes peuvent être formulées sur la sensibilité au maillage de l'approche cohésive-volumique :

- les trajets de fissuration dépendent de la morphologie du maillage, une analyse qui viserait à déterminer de manière unique un trajet de fissure doit être menée avec grande prudence ;
- cependant, les propriétés macroscopiques associées à la fissuration, telles que l'énergie de rupture ou la vitesse de propagation apparente d'une macrofissure, convergent avec la taille de maille dès lors que les propriétés cohésives sont convenablement adaptées ; des critères micromécaniques peuvent être obtenus pour cette adaptation.

Instabilités. En s'appuyant sur la première composante du tenseur moment-énergie d'Eshelby et sur les travaux de Freund (1990), on peut montrer que la forme de la courbe contrainte-saut de déplacement $\mathbf{R}^{\text{coh}}([\mathbf{u}])$ n'a pas d'influence sur la *propagation stationnaire* et *rectiligne* des fissures. Dans ce cas, seule « l'aire sous la courbe » est un paramètre significatif (Monerie *et al.*, 1998 ; Monerie, 2000) :

$$G\dot{l} = \dot{l} \int_0^\delta \mathbf{R}^{\text{coh}}([\mathbf{u}]) \cdot [\mathbf{u}] \quad (1.13)$$

où G est le taux de restitution de l'énergie (pour $\|[\mathbf{u}]\| = \delta$, le modèle cohésif est rompu). Pour toute propagation vraie de fissure ($\dot{l} \neq 0$), l'égalité précédente indique qu'il est équivalent d'utiliser un modèle de zone cohésive ou un critère de Griffith. Cette équivalence est obtenue lorsque l'énergie de décohésion est égale au taux critique de restitution de l'énergie. Ce résultat simple peut être complété par un résultat plus ancien de Willis (1967), moins général mais plus précis : les modèles de Barenblatt et de Griffith sont équivalents à un $\mathcal{O}(L_{\text{coh}}/l)$ près, *i.e.* lorsque la longueur de la

zone cohésive active est négligeable devant la longueur totale de fissure. Ainsi, tous les modèles cohésifs conduisent à la même propagation de fissure s'ils présentent la même énergie de décohésion, indépendamment de la forme de la relation $\mathbf{R}^{\text{coh}}([\mathbf{u}])$. Cette conclusion ne peut *a priori* pas être extrapolée en dehors des trois conditions : propagation, stationnaire, rectiligne. En particulier, la forme du modèle cohésif joue un rôle déterminant à l'amorçage de la fissuration, en propagation à vitesse variable, lors de branchements, de bifurcations ou à l'occurrence d'instabilités.

Ce dernier point est spécifique au caractère adoucissant des modèles cohésifs qui rend le problème de cohésion entre solides mal posé. En particulier, l'analyse de la séparation quasi-statique sous déplacement imposé de deux demi-espaces élastiques isotropes Ω^i ($i = 1, 2$) joints par une frontière cohésive Γ_c , dont le modèle cohésif est associé à une application : $\gamma : [\mathbf{u}] \rightarrow \mathbf{R}^{\text{coh}}([\mathbf{u}])$ supposée lipschitzienne de constante $c_1 \geq 0$ (adhésion avec contact sans frottement), permet l'obtention d'un résultat d'existence et d'unicité sous la condition suivante (Monerie, 2000 ; Monerie et Acary, 2001) :

$$\lambda^2 \frac{c_1}{c_0} < 1 \quad (1.14)$$

où $\lambda > 0$ est une constante liée à la continuité d'opérateurs d'injections et de trace, c_0 la constante de coercivité de la forme linéaire classiquement associée à l'énergie de déformation élastique. Seul le rapport c_1/c_0 revêt un intérêt : il peut être compris sur un exemple unidirectionnel comme le rapport entre la plus grande pente de la partie adoucissante du modèle cohésif et la raideur du système environnant condensée au point cohésif (voir figure 1.18).

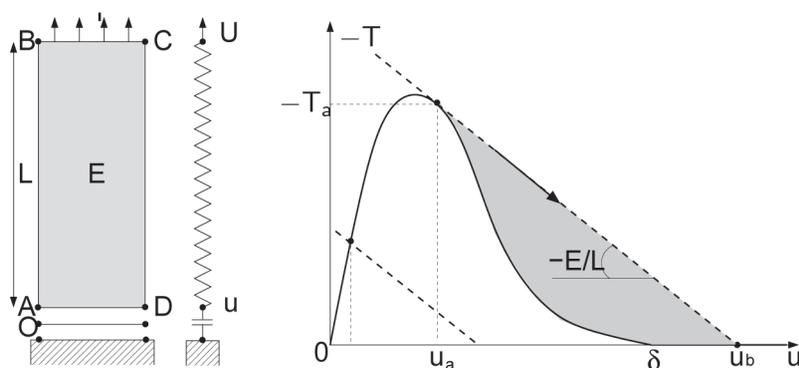


Figure 1.18. Exemple uniaxial de l'apparition de « sauts de solution » lors d'une décohésion.

L'interprétation physique de ce résultat est simple : plus la souplesse de deux solides adhérents est grande, plus l'énergie élastique stockée volumiquement avant rupture est grande ; l'énergie consommée par la séparation de ces deux solides ne suffit

pas à équilibrer l'énergie stockée (zone grisée sur la figure 1.18 à droite). En quasi-statique des instabilités peuvent apparaître, se traduisant numériquement par des sauts de solution. Ce résultat apporte une explication théorique à la constatation numérique de Kubair et Geubelle (2003) : *les modèles cohésifs extrinsèques sont plus stables que les intrinsèques*. Cette constatation se comprend aisément : à même aire sous la courbe et à même contrainte maximale, les modèles intrinsèques possèdent une pente maximale dans la partie adoucissante plus grande que les modèles extrinsèques (figure 1.19). Ce résultat apporte une autre information : ces instabilités n'apparaissent pas nécessairement au « pic » exact de la courbe cohésive $R^{coh}([u])$; elles peuvent apparaître au-delà. Il est ainsi possible de définir les modèles cohésifs *les plus stables possibles*. Il s'agit des modèles extrinsèques possédant une pente maximale dans la partie adoucissante en δ , *i.e.* au moment de la rupture ; ces modèles restent cependant potentiellement instables, mais les sauts de solutions sont minimisés. Une étude non publiée à ce jour et consistant en une analyse des ondes stationnaires interfaciales associées à ces instabilités révèle de plus que le frottement — et plus généralement le couplage normal-tangential des comportements cohésifs — promeut les instabilités.

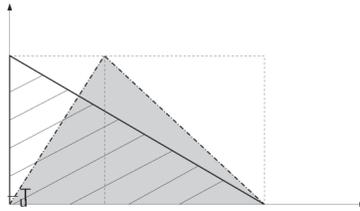


Figure 1.19. À même aire sous la courbe et même contrainte maximale les modèles extrinsèques sont plus stables que les intrinsèques (pente adoucissante maximale plus faible).

Sur le plan de la simulation numérique, ces sauts de solution peuvent engendrer des discontinuités à l'échelle de la structure qui conduisent parfois à des instabilités numériques globales. Plusieurs méthodes de régularisation peuvent être envisagées :

- un pilotage local de la solution type pilotage par arc ; cette solution conduit à des états d'équilibre intermédiaires sans signification physique : il s'agit d'une voie que je n'ai personnellement jamais exploitée et dont je ne peux juger de l'efficacité ;
- l'utilisation d'une théorie du premier gradient pour l'endommagement surfacique : cette solution a été testée (Raous et Monerie, 2001) mais fait intervenir une longueur caractéristique supplémentaire dont le sens physique n'est pas clair pour tous les matériaux ;

- une régularisation visqueuse volumique ou surfacique (Chaboche *et al.*, 2001) ; cette viscosité volumique n'est cependant pas justifiée pour tous les matériaux du comportement interfacial et l'énergie consommée dans un modèle cohésif visqueux n'est pas connu *a priori* (même pour des cas de chargement très lents, on consomme *a minima* l'aire sous la courbe cohésive augmentée de la zone grisée sur la figure 1.18 à droite) ;
- une régularisation dynamique : l'énergie stockée volumiquement et non consommée par le modèle cohésif est transformée en énergie cinétique, la justification physique de cette régularisation est claire ; par ailleurs, la raideur globale de la structure condensée à la zone cohésive est alors moralement augmentée d'une quantité de type M/dt^2 (M est une masse, dt le pas de temps) qui tend vers $+\infty$ lorsque $dt \rightarrow 0$: il existe toujours un point de fonctionnement entre la loi cohésive et la droite représentant la raideur du système, les sauts de solution sont évités.

Toujours dans un souci de généralité, la régularisation dynamique a été retenue comme choix privilégié. Elle pose cependant quelques difficultés techniques qui nécessitent des développements dédiés, évoqués ci-dessous.

Interpénétrabilité, mixité locale. Une formulation dynamique de l'approche cohésive-volumique nécessite de traiter convenablement les ondes de compression qui peuvent apparaître lors d'une fissuration, même pour un cas de chargement global en traction. Chaque maille ou groupe de mailles étant considéré comme un corps séparé, ces ondes de compression peuvent conduire à des interpénétrations entre mailles : des conditions de contact unilatéral doivent être imposées. Par ailleurs, si l'on vise l'étude de la fissuration des matériaux hétérogènes, une fissuration en mode mixte est attendue aux interfaces entre phases de coefficient de Poisson distincts, même pour des cas de chargement global en mode I et en quasi-statique (Comninou, 1977). Des conditions de contact frottant sont donc nécessaires, d'autant que le rôle du frottement dans la fissuration interphases est accru en dynamique (Needleman et Rosakis, 1999). Les conditions de contact frottant sont non régulières par nature ; toute régularisation ou pénalisation introduirait un biais supplémentaire dans les simulations numériques associées ou du moins des paramètres numériques à ajuster. Le choix a été fait de s'orienter vers une notion de *zone cohésive frottante* non régularisée. Cette notion s'appuie sur une généralisation des travaux de Raous *et al.* (1999) et Raous et Monerie (2001) où des modèles cohésifs génériques sont couplés avec des conditions de Signorini et de Coulomb :

$$-(R_N + R_N^{\text{coh}}) \in \partial I_{\mathbb{R}^+}(u_N), \quad (\mathbf{R}_T + \mathbf{R}_T^{\text{coh}}) \in \partial (\mu \kappa(\beta) |R_N + R_N^{\text{coh}}| \|\dot{\mathbf{u}}_T\|) \quad (1.15)$$

$$\mathbf{R}^{\text{coh}} = \Upsilon(\beta, [\mathbf{u}]) \quad \text{et} \quad g(\dot{\beta}, \beta, u_N, \mathbf{u}_T) = 0, \quad \beta \in [0, 1] \quad (1.16)$$

où les indices N et T indiquent les parties normale et tangentielle de l'effort surfacique total ($\mathbf{R} = R_N \mathbf{n} + \mathbf{R}_T$), de l'effort cohésif ($\mathbf{R}^{\text{coh}} = R_N^{\text{coh}} \mathbf{n} + \mathbf{R}_T^{\text{coh}}$) et du saut de déplacement ($[\mathbf{u}] = u_N \mathbf{n} + \mathbf{u}_T$), I_X est la fonction indicatrice de l'ensemble X , μ est le coefficient de frottement de Coulomb, β est une variable d'endommagement surfacique initialement introduite par Frémond (1987) (en termes surfaciques, $\beta = 1 - D$ où D correspondrait à la notion classique d'endommagement volumique), Υ décrit la forme du modèle cohésif, $\kappa(\beta)$ et g décrivent respectivement l'évolution du frottement avec l'endommagement surfacique et celle de l'endommagement avec les autres variables internes du problème.

La formulation générique (1.15)-(1.16) inclut les modèles intrinsèques par la donnée d'un tenseur de raideur du deuxième ordre évoluant avec l'endommagement surfacique $\mathbf{K}(\beta)$:

$$\Upsilon(\beta, [\mathbf{u}]) = \mathbf{K}(\beta) \cdot [\mathbf{u}] \quad \text{avec} \quad \mathbf{K}(\beta) = \beta \left(C_N \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} + C_T \frac{\mathbf{u}_T \otimes \mathbf{u}_T}{\|\mathbf{u}_T\|^2} \right), \quad (1.17)$$

et les modèles extrinsèques pour lesquels on a simplement : $\Upsilon(\beta, [\mathbf{u}]) = \Upsilon(\beta)$. Dans le cas des modèles intrinsèques, tous les modèles classiques — tels que celui de Tvergaard (1990) par exemple — sont retrouvés par la donnée de la fonction g et donc étendus au cas d'un couplage progressif avec du contact frottant.

Généralement, les simulations que nous réalisons avec des modèles intrinsèques sont faites avec un modèle que nous avons établi (Perales *et al.*, 2005) sur la base d'une loi d'endommagement surfacique proposée par Michel et Suquet (1994) :

$$g = \beta - \min \left\{ \beta_0 \left(D_{[0, \delta_c[}(\|\mathbf{u}\|) + D_{[\delta_c, 3\delta_c[}(\|\mathbf{u}\|) \frac{3\delta_c - \|\mathbf{u}\|}{\delta_c + \|\mathbf{u}\|} \right), \beta_{\min} \right\}, \quad (1.18)$$

où $D_{[a, b[}(x)$ est la fonction porte égale à 1 si $x \in [a, b[$, à 0 sinon, δ_c est une ouverture critique (la rupture a lieu pour $\delta = 3\delta_c$) et β_0 est une valeur initiale du paramètre d'endommagement surfacique. Pour un état initialement sain ($\beta_0 = 1$) et des comportements normaux et tangentiels identiques ($C_N = C_T$), il s'agit d'un *modèle à deux paramètres* : la raideur cohésive et l'ouverture critique, ou encore sur un plan plus physique : la contrainte maximale et l'énergie de rupture. Ainsi, à énergie de rupture fixée et en séparation normale, l'augmentation de la raideur cohésive conduit à une augmentation de la contrainte maximale et une diminution de l'ouverture critique, le modèle tendant à la limite vers un modèle de type Griffith. En séparation tangentielle, le comportement du modèle cohésif frottant associé est illustré sur la figure 1.20 : l'introduction d'une fonction $\kappa(\beta)$ croissante de l'état sain à l'état endommagé permet une apparition progressive de l'énergie dissipée par frottement dans le modèle cohésif.

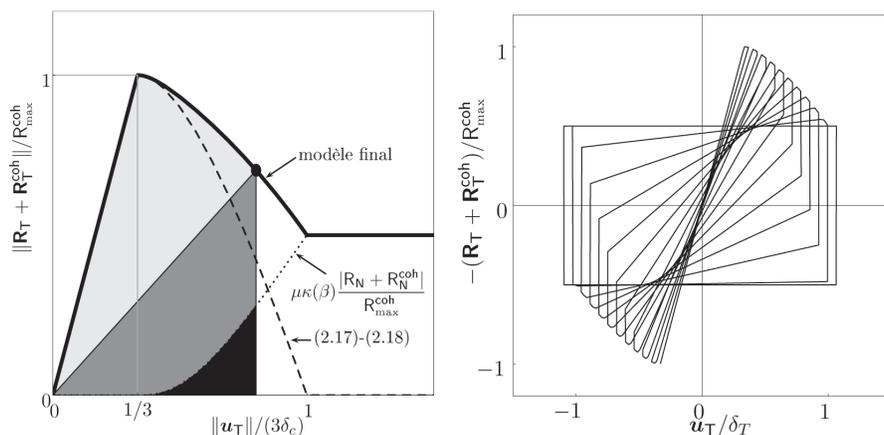


Figure 1.20. Comportement tangentiel normé du modèle de zone cohésive frottante (1.15), (1.17) et (1.18)). À gauche : sous compression normale ($u_N = 0$ et $(R_N + R_N^{\text{coh}}) \geq 0$, avec $\kappa(\beta) = (1 - \beta)^3$) et chargement monotone ; énergie dissipée pendant le processus de décohésion (aire gris clair), énergie stockée élastiquement (aire gris foncé), énergie dissipée par frottement (aire noire). À droite : idem sous chargement cyclé, apparition progressive du frottement.

L'introduction de conditions surfaciques non régulières requiert une formulation dynamique dédiée : pour faire simple, les vitesses normale et tangentielle sont respectivement discontinues à l'établissement d'un nouveau contact avec vitesse initiale non nulle et au changement de sens de glissement ; la définition des accélérations associées est donc problématique. La formulation retenue est celle de la méthode *Non Smooth Contact Dynamics* (NSCD), initiée et développée par Moreau (1988) et Jean (1999b), spécifiquement dédiée aux systèmes dynamiques en présence de contraintes unilatérales : le cadre des mesures différentielles, celui des distributions et un soin particulier apporté à l'intégration numérique en temps des équations du mouvement permettent de traiter convenablement ces discontinuités des champs de vitesses. L'adaptation de cette formulation à la prise en compte des modèles cohésifs frottants a été étudiée dès 2000 (Monerie, 2000 ; Monerie et Acary, 2001 ; Jean *et al.*, 2001).

Nous appelons *Non Smooth Fracture Dynamics* l'approche complète résultant de :

1. l'approche multicorps cohésive-volumique ;
2. la formulation générique des modèles de zone cohésive frottante ;
3. la méthode *Non Smooth Contact Dynamics*.

Cette méthode permet le traitement en grandes déformations des problèmes de *multifissuration dynamique des matériaux hétérogènes* : amorçage des fissures,

propagation, coalescence, rupture et gestion des interactions entre fragments post-rupture. Elle s'applique aussi bien aux corps déformables qu'aux rigides. Ses fondements théoriques ont été initiés par Monerie et Acary (2006) et sont en passe d'être publiés sous forme finalisée (Monerie *et al.*, 2010). Dans l'intervalle, nous avons proposé une écriture périodique de la méthode s'appuyant sur une formulation à deux champs, l'un homogène relatif à la déformation moyenne, l'autre périodique prenant en compte les hétérogénéités du champ de déformations associées aux hétérogénéités matérielles et aux discontinuités de fissuration (Perales *et al.*, 2008). Un logiciel associé, nommé **Xper** pour "*eXtended cohesive zone models and PERiodic homogenization*", a été développé sur la base d'une conception orientée objet et d'un couplage mixte de trois bibliothèques (Perales *et al.*, 2010) : 1/ LMGC90, développée par F. Dubois (CNRS/LMGC), dédiée à la modélisation et au traitement des problèmes d'interactions entre corps, 2/ PELICANS, développée à l'IRSN, consacrée à la discrétisation spatiale des équations aux dérivées partielles, 3/ MatLib, développée par L. Stainier (FNRS/LTAS), bibliothèque portable de modèles constitutifs volumiques.

La méthode *Non Smooth Fracture Dynamics* a été utilisée pour traiter de nombreux problèmes issus notamment de la sûreté nucléaire : fragmentation du combustible sous chargement thermomécanique rapide et pressurisation interne, écaillage de couches d'oxydes, tenue aux impacts, etc. Cette synthèse de mes activités se concentre par la suite sur son utilisation dans le cadre de la fissuration des matériaux à gradient de propriétés, l'application visée concernant le Zircaloy hydruré.

Comme annoncé, la modélisation de ce type de biphases à matrice ductile et à inclusions fragiles dont la teneur varie spatialement est effectuée par changement d'échelles. À l'échelle locale, pour une fraction volumique d'inclusions donnée, sont estimés les comportements homogènes équivalents volumiques (élastoplasticité à écrouissage positif) et surfaciques (modèle cohésif apparent). Une estimation analytique de l'évolution de ces comportements avec le taux d'inclusions est recherchée et introduite à l'échelle globale dans une approche cohésive-volumique : les comportements varient spatialement en chaque point — points de Gauss pour les comportements volumiques, points d'intégration des modèles cohésifs sur les arêtes des mailles pour les comportements surfaciques. Ces deux étapes locales et globale sont maintenant précisées.

1.3.2 Comportements équivalents à l'échelle locale

■ Cette étude a été menée en collaboration avec André Chrysochoos et Frédéric Dubois (CNRS/LMGC) dans le cadre de la thèse de Frédéric Perales (2002-2005)

pour la démarche générale, avec Stéphane Bourgeois (CNRS/LMA) dans le cadre du stage de DEA de Pierre-Guy Vincent (2004) pour l'estimation des comportements volumiques durcissants, avec Jean Baccou et Frédéric Perales (IRSN) dans le cadre du post-doctorat de Céline Péliou (2006-2008) sur les volumes élémentaires représentatifs en fissuration et avec Frédéric Perales (IRSN) dans le cadre du post-doctorat d'André Jaubert (2006-2008) sur la notion de composite de référence évolutif.

Échelle locale : le comportement volumique durcissant

La recherche du comportement élastoplastique équivalent du Zircaloy hydruré et irradié relève de l'homogénéisation des matériaux composites anisotropes à matrice métallique. L'origine microscopique de cette anisotropie est double : une origine matérielle — l'anisotropie plastique de la matrice — et une origine morphologique — la forme et l'alignement des inclusions.

Plus précisément, les modèles développés dans ce cadre concernent les composites à matrice élastiquement isotrope et plastiquement orthotrope obéissant à un critère de Hill et contenant des inclusions parallélépipédiques élastiques isotropes alignées et distribuées aléatoirement (Vincent *et al.*, 2010). Pour des chargements monotones radiaux, le comportement élastoplastique de la matrice est modélisé en théorie de la déformation, hypothèse qui semble peu restrictive au vu des chargements thermomécaniques subis par les gainages lors de transitoires accidentels. En notant par un exposant 1 (resp. 2) les propriétés de la matrice (resp. des inclusions) et adoptant une approche en contraintes, les comportements microscopiques de ces phases dérivent des potentiels suivants :

$$\begin{aligned} \psi^{(2)}(\boldsymbol{\sigma}) &= \psi_{\text{ela}}^{(2)}(\boldsymbol{\sigma}) \quad \text{avec} \quad \psi_{\text{ela}}^{(2)}(\boldsymbol{\sigma}) = \frac{1}{2k^{(2)}}\sigma_m^2 + \frac{1}{6\mu^{(2)}}(\sigma_{\text{eq}}^{\text{VM}})^2, \\ \psi^{(1)}(\boldsymbol{\sigma}) &= \psi_{\text{ela}}^{(1)}(\boldsymbol{\sigma}) + \psi_{\text{pla}}^{(1)}(\boldsymbol{\sigma}) \quad \text{avec} \quad \psi_{\text{ela}}^{(1)}(\boldsymbol{\sigma}) = \frac{1}{2k^{(1)}}\sigma_m^2 + \frac{1}{6\mu^{(1)}}(\sigma_{\text{eq}}^{\text{VM}})^2, \end{aligned}$$

où $k^{(i)}$ et $\mu^{(i)}$ sont respectivement les coefficients de compressibilité et de cisaillement de la phase i , $\sigma_{\text{eq}}^{\text{VM}} = \sqrt{\frac{3}{2}(\boldsymbol{\sigma}_{\text{dev}} : \boldsymbol{\sigma}_{\text{dev}})}$ désigne la contrainte équivalente de von Mises. Le comportement anisotrope plastique de la matrice suit une loi de Ramberg-Osgood multiaxiale :

$$\psi_{\text{pla}}^{(1)}(\boldsymbol{\sigma}) = \frac{(\sigma_0^{(1)})^2}{6\mu^{(1)}} H(\sigma_{\text{eq}}^{\text{H}} - \sigma_0^{(1)}) \left[\frac{2}{n+1} \left(\left(\frac{\sigma_{\text{eq}}^{\text{H}}}{\sigma_0^{(1)}} \right)^{n+1} - 1 \right) - \left(\left(\frac{\sigma_{\text{eq}}^{\text{H}}}{\sigma_0^{(1)}} \right)^2 - 1 \right) \right],$$

où H est la fonction de Heavyside, n le coefficient d'écroissage, $\sigma_0^{(1)}$ la limite d'élasticité de la matrice et $\sigma_{\text{eq}}^{\text{H}} = \sqrt{\frac{3}{2}(\boldsymbol{\sigma}_{\text{dev}} : \mathbb{M} : \boldsymbol{\sigma}_{\text{dev}})}$ indique la contrainte équivalente de Hill (le tenseur du quatrième ordre \mathbb{M} est la matrice d'anisotropie).

Le comportement effectif contrainte-déformation $\Sigma - \mathbf{E}$ de ce biphasé anisotrope est obtenu à l'aide de la méthode variationnelle de Ponte Castañeda (1991). Sous sa forme sécante modifiée (Suquet, 1995), cette méthode conduit à la résolution d'un problème de point fixe (exposant k pour les itérations, volume occupé par la matrice $V^{(1)}$ et fraction volumique $f^{(1)}$)

$$\begin{array}{l} \text{Entrée : } \Sigma, \quad \text{Initialisation : } \langle \varphi \rangle_{V^{(1)}}^0 = (1/2)\Sigma \otimes \Sigma \\ \text{Itération } k : \left\{ \begin{array}{l} \text{boucle jusqu'à convergence } \left(\left\| \langle \varphi \rangle_{V^{(1)}}^k - \langle \varphi \rangle_{V^{(1)}}^{k-1} \right\| \leq \delta \left\| \langle \varphi \rangle_{V^{(1)}}^k \right\| \right) : \\ \mathbb{L}_0^{(1)k} = \mathbb{L}_{\text{sct}}^{(1)} \left(\langle \varphi \rangle_{V^{(1)}}^{k-1} \right), \quad \langle \varphi \rangle_{V^{(1)}}^k = \frac{1}{f^{(1)}} \frac{\frac{1}{2} \partial \left(\Sigma : \mathbb{L}_0^{\text{hom}} : \Sigma \right)}{\partial \mathbb{L}_0^{(1)k}} \end{array} \right. \\ \text{Sortie : } \mathbf{E} = \mathbb{L}_0^{\text{hom}} : \Sigma \end{array}$$

où $\mathbb{L}_{\text{sct}}^{(1)}$ est la souplesse sécante de la matrice du composite linéaire de comparaison (CLC) $\varepsilon = \mathbb{L}_{\text{sct}}^{(1)} : \sigma$ et $\mathbb{L}_0^{\text{hom}}$ est la souplesse effective de ce CLC.

Cette méthode variationnelle aujourd'hui classique peut théoriquement être utilisée pour des composites d'anisotropie quelconque. Elle n'a cependant à ma connaissance jamais été appliquée aux biphasés à matrice orthotrope et à inclusions non ellipsoïdales (des parallélépipèdes ici). Cette situation pose des problèmes de mise en œuvre pour l'estimation de la souplesse effective $\mathbb{L}_0^{\text{hom}}$: la résolution analytique tridimensionnelle des problèmes d'Eshelby à inclusions non ellipsoïdales en milieu anisotrope reste, me semble-t-il, un problème ouvert. Une solution pour les problèmes bidimensionnels peut être trouvée dans Ru (2003). En situation tridimensionnelle, la prise en compte de l'anisotropie du milieu de référence se limite aux cas des inclusions ellipsoïdales : les solutions partielles de Suvorov et Dvorak (2002) ont récemment été étendues à tout type d'anisotropie par Masson (2008). Concernant les inclusions de forme parallélépipédique, des solutions analytiques existent lorsque le milieu de référence est isotrope ; il est alors possible de montrer de manière plus générale que les inclusions polyédriques ne donnent pas lieu à des tenseurs d'Eshelby constants (Rodin, 1996). L'ensemble de ces solutions demeure complexe. Par souci de simplicité, on se limite ici à des morphologies ellipsoïdales en milieu isotrope et à l'estimation de Ponte Castañeda et Willis (1995) capable de distinguer la morphologie des phases et leur distribution ; le milieu de référence isotrope correspond alors à la projection du comportement élastique de la matrice sur la base d'isotropie des tenseurs symétriques du quatrième ordre. La pertinence de cette projection isotrope a été vérifiée dans le cas des inclusions circulaires et sphériques en milieu orthotrope par comparaisons aux solutions analytiques de Suvorov et Dvorak (2002). Une étude numérique a permis d'identifier qu'une relation de proportionnalité entre le facteur d'aspect w des inclusions ellipsoïdales

du CLC et celui w^p des inclusions parallélépipédiques du composite réel donnait des résultats très satisfaisants avec $w \simeq 1.7w^p$. On note qu'une relation de ce type a été obtenue par Li et Ponte Castañeda (1994) dans le cas de fibres courtes à base circulaire modélisées par des ellipsoïdes de révolution allongées (facteur de proportionnalité de 1,25 dans leur cas).

Enfin, la mise en œuvre de cette méthode ne peut aboutir à une solution analytique du fait de la dérivation partielle de l'énergie élastique du CLC ($(1/2)\Sigma : \mathbb{L}_0^{\text{hom}} : \Sigma$) par rapport à $\mathbb{L}_0^{(1)}$ pour laquelle une dérivation numérique composante par composante a été utilisée.

Le modèle final a été validé de manière très satisfaisante sur des simulations numériques par éléments finis et comparé, dans le cas du Zircaloy à fort taux de combustion, à des résultats expérimentaux. Un exemple de ces comparaisons est donné sur la figure 1.21 où une approche *enveloppe* sur les paramètres morphologiques a été associée à une approche de type *best-estimate*, toujours dans un souci de fournir des informations exploitables en termes de sûreté.

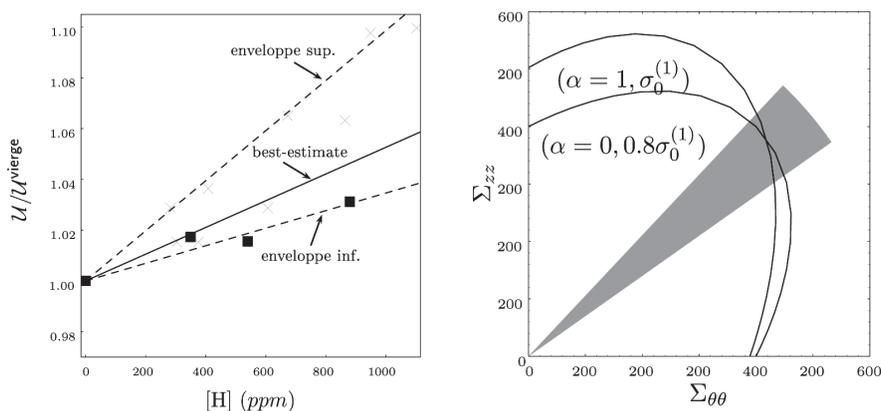


Figure 1.21. Comportement du Zircaloy hydruré à l'échelle microscopique. À gauche : évolution de la contrainte maximale longitudinale normalisée en fonction de la teneur en hydrogène ; comparaison entre des données expérimentales (carrés : Kuroda et al. (2002) ; croix : Grange et al. (2000)) et les prédictions du modèle micromécanique pour différents rapports morphologiques. À droite : recommandations pour le logiciel SCANAIR.

Ces comparaisons indiquent qu'il est judicieux de distinguer les effets de l'irradiation de ceux de l'hydruration. L'apparition progressive d'inclusions d'hydrures avec le taux de combustion accroît l'anisotropie initiale de manière plus significative qu'il ne l'est observé expérimentalement. Ainsi, en suivant les constatations expérimentales de Nakatsuka et Nagai (1987), l'hypothèse est formulée que l'irradiation tend à rendre

progressivement la matrice plus isotrope : les défauts d'irradiation sont spatialement aléatoires. Pour tenir compte de cet effet, une nouvelle matrice d'anisotropie $\tilde{\mathbb{M}}$ est substituée à \mathbb{M} dans le critère de Hill :

$$\tilde{\mathbb{M}} = (1 - \alpha)\mathbb{K} + \alpha\mathbb{M}, \quad (1.19)$$

où le paramètre α permet de passer progressivement d'un critère de Hill ($\alpha = 1$) à un critère de von Mises ($\alpha = 0$). L'introduction de ce tenseur $\tilde{\mathbb{M}}$ a pour but d'estimer l'effet de l'anisotropie plastique de la matrice sur le comportement du composite en faisant varier le scalaire α . La souplesse sécante de la matrice s'écrit alors :

$$\mathbb{L}_{\text{sct}}^{(1)}(\boldsymbol{\sigma}) = \mathbb{L}_{\text{ela}}^{(1)} + \frac{1}{2\mu^{(1)}} \left[\left(\left(\frac{\sigma_{\text{eq}}^{\text{H}}}{\sigma_0^{(1)}} \right)^{n-1} - 1 \right) \tilde{\mathbb{M}} : \mathbb{K} \right] H(\sigma_{\text{eq}}^{\text{H}} - \sigma_0^{(1)}). \quad (1.20)$$

On note que cette relation fait intervenir à la fois la contrainte équivalente de Hill $\sigma_{\text{eq}}^{\text{H}}$ (terme de droite) et celle de von Mises $\sigma_{\text{eq}}^{\text{VM}}$ (terme de gauche dans la souplesse associée au comportement élastique linéaire isotrope de la matrice $\mathbb{L}_{\text{ela}}^{(1)}$). Cette situation particulière — due à l'anisotropie plastique de la matrice — ne permet pas d'exprimer le potentiel en dissipation de la matrice d'une manière simple et motive *a posteriori* le choix de l'approche en contraintes qui peut apparaître comme non classique pour les comportements plastiques (parfaits).

L'anisotropie globale du Zircaloy fortement irradié et hydruré est alors convenablement reproduite en adaptant simultanément la forme des inclusions d'hydrures et le degré d'anisotropie plastique de la matrice de Zircaloy. En limitant le domaine de variation possible des formes d'inclusions aux plaquettes orthoradiales, il a pu être montré que l'anisotropie plastique macroscopique observée expérimentalement ne pouvait s'expliquer que par une diminution d'au moins 90 % de l'anisotropie initiale de la matrice. Dans le cas limite où la matrice est entièrement isotrope élastiquement et plastiquement, un modèle *analytique* a pu être obtenu pour le Zircaloy à fort taux de combustion sur la base d'une correction du modèle micromécanique de Li et Ponte Castañeda (1994). Ces développements ont donné lieu à des recommandations pragmatiques pour le logiciel SCANAIR qui représente la plasticité du Zircaloy à fort taux de combustion par un critère de plasticité isotrope. Il a pu être montré que, dans la plage des triaxialités correspondant à une situation accidentelle de type accident par injection de réactivité, un modèle de von Mises possédant une limite d'élasticité 20 % plus faible que celle mesurée expérimentalement sur des essais de traction dans la direction axiale des tubes de gainage était convenable (figure 1.21, à droite).

Échelle locale : le comportement surfacique adoucissant

On s'intéresse ici au comportement en fissuration du Zircaloy irradié et hydruré

à l'échelle locale. L'objectif est d'être en mesure de fournir à l'échelle du calcul des structures une énergie de rupture équivalente pour tout taux d'inclusions. Comme annoncé, le caractère adoucissant du comportement associé est abordé numériquement par l'approche *Non Smooth Fracture Dynamics*. Les problèmes micromécaniques *numériques* associés aux milieux *aléatoires* posent en premier lieu la question du **Volume élémentaire représentatif (VER)**. Peu d'études intensives ont été conduites sur le sujet et cette question reste largement ouverte, en particulier pour les comportements non linéaires.

Ma contribution dans ce domaine a été de proposer une extension des travaux de Kanit *et al.* (2003) au cas des comportements *non linéaires adoucissants*. Les travaux de ces auteurs portent sur les comportements mécaniques *linéaires* et constituent à ma connaissance la seule véritable étude rigoureuse dans le domaine. Ces auteurs s'appuient sur les méthodes géostatistiques de Matheron (1967, 1971) et l'idée principale de leur démarche est aujourd'hui assez classique : une estimation convenable de la moyenne d'espace $\langle Z \rangle$ d'une variable aléatoire peut être obtenue soit par prise de moyenne sur un VER très grand (en toute rigueur infini), soit par moyenne d'ensemble d'un nombre N suffisant de réalisations sur des VER de volume $|V|$ plus réduits. La notion de « suffisant » doit être comprise au sens d'une erreur relative ϵ_{rel} commise sur la valeur moyenne exacte M du processus aléatoire $\langle Z \rangle$. Plus précisément, Kanit *et al.* (2003) exhibent dans ce dernier cas la relation suivante :

$$N = \frac{4D_Z^2(V)}{\epsilon_{\text{rel}}^2 M^2} = \frac{4D_Z^2}{\epsilon_{\text{rel}}^2 M^2} \left(\frac{\mathcal{A}}{|V|} \right)^{\alpha_Z} . \quad (1.21)$$

où $D_Z^2(V)$ est la variance de $\langle Z \rangle$, D_Z^2 la variance ponctuelle, α_Z un exposant (égal à 1 dans le cas des variables scalaires additives) et \mathcal{A} est la *portée intégrale* de la variable aléatoire Z . Cette notion de portée intégrale est centrale dans l'analyse des VER, elle fournit un aperçu quantitatif des fluctuations de la valeur moyenne pour les différentes réalisations de la microstructure réelle à taille de VER donné (microstructure aléatoire stationnaire et ergodique) et permet donc une mesure de la précision de l'estimation. Cette relation est claire : le nombre de réalisations N nécessaires pour atteindre une précision donnée ϵ_{rel} décroît lorsque la taille du VER considéré augmente. Ce résultat nécessite cependant de connaître la valeur moyenne exacte M : le nombre de réalisations N doit donc être suffisamment grand pour assurer la stationnarité de la solution. Dans le cas des propriétés linéaires, ce point n'est pas rédhibitoire : les calculs numériques étant relativement peu coûteux, on peut se permettre un très grand nombre de réalisations. Il le devient pour les comportements non linéaires, en particulier ceux liés à la fissuration. La question de la stationnarité du processus d'échantillonnage se pose alors.

Pour le cas spécifique des propriétés à rupture, une deuxième question se pose : celle de l'existence elle-même de la notion de VER. Sur cette question, la littérature est encore plus restreinte. On peut citer les travaux de Gitman *et al.* (2007) relatifs à un composite à inclusions sphériques enrobées. Ces auteurs concluent à l'existence d'un VER pour les comportements élastiques et durcissants mais pas pour les comportements adoucissants (perte d'homogénéité statistique due à la localisation de la rupture). Ces résultats s'appuient cependant sur un nombre de réalisations très limité qui n'assure pas nécessairement la stationnarité de la solution dans un cas fortement non linéaire tel que la rupture quasi-fragile. Ma conviction est que cette existence dépend de la propriété étudiée. S'il semble relativement évident que des quantités telles que la contrainte maximale avant rupture ou la déformation à rupture ont peu de raison d'être homogénéisables (effets de taille déterministes), il n'en va pas de même pour l'énergie de rupture \mathcal{E} : on s'attend à ce qu'il existe pour cette quantité un principe variationnel, tel que ceux synthétisés par Bourbin *et al.* (2008). Le terme volume élémentaire *représentatif* doit alors être compris comme la taille du domaine sur laquelle une approche statistique peut fournir une énergie de rupture effective. En faisant donc l'hypothèse qu'il est licite de chercher une relation de type (1.21) pour $Z = \mathcal{E}$, la question de la stationnarité de la solution demeure.

Afin de limiter le nombre de réalisations N nécessaires pour atteindre une estimation stabilisée de la moyenne M et de la variance $D_Z^2(V)$ — et donc limiter le coût numérique de ces approches numériques-statistiques — la démarche de Kanit *et al.* (2003) a été reprise en reconsidérant la moyenne et la variance non pas comme connus mais comme *incertains* (Pelissou *et al.*, 2009). Cette incertitude est liée au manque de précision dans leur estimation lorsque l'on ne considère qu'un échantillon de taille réduite, *i.e.* un nombre de réalisations limité. En d'autres termes, on fait l'hypothèse que $D_Z^2(V)$ et M peuvent avoir des valeurs quelconques dans des intervalles $[D_{Z,min}^2(V); D_{Z,max}^2(V)]$ et $[M_{min}; M_{max}]$ dont la longueur dépend du nombre de réalisations N . La plage d'incertitude associée à M peut être déduite d'un résultat classique de la théorie de l'échantillonnage basé sur l'intervalle de confiance à 95 % de la loi de Student. Celle associée à $D_Z^2(V)$ est plus délicate à obtenir, aucun résultat classique n'étant disponible sans faire d'hypothèse additionnelle sur la distribution de la variable Z . Une technique numérique de bootstrap (Efron et Tibshirani, 1993) a été proposée. Il s'agit d'une technique de ré-échantillonnage avec remise permettant d'estimer la précision (*i.e.* l'erreur standard, l'intervalle de confiance, etc.) de la variance obtenue pour un échantillon de taille N . En propageant ces plages d'incertitudes dans l'erreur relative ϵ_{rel} , un nouveau critère d'arrêt a pu être proposé : à chaque taille de volume donnée, ce critère garantit que le nombre de réalisations N est suffisant pour que l'erreur relative maximale (le « pire cas », *i.e.* précision minimale sur la variance

maximale) ne dépasse pas une valeur prescrite à l'avance. Un algorithme associé pragmatique a été proposé.

En utilisant cette approche pour l'énergie de rupture \mathcal{E} d'un composite quasi-fragile à matrice métallique (le Zircaloy hydruré) sur des VER aléatoires périodiques (figure 1.22), une formule similaire à (1.21) a été obtenue (voir figure 1.23) et la portée intégrale associée a été déterminée. Ces résultats dépendent de la fraction volumique d'inclusions considérée. Une pré-étude a permis de déterminer qu'une fraction volumique de 10 % était la plus préjudiciable en terme de taille de VER, *i.e.* qu'elle conduisait à une variance maximale ; cette valeur a donc été retenue comme référence pour la recherche des coefficients intervenant dans (1.21). En comparant la portée intégrale obtenue dans ce cas à celle associée aux propriétés élastiques, il a pu être conclu que la taille du VER pour l'analyse de la rupture devait être de huit à dix fois plus grande que celle du VER pour l'étude des propriétés linéaires (à précision et nombre de tirages donnés) ; ce rapport de proportionnalité s'entend dans chaque direction, soit un volume entre 500 et 1000 fois plus grand en trois dimensions. Il s'agit d'un résultat fort de cette étude.



Figure 1.22. Illustration des microstructures considérées pour l'analyse des VER aléatoires et périodiques (20 % d'inclusions), ici reproduction de neuf VER.

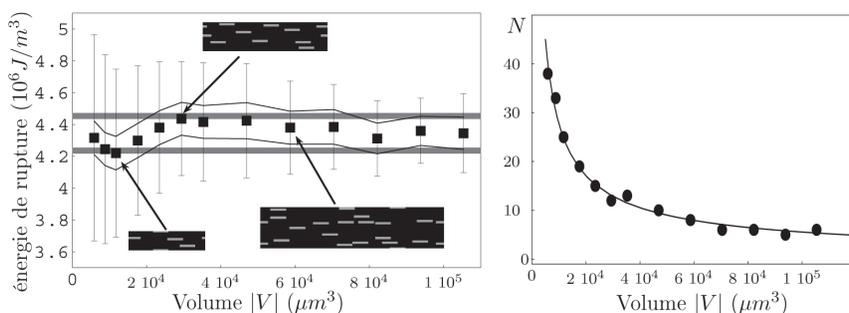


Figure 1.23. VER pour les composites aléatoires quasi-fragiles à matrice métallique. À gauche : valeur moyenne ($\bar{\mathcal{E}}$) et dispersion ($\pm 2D_{\mathcal{E}}(V)$) de l'énergie de rupture (10^6 J/m^3) en fonction de la taille du domaine ; erreur relative $\epsilon_{\text{rel}} = 2,5 \%$ autour de la valeur moyenne (traits fins) et particularisation pour le domaine de plus grande taille (traits épais grisés), cette dernière montre que la valeur moyenne converge rapidement vers une valeur stabilisée (précision de la méthode assurée au-delà de $2 \times 10^4 \mu\text{m}^3$). À droite : nombre de réalisations nécessaires pour atteindre une erreur relative de 2,5 % ; simulations (points) et modèle (trait).

Cette connaissance de la relation entre la précision recherchée ϵ_{rel} , le nombre de tirages N et la taille du VER $|V|$ nous a permis d'estimer le comportement effectif adoucissant du Zircaloy hydruré à différents taux d'inclusions (figure 1.24 à droite, précision recherchée de 2,5 %). Ces réponses apparentes en traction sont obtenues par moyenne d'ensemble des réponses pour N réalisations et en faisant l'hypothèse probablement un peu forte que le VER défini pour l'énergie de rupture reste pertinent pour l'intégralité du comportement effectif.

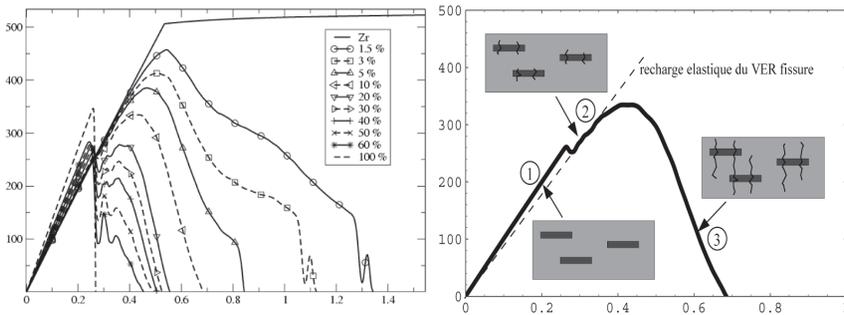


Figure 1.24. Simulation du comportement local adoucissant pour le Zircaloy hydruré. À gauche : simulations numériques périodiques en traction unidirectionnelle ; contrainte (MPa) et déformation axiale (%) pour différents taux d'inclusions. À droite : descriptif des 3 principaux mécanismes de déformation pour un taux d'inclusions de 10 %.

Les comportements apparents résultants présentent clairement trois mécanismes principaux de déformation (figure 1.24 à gauche) : 1/ un comportement élastique, 2/ une recharge élastique après rupture des inclusions et 3/ un endommagement ductile. Il semble ainsi possible de modéliser analytiquement le comportement adoucissant du Zircaloy irradié et hydruré en s'appuyant sur la notion de **Composite de comparaison évolutif** : en fonction du niveau de déformation macroscopique, un composite simple est choisi et son comportement effectif estimé. Trois mécanismes principaux de déformation étant relevé, le comportement effectif global est alors décrit par morceaux (les composites de comparaison associés sont donnés sur la figure 1.25) :

- *Un comportement élastique* pour le composite linéaire constitué d'une matrice de Zircaloy isotrope contenant des inclusions d'hydrures isotropes alignées, distribuées aléatoirement et supposées convenablement représentées par des ellipsoïdes : le comportement linéaire effectif peut être obtenu par l'estimation de Ponte Castañeda et Willis (1995).
- Une *recharge élastique après rupture des inclusions* supposées fragiles : lorsqu'un niveau de déformation apparent est atteint, les inclusions rompent et le rechargement élastique s'effectue sur un milieu élastique constitué d'une matrice de Zircaloy contenant des fissures modélisées par des vides ellipsoïdaux. La définition de ce composite de comparaison fissuré repose sur

deux hypothèses : le niveau de déformation macroscopique conduisant à la rupture des inclusions est le même à tout taux d'inclusions et les contraintes sont écartées dans et au voisinage des inclusions rompues. Ces hypothèses semblent admissibles au vu des champs locaux obtenus numériquement. Les vides ellipsoïdaux de ce composite de comparaison sont distribués aléatoirement et alignés dans une direction perpendiculaire à la traction ; en l'absence d'information supplémentaire, leur fraction volumique est supposée identique à celle du composite linéaire initial. En d'autres termes, le composite de comparaison pour le Zircaloy fissuré est identique au précédent avec des vides à la place des inclusions et à une rotation de $\pi/2$ près. Enfin, une hypothèse supplémentaire est formulée sur le rapport d'aspect des vides ellipsoïdaux dont on suppose que la forme est d'autant plus sphérique que leur fraction volumique est grande (un taux élevé d'inclusions donne des fissures initiales assez courtes dont l'ouverture est identique à toute fraction volumique, la déformation de rupture macroscopique n'en dépendant pas) : une relation en loi puissance est proposée, un exposant doit être identifié. Le comportement linéaire effectif de ce milieu poreux est de nouveau obtenu par l'estimation de Ponte Castañeda et Willis (1995).

- Une phase *endommagement ductile* correspondant à la croissance des vides dans une matrice de Zircaloy plastique isotrope⁵, puis à leur coalescence jusqu'à rupture totale. Un modèle d'endommagement ductile pour une matrice plastique contenant des vides ellipsoïdaux alignés et distribués aléatoirement a été obtenu comme résultat intermédiaire de l'étude faite pour le combustible UO_2 (Vincent et Monerie, 2008). Un modèle de croissance inspiré des travaux de Gologanu *et al.* (1997) et une extension du modèle de coalescence de Klöcker et Tvergaard (2003) complètent le modèle. Un exposant doit être identifié dans le modèle de coalescence.

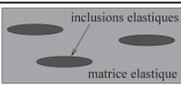
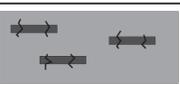
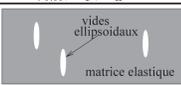
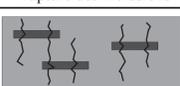
	Situation réelle	Composite de comparaison
Etat 1 phase élastique initiale	 matériau initial	 CC1 f_{ini}, w_T, w_L
Etat 2 recharge élastique	 rupture des inclusions	 CC2 f_{voids}, w_T^v, w_L^v
Etat 3 endommagement ductile	 croissance et coalescence	 CC3 + critere de coalescence

Figure 1.25. Approche par composite de comparaison évolutif.

⁵ Nous avons montré que la matrice de Zircaloy à fort taux de combustion pouvait être considérée comme quasi isotrope.

Un modèle micromécanique jusqu'à rupture du Zircaloy hydruré et irradié est ainsi obtenu (Jaubert *et al.*, 2010). L'utilisation de ce modèle requiert la connaissance de trois paramètres scalaires qui peuvent être identifiés indépendamment les uns des autres sur une seule simulation numérique pour un taux d'inclusions donné : la déformation à rupture des inclusions (lieu de changement de pente entre la charge élastique et la recharge), un exposant dans le rapport d'aspect des vides ellipsoïdaux (pente de la recharge élastique) et un exposant dans le modèle de coalescence (intensité de l'adoucissement). Ces trois paramètres sont identifiés pour une fraction volumique d'inclusions d'environ 3 % et le modèle est validé de 0 à 100 % d'hydrures (figure 1.26).

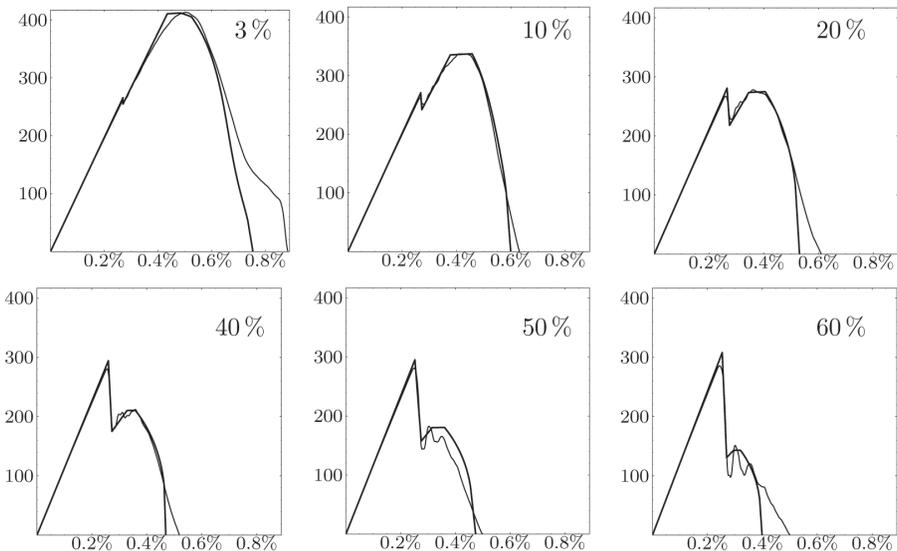


Figure 1.26. Identification et validation de modèle d'adoucissement du Zircaloy hydruré sur des essais de traction unidirectionnelle pour différentes fractions volumiques d'inclusions. Contrainte macroscopique (MPa) en fonction de la déformation macroscopique (%) : modèle analytique (traits épais), résultats numériques (traits fins).

La démarche globale de changement d'échelle consiste alors à remonter à l'échelle supérieure du matériau à gradient de propriétés modélisé par une approche cohésive-volumique : 1/ dans les modèles de zone cohésive, l'énergie de rupture correspondant à ce modèle micromécanique d'adoucissement, 2/ aux points de Gauss, le comportement effectif durcissant obtenu précédemment.

1.3.3 Comportement à l'échelle globale du matériau à gradient de propriétés

Cette étude a été initiée dans le cadre de la dernière année de thèse de Frédéric Perales (2005).

Bien qu'initiée en 2005, l'étude à l'échelle du gainage de Zircaloy en tant que matériau à gradient de propriétés ne peut être considérée comme aboutie. De nombreux points de validation sont encore en cours. Les résultats présentés ici sont donnés à titre indicatif afin d'illustrer les potentialités de la démarche générale multiéchelle cohésive-volumique.

Comme annoncé, le principe consiste à faire remonter de l'échelle inférieure des informations surfaciques et volumiques incorporables dans une discrétisation où les propriétés matériau varient graduellement dans l'espace. Ce remontage nécessite quelques précautions, en particulier pour les comportements adoucissants surfaciques. Il s'agit de ne pas prendre en compte deux fois la plasticité (à l'échelle locale dans le comportement à rupture et à l'échelle globale dans le comportement volumique). Pour ce faire, il est nécessaire d'identifier par méthode inverse à l'échelle d'un VER, l'énergie de rupture cohésive de la discrétisation cohésive-volumique. Cette énergie doit être tabulée pour l'ensemble des taux d'inclusions.

La structure typique considérée est une portion de gaine possédant un gradient radial d'hydrures (moins d'hydrures en interne, plus en externe) et une couche extérieure d'oxyde (zircone, matériau très fragile). Cette structure est soumise à un chargement mécanique symptomatique d'une situation accidentelle de type accident d'injection de réactivité : une vitesse de déformation interne imposée. Différentes teneurs moyennes d'hydrures sont considérées, ainsi que différentes répartitions spatiales (formes différentes des gradients), figure 1.27 à gauche. Une multifissuration s'initie dans la couche externe de zircone (la plus fragile) et une fissure principale se propage de l'extérieur du tube vers l'intérieur, conduisant à la rupture finale de la gaine. Le type de résultats accessibles par l'approche proposée est illustré sur la figure 1.27 à droite : 1/ l'énergie qu'il faut fournir à la gaine pour la rompre décroît avec le taux d'inclusions, 2/ un gradient prononcé est favorable à la tenue de la gaine (en toute rigueur un gradient infini donne lieu à un matériau bicouche qui offre la résistance maximale si son interface est parfaitement tenace), les résultats de l'approche semblent constituer une enveloppe des résultats expérimentaux permettant la définition de critère de sûreté.

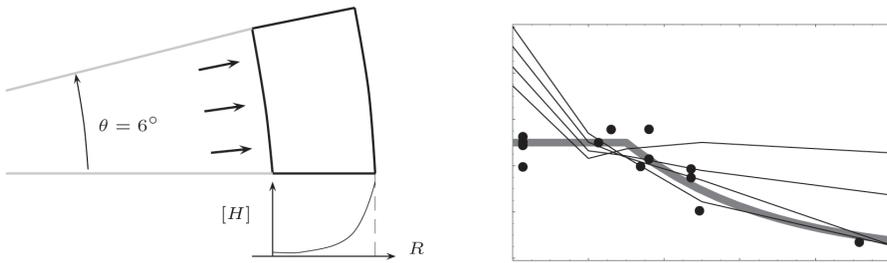


Figure 1.27. Illustration des résultats qui peuvent être obtenus par l'approche multi-échelle cohésive-volumique. À gauche : déformation interne imposée sur une portion de gaine à gradient de teneur en hydrure. À droite : énergie de rupture de la structure en fonction de la teneur en hydrure ; modélisation multi-échelle (traits fins pour différents profils de gradient), données expérimentales (point), un des critères de sûreté proposé par la communauté internationale (trait épais) ; absence d'échelles sur les axes pour raisons de confidentialité.

Bien que quantitativement pertinents, ces résultats doivent être confirmés sur le plan quantitatif pour les raisons suivantes (études en cours) :

1. prise en compte de la thermique : les calculs exhibés sont réalisés sans prise en compte de la température et des effets thermiques qui sont significatifs lors d'une situation accidentelle ;
2. comportements volumiques aux points de Gauss : ces calculs sont réalisés avec un écrouissage linéaire calibré sur l'écrouissage non linéaire prédit par le modèle micromécanique à l'échelle locale ;
3. comportements cohésifs : les lois cohésives introduites sont issues du modèle local établi pour des chargements en traction pure dans le sens de l'alignement des inclusions. Les effets de séparation normale dans le sens perpendiculaire aux inclusions et les effets tangents doivent être pris en compte.

1.4 Le laboratoire commun de micromécanique et d'intégrité des structures (MIST)

1.4.1 Objectifs, structure et activités du Laboratoire



Le laboratoire MIST est issu de la volonté que nous avons eue en 2006 avec Robert Peyroux⁶ et avec l'appui de nos tutelles respectives de renforcer l'interaction entre recherche fondamentale et appliquée dans le domaine de la sûreté nucléaire. Il s'agissait aussi de valoriser et pérenniser une collaboration

⁶ À l'époque CNRS/LMGC, aujourd'hui CNRS/L3S-R.

scientifique intensive depuis 2000 entre la Direction de la prévention des accidents majeurs de l'IRSN (DPAM) et le Laboratoire de mécanique et de génie civil (LMGC, CNRS UMR 5508). Ce laboratoire commun tripartite entre l'IRSN, le CNRS et l'université de Montpellier II a été créé en 2007.

Ce laboratoire « sans mur » a une double vocation : d'une part, proposer des outils de compréhension et de prédiction des phénomènes relevant explicitement de la sûreté nucléaire, d'autre part aborder des thématiques scientifiques plus vastes dont les retombées bénéficient à chaque partenaire et à leur communauté de recherche. La thématique globale du laboratoire MIST concerne l'intégrité des structures hétérogènes et évolutives. Cette dénomination recouvre le comportement des matériaux et des structures soumis à des sollicitations sévères — telles que les chargements thermomécaniques intenses, le vieillissement naturel, imposé ou induit — fréquemment rencontrées dans le domaine nucléaire (cœur de centrales, stockage de déchets, etc).

Le laboratoire MIST regroupe une vingtaine de personnes issues de la DPAM et du LMGc qui par le jeu des quotités représente environ 10 ho.an. Le personnel permanent est constitué de directeurs de recherche, de chercheurs, d'ingénieurs de recherche et d'ingénieurs-chercheurs. On compte dans ces effectifs une moyenne annuelle d'environ quatre doctorants et post-doctorants. Le laboratoire s'appuie par ailleurs sur des moyens supports issus des unités d'accueil : secrétariat, soutien administratif, plates-formes expérimentales de plus 700 m², clusters de calcul scientifique équivalents à environ 800 processeurs, réseau collaboratif étendu. Son budget annuel est de l'ordre d'1 M€.

Sur le plan de la structure, le laboratoire MIST possède une codirection et un comité de pilotage. La codirection est alternée annuellement entre la DPAM et le LMGc : j'en assume la responsabilité avec Loïc Daridon (depuis 2009 et antérieurement avec Robert Peyroux). Le comité de pilotage évalue annuellement le laboratoire, synthétise les résultats obtenus et définit sur proposition de la codirection le programme de recherche pour l'année suivante.

Le laboratoire est organisé autour de trois opérations de recherche principales :

- *changements d'échelles*, responsable Stéphane Pagano (LMGC) ;
- *fissuration/fragmentation*, responsable Loïc Daridon (LMGC) ;
- *couplages multiphasiques*, responsable Frédéric Perales (DPAM).

Ces opérations de recherche sont simultanément abordées sous l'angle de l'analyse expérimentale, de la modélisation et de la simulation numérique. Les principaux domaines de compétences du laboratoire pour lesquels le couple DPAM-LMGc

présente une originalité forte relèvent de la micromécanique, de la mécanique rapide, des couplages fluide-grains, de l'imagerie thermomécanique microscopique et rapide et de la résistance des matériaux complexes. Des compétences connexes ont été aussi déployées : mécanique des matériaux, couplages multiphysiques, intégrité des structures, tenue aux impacts, milieux continus, discrets, poreux ou à gradient de propriétés, dynamique non régulière, modèles numériques et mathématiques appliquées.

L'objectif principal du laboratoire — l'intégrité des structures nucléaires — a donné lieu à des thématiques très variées couvrant un large panel de motivations appliquées allant des gainages de combustible à la dispersion de polluants en milieu fluvial. Concrètement, les principaux travaux du laboratoire MIST durant ses premières années d'existence ont porté sur la stabilité des milieux discrets, l'hydroporomécanique, la thermomécanique fortement couplée, la fissuration des matériaux hétérogènes, les stratégies numériques multiéchelles et l'identification expérimentale par mesure de champ.

Ce jeune laboratoire a montré depuis sa création la pertinence et l'efficacité de l'association de moyens de recherche IRSN-CNRS-Université en s'attaquant avec succès à des problèmes réputés scientifiquement ardues et en publiant en moyenne un article de rang A par ho.an. Ce niveau de publication plutôt élevé témoigne de l'enthousiasme et des capacités des chercheurs qui composent le laboratoire.

1.4.2. Évolutions et perspectives

Le laboratoire MIST est en phase de préparation de son prochain quadriennal. Les grandes lignes de son programme de recherche et de sa structure seront conservées. Deux évolutions principales sont cependant envisagées : l'une concernant ses missions, l'autre ses thématiques.

Des applications démonstratives ont montré que certains outils et méthodes développées par le laboratoire MIST peuvent prétendre à des premières utilisations opérationnelles (définition de critères, etc.). Bien que le cœur de métier du laboratoire reste pleinement centré sur la R&D, ses missions se doivent d'intégrer un transfert de connaissance vers les applications concrètes intensives et un support à l'utilisation. Par ailleurs, l'aspect générique des méthodes proposées ouvre des perspectives très intéressantes dans l'élargissement du spectre appliqué du laboratoire, tout en restant dans le domaine nucléaire. Deux exemples :

1. les modèles hydrogeomécaniques développés pour le combustible relèvent de la classe des modèles géomécaniques : aux paramètres matériaux près, ces modèles sont exploitables dans le contexte du stockage profond, par exemple ;
2. les modèles numériques pour la modélisation des milieux granulaires en présence de fluide ont un champ d'application très large : avalanches sous-marines, colmatages de filtres, dispersion de polluants atmosphériques ou fluviaux, etc.

À court terme, l'évolution des thématiques consistera simplement en une poursuite et une extension des opérations de recherche en place, en particulier pour les deux thèmes de recherche suivants :

- **Rupture des milieux hétérogènes et changements d'échelles.** Il s'agit d'une thématique d'importance dans la prévention des accidents majeurs et, en particulier, du point de vue des trois barrières de confinement établissant la démarche de sûreté en profondeur : gainages de combustible, cuve, enceinte de confinement. L'approche multiéchelle cohésive-volumique sera étendue, l'enjeu étant d'accroître la précision expérimentale des paramètres matériaux qui doivent alimenter ces modélisations. Les techniques expérimentales proposées d'identification des propriétés locales à rupture seront stabilisées et enrichies par des mesures infrarouges couplées aux mesures cinématiques, l'objectif étant de proposer des lois de zones cohésives pertinentes à la fois sur les plans mécanique et énergétique. On visera à : 1/ définir une mesure de la longueur caractéristique associée aux modèles de zone cohésive et indiquer comment cette longueur intervient dans les modélisations numériques, 2/ adapter le protocole expérimental au cas des chargements locaux complexes (triaxialité du champ de contraintes, modes mixtes), 3/ proposer des mesures sur une gamme de matériaux suffisamment large pour englober les matériaux ayant subi un temps de séjour très prolongé en réacteur. Ce programme s'orientera vers les mesures plus exploratoires dédiées d'une part à la fissuration dynamique (imagerie par caméra rapide) notamment pour les matériaux réputés fragiles (béton, céramique, roches, etc.) et d'autre part à la détermination par phase des propriétés à rupture des milieux hétérogènes. Cette thématique requiert l'identification expérimentale directe (thèse de S. Wen débutée fin 2009, une thèse prévue fin 2010) mais aussi inverse : des modèles micromécaniques dédiés devront être développés (une thèse prévue fin 2010).
- **Milieux discrets et couplages fluide/grains.** La thématique des milieux diphasiques grains-fluide est transversale en sûreté nucléaire : relocalisation combustible, transport de polluants, stabilité des enrochements, etc. Les travaux déjà réalisés montrent la sensibilité des milieux discrets à leur mésostructure

(géométrie, polydispersité, texture). Lorsque cette mésostructure est issue de la fragmentation d'un milieu initialement continu — tel que le combustible — une connaissance particulièrement fine de sa génération est nécessaire (besoin d'une statistique descriptive). À l'heure actuelle, seules des simulations numériques complexes peuvent prétendre apporter une réponse satisfaisante et quantitative à cette problématique. C'est le cas de la méthode cohésive-volumique qui s'avère cependant numériquement trop coûteuse pour envisager une statistique suffisante. Une nouvelle approche basée sur une méthode aux éléments de Réseau (*Lattice Element Method*, une thèse débutée fin 2009) devrait permettre la production d'une statistique de fragmentation en fonction de deux types de paramètres : ceux liés à la microstructure (compacité, granulométrie, cohésion des joints de grains, etc.) et ceux liés à la sollicitation. Par ailleurs, ce programme de recherche inclut une extension des couplages fluide-grains à différents mécanismes physiques, dont les effets thermiques et l'adhésion entre grains (un post-doctorat de deux ans débuté fin 2009).

À plus long terme, le projet du laboratoire MIST s'orientera vers l'étude du **vieillessement** des matériaux. Cette thématique — d'intérêt naturel compte tenu de l'âge du parc nucléaire français — trouve écho dans le récent projet *Materials Ageing Institute* mis en place par EDF, TEPCO et l'EPRI, et dont l'objectif est de fédérer les besoins et les compétences d'industriels autour de cette problématique (corrosion, fatigue, irradiation, pathologies des bétons, vieillissement physique et chimique des polymères, etc.). Le problème très délicat du vieillissement intègre des aspects indiscutables de statistique matérielle et d'historique de chargement. Les applications visées par le laboratoire MIST concerneront essentiellement les métaux, les sols et les bétons. Les outils de base qui doivent être mis en œuvre relèvent de nouveau des techniques de changement d'échelles et de l'identification expérimentales des propriétés mécaniques aux petites échelles. Il s'agit d'une démarche générique qui doit pouvoir s'appuyer sur une connaissance détaillée :

- (1) de la micro/méso-structure ;
- (2) du comportement des phases en présence ;
- (3) et des évolutions temporelles de (1) et (2).

Ces connaissances ne peuvent être obtenues que par un adossement à des compétences de métiers externes : les évolutions microstructurales liées à l'environnement sont fortement dépendantes de la physique spécifique du problème considéré (cinétique de précipitation, carbonatation, hydruration, oxydation, etc.). Ainsi, la pertinence globale de la compréhension et de la prédiction des effets du vieillissement dépendra du degré de précision avec lequel ces évolutions sont connues. Pour le laboratoire MIST, cela consiste à offrir à terme la possibilité de s'appuyer sur un réseau élargi de compétences métiers. Enfin, de faibles variations microstructurales pouvant

avoir des conséquences notables sur le long terme, les problèmes de propagation d'incertitudes dans les modèles de changement d'échelles devront être abordés. Il s'agit d'une thématique complexe.

Par ailleurs, s'il est difficile de définir un travail de recherche à long terme, il est possible d'indiquer l'application visée. En se limitant au domaine de la sûreté nucléaire, un objectif fort est d'être en mesure de réaliser des simulations intégrales de situations accidentelles pour les combustibles à très haut taux de combustion. L'échelle envisagée est celle d'un crayon combustible ou de quelques crayons. Il s'agit de simulations tridimensionnelles où se mêlent thermomécanique rapide des milieux continus fortement hétérogènes, milieux discrets, interactions gaz-solide et fluide-solide. Une première étape peut être réalisée par chaînage des outils déjà en place ou en cours de développement, à quelques extensions près. À titre d'exemple et pour indiquer la cohérence du programme de travail à court et moyen termes, l'enchaînement suivant peut être envisagé dans le cas de l'APRP avec rupture de gaine et éjection de combustible :

1. définition d'un état initial : fragmentation sous chargement thermomécanique par l'approche cohésive-volumique ou sur réseau d'une colonne combustible enchâssée dans son gainage et soumise à des gradients thermiques symptomatiques d'un fonctionnement nominal ; les propriétés des matériaux en présence sont issues des modèles de changements d'échelles incluant les effets des fort taux de combustion ;
2. ballonnement et surfragmentation : par une méthode similaire incluant un modèle simple d'échauffement et d'écoulement de gaz, création du ballonnement, de sa fissuration et éventuelle surfragmentation du combustible par chargement thermomécanique symptomatique de l'APRP ;
3. transition continu-discret : détection des fragments de combustible obtenus et de la forme du gainage par une méthode *ad hoc* (e.g. inondation de composantes connexes, faisabilité testée avec succès dans le cadre de la thèse d'A. Martin) ;
4. relocalisation-éjection : simulation de la relocalisation et de l'éjection par une méthode de couplage fluide-grains à fluide moyen (type McNamara pour les collections à grand nombre de grains en présence de gaz) ; l'éjection n'est pas simulée au-delà de la fissure du gainage, on se contente de relever la taille, la forme, la position et la vitesse des particules éjectées ;
5. interaction avec le caloporteur : interaction fragments-caloporteur par une méthode de couplage fluide-grains de type DNS (en cours de développement dans le cadre du post-doctorat de V. Topin).

Au-delà de cette première étape de chaînage, un outil de simulation couplé devrait être mis en place. La portée d'un tel outil permet d'envisager de nombreuses applications dans le domaine nucléaire (intégrité des cuves, des enceintes, des générateurs de vapeur, etc.), ainsi que dans d'autres domaines (pétrolier, aéronautique, etc.).

Chapitre 2 Perspectives

2.1 Perspectives scientifiques

En premier lieu, l'orientation globale de mes activités dans les prochaines années devrait rester centrée sur le développement d'outils théoriques permettant simultanément une amélioration de nos connaissances en micromécanique des milieux complexes et des applications concrètes. Il s'agit là de ma conception des sciences pour l'ingénieur. À ce titre, le cadre de ces activités devrait être un prolongement naturel de celui mis en place ces dernières années. Il se définit d'une part par mon implication forte dans le laboratoire MIST : mes responsabilités de directeur et ma contribution à la définition de son programme de recherche font que mes perspectives scientifiques sont en pleine adéquation avec de nombreuses thématiques de ce laboratoire pour le prochain quadriennal. D'autre part, je souhaite aussi vivement poursuivre les collaborations entamées avec les équipes

micromécaniciennes du Laboratoire de mécanique et d'acoustique (CNRS-UPR 7051). Je pense en particulier aux précieux échanges avec Pierre Suquet qui ont montré que la micromécanique en sûreté nucléaire pouvait être pensée avec une portée beaucoup plus large et plus fructueuse.

Ainsi mes perspectives personnelles restent centrées sur les trois domaines d'activité abordés sur cette période récente : homogénéisation, fissuration et milieux granulaires. Dans ces trois domaines, je souhaite notamment approfondir les thématiques suivantes :

1. **Homogénéisation** : interaction entre modélisation et expériences par mesures de champs pour la détermination des hétérogénéités interphases et la sélection de variables internes pertinentes aux différentes échelles, modèles d'endommagement basés sur les approches cohésives, couplages entre les évolutions microstructurales et les propriétés effectives, propagation des incertitudes ;
2. **Fissuration** : identification de propriétés à rupture par phase, influence des statistiques de défauts, modèles de coalescence, mécanismes de fissuration différés par interaction microstructure-fissuration (mécanismes de type *delayed hydride cracking*, DHC) ;
3. **Milieux granulaires** : rôle de la compaction dans les écoulements granulaires en présence de fluide, mécanismes de blocages couplés dans le cas d'orifices d'écoulement en interaction, propriétés effectives et rhéologie.

Ces thèmes sont en partie des évolutions des problèmes abordés jusqu'à présent et demeurent conformes à ma volonté de maintenir des activités d'expérimentation, de modélisation et de simulation numérique, ainsi qu'une interaction la plus forte possible entre ces trois composantes. Cependant, mon métier et mes compétences relèvent clairement de la modélisation et cette spécialisation devrait se poursuivre et s'intensifier dans les années à venir, notamment au travers d'un goût croissant pour les thématiques suivantes : analyse des milieux à grand nombre de variables internes, approches statistiques en mécanique des matériaux et milieux granulaires. Il s'agit de domaines pour lesquels les applications concrètes sont nombreuses, les aspects théoriques assez complexes et les interactions expérience-modélisation-simulation nécessaires : trois caractéristiques qui, à mon sens, rendent particulièrement attractif le travail du modélisateur.

Plus précisément, je souhaiterais détailler deux thèmes partiellement évoqués qui me tiennent à cœur et qui pour l'essentiel consistent à opérer des rapprochements entre les changements d'échelles, la fissuration et l'analyse des milieux granulaires.

Certaines questions soulevées sont probablement naïves et ne nécessiteraient peut-être qu'une étude bibliographique approfondie, ces rapprochements étant relativement nouveaux dans mes travaux de recherche.

Notion de mésostructure induite. Peut-on clarifier le rôle de la mésostructure induite (anisotropie plastique locale, bandes de cisaillement, coalescence de microfissures, etc.) sur la taille de VER pour les milieux aléatoires ? Cette mésostructure s'établit à une échelle largement supérieure à celle des hétérogénéités et semble devenir prédominante à partir d'un certain stade de développement. Peut-on quantifier la sensibilité de cette mésostructure au taux de triaxialité macroscopique selon les milieux considérés ? De même, est-il possible de définir un VER pour les milieux granulaires : les réarrangements permanents qui y règnent et la dynamique locale empêchent-ils l'établissement d'une mésostructure induite ? Quelle serait le rôle de la polydispersion ? Les réseaux de forces fortes et faibles définissent-ils une mésostructure induite pertinente ? Enfin, et plus spécifiquement sur la notion de VER pour les comportements adoucissants, peut-on exhiber une formulation de type variationnel permettant de garantir son existence ou sa non-existence ? L'existence que nous avons constatée dans le cas du Zircaloy est-elle liée à la régularisation dynamique incorporée dans la formulation à deux champs ?

Décomposition surfacique-volumique et comportements équivalents. Comme nous l'avons vu, la notion même de cette décomposition en comportements volumique durcissant et surfacique adoucissant reste à approfondir. S'il s'agit d'une décomposition commode dans le cadre de l'approche cohésive-volumique, sa portée est plus générale et il est très probable que cette question se pose assez rapidement dans des approches de type XFEM, par exemple. On peut se demander en particulier si la cinématique surfacique normal-tangent n'est pas trop réduite pour rendre compte de la sensibilité de l'endommagement (et de son couplage avec la plasticité ou avec une anisotropie locale) au taux de triaxialité. Par ailleurs, pour l'approche cohésive issue d'un changement d'échelles, il semble nécessaire de comprendre plus avant la part du comportement homogène équivalent (de type élastoplastique endommageable) qui doit être incorporée dans le comportement volumique apparent et celle qui doit l'être dans le comportement surfacique. En particulier, comment se distribue la part élastique du comportement ? Peut-on procéder à une homogénéisation de modèles cohésifs distribués dans une matrice élastoplastique et déduire quelques principes de localisation des comportements surfaciques ?

2.2 Perspectives d'encadrement et d'enseignement

Du point de vue des thèses ou post-doctorats, je souhaite poursuivre dans un premier temps, non seulement le rythme actuel d'encadrement (environ deux à trois thèses et un à deux post-doctorats) mais aussi le mode de fonctionnement par co-encadrement. Compte tenu de mes fonctions actuelles de direction du laboratoire MIST et d'expert IRSN qui doivent être maintenues les prochaines années, je n'envisage pas d'accroître significativement ce volume d'encadrement. Par ailleurs, l'encadrement en tandem avec un chercheur du monde académique convient parfaitement à mon goût du travail en équipe et à l'aspect collaboratif du laboratoire MIST. Concrètement, mes activités d'encadrement devraient pour fin 2010 être les suivantes :

- Thèse de Shuang Wen, débutée en 2009 et co-encadrée avec Bertrand Wattrisse (LMGC), sur l'identification expérimentale de modèles cohésifs. L'objectif général est de clarifier pour un matériau homogène la notion de découpage cohésif-volumique, de relier la longueur caractéristique des modèles cohésifs aux propriétés volumiques et aux bandes de localisation, de définir un protocole d'identification par mesures de champs généralisable à différents taux de triaxialité et d'investiguer la classe des matériaux fragiles par imagerie mécanique ultrarapide.
- Thèse de Rafik Affes, débutée en 2009 et co-encadrée avec Jean-Yves Delenne (LMGC) et Farhang Radjaï (LMGC), sur la fragmentation tridimensionnelle des matériaux frittés. On vise à préciser le rôle de la microstructure sur les modes de fissuration et la statistique de fragmentation. Un objectif spécifique est de déterminer l'impact de la statistique de défauts (vides, joints de grains affaiblis) et de la triaxialité du chargement thermomécanique sur cette fragmentation, en particulier dans le cas des milieux polycristallins. À cet objectif physique s'ajoute un objectif numérique : évaluer et éventuellement qualifier les méthodes à cinématique réduite de type *Lattice element method* par rapport aux méthodes éléments finis standards en formulation explicite.
- Post-doctorat de Vincent Topin, débuté en 2009 et co-encadré avec Frédéric Dubois (LMGC), Frédéric Perales (DPAM) et Anthony Wachs (DPAM et IFP), sur l'écoulement des milieux granulaires en présence de fluide. Ici encore, un double objectif numérique et physique est poursuivi. Numériquement, il s'agit de mettre en place une méthode fluide de type DNS couplée à une méthode d'interaction multicorps. L'analyse rhéologique associée englobe des domaines d'interactions entre grains non encore abordés dans la littérature : rôle des morphologies granulaires complexes pouvant inclure des non-convexités géométriques, influence de l'adhésion entre grains, impact de la déformabilité des grains, etc.

- Thèse prévue pour fin 2010, co-encadrée avec Stéphane Pagano (LMGC) et Christian Duriez (DPAM), sur l'identification expérimentale par mesure de champs des propriétés à rupture aux petites échelles (de l'ordre de quelques microns) à l'aide de microscopes longue distance. Cette étude est complémentaire des activités expérimentales déjà engagées, et l'on vise à terme la possibilité de couvrir une large gamme d'échelles temporelles et spatiales. Sa spécificité concerne la recherche de propriétés à rupture pour chaque phase d'un milieu hétérogène. Cette thématique relève de l'identification inverse et l'interaction expérience-modélisation dans les techniques de localisation des champs macroscopiques.
- Thèse prévue fin 2010, co-encadrée avec Loïc Daridon (LMGC) et Stéphane Pagano (LMGC), sur la modélisation micromécanique et l'identification inverse de l'endommagement. Cette thématique constitue le pendant théorique des analyses expérimentales engagées et vise à étendre les méthodes analytiques de changement d'échelles à des comportements complexes tels que l'endommagement. En particulier, l'objectif est d'améliorer notre connaissance de l'effet des endommagements locaux sur le comportement homogène équivalent des milieux hétérogènes non linéaires.

Du point de vue des enseignements, je conserve un goût prononcé pour l'enseignement académique et mes activités dans ce domaine vont s'intensifier à partir de fin 2010 avec la prise de responsabilité du module « calcul des structures » du nouveau département « mécanique et interactions » de polytech'Montpellier.

Chapitre 3 Présentation personnelle

3.1 Curriculum vitae

Yann Monerie
Institut de radioprotection et de sûreté nucléaire
IRSN/DPAM, CE Cadarache, bât. 702,
BP3-13115 Saint-Paul-lez-Durance Cedex
Tél : +33 (0)4.42.19.96.17
Fax : +33 (0)4.42.19.91.66
yann.monerie@irsn.fr
38 ans, marié, 2 enfants



Fonctions actuelles

- Directeur du laboratoire MIST : laboratoire de micromécanique et d'intégrité des structures, (laboratoire commun IRSN/CNRS UMR 5508/université Montpellier II).
- Expert IRSN en micromécanique des matériaux.
- Ingénieur-chercheur au laboratoire d'étude du combustible de l'IRSN.

Responsabilités extérieures

- Membre du conseil de l'École doctorale « Information, structures, systèmes », ED 166, Montpellier.
- Membre du conseil d'administration Mécamat.
- Responsable du groupe de travail Mécamat « Endommagement et rupture ».

Parcours professionnel

- Directeur du laboratoire MIST (depuis 2007)
- Ingénieur-chercheur à l'IRSN (depuis 2002) :
Recherche amont dans le domaine du combustible au sein de la Direction de la prévention des accidents majeurs
 - Modélisation et simulation numérique du comportement thermomécanique du combustible nucléaire avec prise en compte des effets de temps de séjour en réacteur.
 - Micromécanique des matériaux hétérogènes (homogénéisation, fissuration), modélisation générique des comportements thermomécaniques équivalents : milieux poreux, matériaux composites, matériaux à microstructure évolutive dans le temps.
 - Fissuration des matériaux à gradient de propriétés en présence de couplages multiphysiques.
 - Milieux discrets drainés et saturés, interaction fluide-grains.
- Qualification maître de conférences (section 26 et 60) (2001).
- Post-doctorat (2000-2002) : « Homogénéisation des propriétés thermo-mécaniques de matériaux élasto-viscoplastiques poreux (céramiques à haute température) », CEA-DEN.
- Doctorat de mécanique des solides (1996-2000) : « Micromécanique des matériaux composites, optimisation de la résistance à la fissuration dynamique, développement de méthodes numériques pour la fissuration, rôle de l'interface fibre-matrice dans les composites à fibres longues. », laboratoire de mécanique et d'acoustique de Marseille (CNRS UPR 7051).

- Scientifique du Contingent (1997-1998) : « Mécanique multiéchelle des matériaux composites thermostructuraux, modélisation, simulation et caractérisation expérimentale (essais sous MEB, microindentation) », ONERA, École polytechnique.

Formation initiale

- Doctorat de mécanique des solides (2000), université Aix-Marseille II (mention très honorable avec félicitations du jury).
- DEA de mécanique des solides (1996), université Aix-Marseille II.
- École supérieure d'ingénieur de Marseille (1996), actuellement École centrale de Marseille.

Domaine d'activité : la micromécanique des matériaux

Je travaille actuellement sur le développement de modèles de base pour la compréhension physique et la simulation numérique des situations accidentelles dans les cœurs des réacteurs nucléaires. Un effort particulier est fait pour donner à ces développements une généralité suffisante afin d'être étendus à d'autres domaines (autres problèmes issus de la sûreté nucléaire, géomécanique, etc.).

Les principales thématiques abordées concernent :

- le comportement thermomécanique homogène équivalent tridimensionnel :
 - des matériaux poreux à matrice céramique à haute température (combustibles nucléaires) ;
 - des matériaux composites à matrice métallique (gainages de combustibles nucléaires) ;
 - des matériaux à microstructure évolutive en fonction du chargement (matériaux irradiés).
- la fissuration des matériaux à gradient de propriétés en présence de phénomènes thermomécaniques fortement couplés (fissuration des gainages de combustibles nucléaires).
- le comportement et l'écoulement des milieux discrets drainés et saturés (combustibles nucléaires fragmentés).

Les travaux récents les plus significatifs portent sur :

- la détermination de volumes élémentaires représentatifs optimaux pour l'estimation du comportement linéaire, non linéaire et de la fissuration des matériaux poreux et des composites à matrice métallique ;
- l'homogénéisation des comportements en plasticité et viscosité non linéaire des matériaux poreux pressurisés à distribution bimodale de pores (extension deux échelles des modèles de type Gurson et des modèles de type elliptique) ;

- l'homogénéisation des comportements élastoplastiques anisotropes des composites à matrice métallique et à renforts élastiques dont l'anisotropie provient simultanément du comportement de la matrice, de la forme et de la distribution des renforts ;
- l'homogénéisation du comportement à rupture des composites à matrice métallique et à renforts fragiles ;
- la détermination de modèles de zone cohésive par mesures de champs ;
- le développement d'une méthode analytique-numérique multiéchelle et multicorps pour l'étude de la fissuration des matériaux à gradient de propriétés; cette méthode est basée sur les notions de « zone cohésive frottante » et de « dynamique non régulière du contact » et sur leur extension en homogénéisation périodique.

Ce travail s'appuie sur quatre principales collaborations académiques :

- Laboratoire de mécanique et de génie civil, unité mixte du CNRS 5508, Montpellier (France).
- Laboratoire de mécanique et d'acoustique, unité propre du CNRS 7051, Marseille (France).
- Institut national de recherche en informatique et en automatique, Rhône-Alpes (France).
- Laboratoire des techniques aéronautiques et spatiales, fonds national pour la recherche scientifique, Liège (Belgique).

Activités d'enseignement et d'encadrement

Enseignements

- Introduction à la méthode des éléments finis, Polytech' Montpellier (depuis 2004).
- Méthodes numériques pour la mécanique des solides, Master mathématiques et applications, spécialité calcul scientifique et ingénierie, Aix-Marseille I (2005).
- Thermodynamique des milieux déformables, formation interne IRSN (2003).
- Initiation à Abaqus, École supérieure de mécanique de Marseille (2003).
- Analyse numérique, licence de mathématiques, Aix-Marseille II (1999).
- Vérification expérimentale des hypothèses de la mécanique des milieux continus, École nationale supérieure des arts et métiers, Aix-en-Provence (1997).

Co-encadrement de thèses

- S. Wen (depuis 2009) : « Identification expérimentale de modèles de zones cohésives à partir de techniques d'imagerie thermomécanique », co-encadrement avec B. Wattrisse (CNRS/LMGC).

- R. Affes (depuis 2009) : « Fragmentation dynamique des matériaux frittés : application au combustible nucléaire », co-encadrement avec F. Radjaï et J.-Y. Delenne (CNRS/LMGC).
- A. Martin (2006-2010) : « Génération et analyse de la mésostructure d'un milieu discret », co-encadrement avec F. Radjaï et F. Dubois (CNRS/LMGC).
- P.-G. Vincent (2004-2007) : « Modélisation micromécanique de la croissance et de la percolation de pores sous pression dans une matrice céramique à haute température », co-encadrement avec P. Suquet (CNRS/LMA).
- F. Perales (2002-2005) : « Modélisation et simulation numérique de l'amorçage et de la propagation de fissures dans les gaines de combustibles lors des transitoires accidentels de type RIA », co-encadrement avec A. Chrysochoos (CNRS/LMGC).

Encadrement de post-doctorants

- V. Topin (depuis 2009) : « Hydrodynamique des milieux granulaires saturés », co-encadré avec F. Dubois (CNRS/LMGC), F. Perales (IRSN).
- P.-G. Vincent (2007-2008) : « Endommagement ductile des matériaux poreux saturés à deux échelles de pores », co-encadré avec P. Suquet et H. Moulinec (CNRS/LMA).
- V. Richefeu (2006-2008) : « Détermination de modèles de zone cohésive pour la fissuration par une approche couplée simulations/expériences à base de techniques d'imagerie », co-encadré avec A. Chrysochoos et V. Huon (CNRS/LMGC).
- A. Jaubert (2006-2008) : « Estimation du comportement en fissuration des matériaux métalliques à gradient de propriétés ».
- C. Péliou (2006-2008) : « Détermination de volumes élémentaires représentatifs pour l'analyse micromécanique de la fissuration des composites à matrice métallique ».

Encadrement de stages (DEA, Master 2, Ingénieurs fin d'études)

- N. Blal (2010) : « Modélisation micromécanique de l'endommagement basée sur les approches cohésives », Master 2, mécanique et ingénierie des structures et des systèmes, université Montpellier II.
- R. Affes (2009) : « Fragmentation des céramiques nucléaires frittées », Master 2, Mécanique et ingénierie des structures et des systèmes, université Montpellier II.
- M. Charnoz (2005) : « Contribution à la détermination expérimentale de modèle de zone cohésive pour le Zircaloy », DEA de mécanique des matériaux et des milieux complexes, des structures et des systèmes, université Montpellier II.

- G. Mars (2005) : « Détermination de volumes élémentaires représentatifs pour l'analyse micromécanique de la fissuration des biphases anisotropes à matrice métallique », stage de fin d'études INSA Lyon.
- P.-G. Vincent (2004) : « Homogénéisation du comportement élastoplastique des gainages de crayons combustibles », DEA de mécanique, université Aix-Marseille II.
- H. Ait Ahmad (2003) : « Comportement élastoplastique homogène équivalent des gainages de crayons combustibles nucléaires irradiés », DEA de mécanique, université Aix-Marseille II.

Activités d'expertise

Évaluations ANR

- Depuis 2010, expertise de programmes « Blancs » pour le compte de l'Agence nationale pour la Recherche.

Autres activités

Activités de review

- Fréquence : en moyenne 5 *reviews* par an depuis 2005.
- Principales revues :
 - Comptes Rendus de Mécanique
 - *Engineering Fracture Mechanics*
 - *Continuum Mechanics and Thermodynamics*
 - *Computational Materials Science*
 - *International Journal of Damage Mechanics*
 - *International Journal of Mechanical Sciences*

Organisation de manifestations scientifiques

- Co-organisation du colloque « Endommagement-rupture dans les matériaux hétérogènes », Matériaux 2010, Fédération française des matériaux, Nantes, 18-22 octobre 2010.
- Co-organisation pédagogique de l'École thématique du CNRS « Changements d'échelles en mécanique des matériaux », Briançon, 22 août-3 septembre, 2010.
- Co-organisation de la session « Endommagement » du 19^e Congrès français de mécanique, Marseille, 24-28 août 2009.
- Depuis 2008 : Journées scientifiques du groupe de travail Mécamat « Physique et mécanique de l'endommagement et de la rupture », en moyenne une conférence annuelle co-organisée avec J. Laverne (EDF R&D).

3.2 Publications

Répartition des principales publications

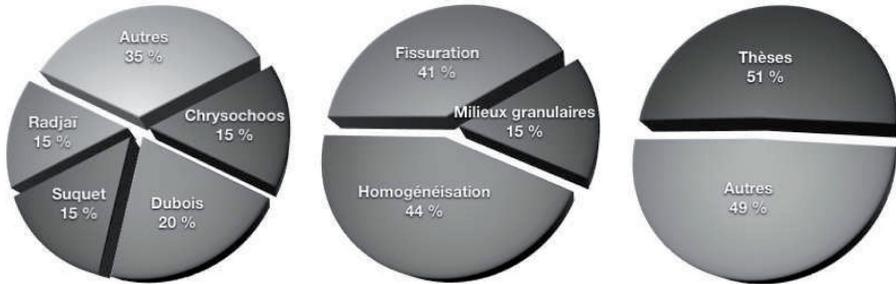


Figure 3.1. Répartition des publications les plus significatives : (à gauche) par coauteurs, hors étudiants ; (au centre) par thèmes ; (à droite) par cadre de réalisation, les publications libellées « Thèses » sont écrites dans le cadre d'un encadrement de thèse.

3.2.1 Revues internationales à comité de lecture

Note : à de rares exceptions près, la règle suivante a été utilisée pour définir l'ordre des auteurs : l'étudiant associé au travail en premier auteur, les autres auteurs par ordre alphabétique.

[1] A. Jaubert, Y. Monerie, F. Perales, "Fracture of the hydrided Zircaloy: numerical and analytical modelling". *Journal of Nuclear Materials*, soumis.

[2] V. Richefeu, A. Chrysochoos, V. Huon, Y. Monerie, R. Peyroux, B. Wattrisse, "Toward local identification of cohesive zone models using digital image correlation", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, soumis.

[3] A. Martin, F. Dubois, Y. Monerie, F. Radjai, "Silo discharge in the jamming regime". *Phys. Rev. Letter*, soumis.

[4] A. Martin, F. Dubois, Y. Monerie, F. Radjai, "Numerical modeling of dense powder-gas mixture". *Powder Technology*, accepté.

[5] F. Perales, F. Dubois, Y. Monerie, B. Piar, L. Stainier, "Multi-body NSCD strategy as a multi-domain solver. Application to code coupling dedicated to the modeling of fracture of heterogeneous media", *European Journal of Computational Mechanics*, accepté.

- [6] P.-G. Vincent, S. Bourgeois, Y. Monerie, "Overall elastoplastic behavior of anisotropic metal-matrix composites reinforced by aligned inclusions. Application to hydrided and irradiated Zircaloy", *Mechanics of Materials*, 42(2), pp. 175-188, 2010.
- [7] C. Pélissou, J. Baccou, Y. Monerie, F. Perales, "Determination of the size of the representative volume element for random quasi-brittle composites", *International Journal of Solids and Structures*, 46, pp. 2842-2855, 2009.
- [8] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, "Ductile damage of porous materials with two populations of voids, in Duality, inverse problems and nonlinear problems in solid mechanics", Elsevier Masson (Ed), *Comptes Rendus Mécanique*, 336 (1-2), pp. 245-259, 2008.
- [9] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, "Porous materials with two populations of voids under internal pressure: I. Instantaneous constitutive relations", *International Journal of Solids and Structures*, 46, pp. 480-506, 2008.
- [10] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, "Porous materials with two populations of voids under internal pressure: II. Growth and coalescence of voids", *International Journal of Solids and Structures*, 46, pp. 507-526, 2008.
- [11] P.-G. Vincent, Y. Monerie, "Yield criterion of a rigid-ideally plastic material with randomly oriented cracks", *Comptes Rendus Mécanique*, 336 (3), pp. 297-303, 2008.
- [12] F. Perales, S. Bourgeois, A. Chrysochoos, Y. Monerie, "Two field multibody method for periodic homogenization in fracture mechanics of non linear composites", *Engineering Fracture Mechanics*, 75, pp. 3378-3398, 2008.
- [13] B. Cazalis, J. Desquines, C. Poussard, M. Petit, Y. Monerie, C. Bernaudat, P. Yvon, X. Averty, "The PROMETRA program: fuel cladding mechanical behavior under high strain rate", *Nuclear Technology*, 157 (3), pp. 215-229, 2007.
- [14] Y. Monerie, J.-M. Gatt, "Overall viscoplastic behavior of non-irradiated porous nuclear ceramics", *Mechanics of Materials*, 38, pp. 608-619, 2006.
- [15] F. Perales, Y. Monerie, A. Chrysochoos, "Non smooth fracture dynamics of functionally graded materials", *Journal de Physique IV*, 134, pp. 367-372, 2006.
- [16] J.-M. Gatt, Y. Monerie, D. Laux, D. Baron, "Elastic behavior of porous ceramics: application to nuclear fuel materials", *Journal of Nuclear Materials*, 336, pp. 145-155, 2005.
- [17] M. Raous, Y. Monerie, "Unilateral contact, friction and adhesion: 3D cracks in composite materials", in *Contact Mechanics*, Kluwer (Ed), pp. 333-346, 2002.

- [18] J.-L. Chaboche, F. Feyel, Y. Monerie, "Interface debonding models: a viscous regularization with a limited rate dependency", *Int. J. Solids and Structures*, 38, pp. 3127-3160, 2001.
- [19] M. Jean, V. Acary, Y. Monerie, "Non smooth contact dynamics approach of cohesive materials, Philosophical Transactions: Mathematical, Physical & Engineering", *The Royal Society*, London A, A359 (1789), pp. 2497-2518, 2001.
- [20] A.-S. Bretelle, M. Cocu, Y. Monerie, "Formulation of contact with adhesion between two continuous bodies in finite deformations", *Int. J. Engineering Science*, 39, pp. 2015-2032, 2001.
- [21] Y. Monerie, V. Acary, "Formulation dynamique d'un modèle de zone cohésive tridimensionnel couplant endommagement et frottement", *Revue Eur. Eléments Finis*, 10, pp. 489-504, 2001.
- [22] Y. Monerie, M. Raous, "A model coupling adhesion to friction for the interaction between a crack and a fibre/matrix interface", *Zeit. Ang. Mathematik Mechanik*, 80, pp. 205-209, 2000.
- [23] A.-S. Bretelle, M. Cocu, Y. Monerie, « Formulation du contact avec adhérence en élasticité non linéaire entre deux solides déformables », *C. R. Acad. Sc. Paris*, 328(IIb), pp. 203-208, 2000.

3.2.2. Conférences générales, invitées et actes de congrès avec comité de lecture

- [1] V. Acary, F. Dubois, Y. Monerie, "Non Smooth Fracture Dynamics (NSFD)" 4th European Conference on Computational Mechanics, Solids, structures and coupled problems in engineering, Paris, France, 16-21 mai, 2010.
- [2] A. Wachs, G. Vinay, Y. Monerie, "A massively parallel DEM-DLM/FD method for DNS of granular and particulate flows and its application in rheology", 6th Annual European Rheology Conference, Göteborg, Suède, 7-9 avril, 2010.
- [3] A. Martin, F. Dubois, Y. Monerie, F. Radjai, « Statistique de blocage dans un écoulement de silo », 19^e Congrès français de mécanique, Marseille, 24-28 août, 2009.
- [4] A. Martin, F. Dubois, Y. Monerie, F. Radjai, Jamming and flow statistics in a silo geometry, AIP Conference Proceedings (Powders and Grains, Golden, Colorado, USA, 13-17 July), 1145, pp. 653-656, 2009.

- [5] Y. Monerie, « Céramiques nucléaires : des matériaux accommodants », Sciences et technologies des poudres et matériaux frittés, Montpellier, 27-29 mai, 2009.
- [6] P. Suquet, Y. Monerie, H. Moulinec, P.-G. Vincent, "Damage evolution in porous materials with two populations of voids under internal pressure", the 3rd US-France Symposium on Damage and Failure in Heterogeneous Materials and Structures, Shalimar (Florida), USA, 22-24 october 2009.
- [7] A. Martin, F. Dubois, Y. Monerie, F. Radjaï, « Modélisation numérique de mélanges grains-gaz. Application aux écoulements instables », Sciences et technologies des poudres et matériaux frittés, Montpellier, 27-29 mai, 2009.
- [8] V. Richefeu, A. Chrysochoos, V. Huon, Y. Monerie, R. Peyroux, B. Wattrisse, "Cohesive-zone model identification using digital image correlation, Photomechanics", International conference on full-field measurement techniques and their applications in experimental solid mechanics, Loughborough (UK), 7th-19th July, 2008.
- [9] M. Raous, C. Henninger, M. Karray, Y. Monerie, M. Schryve, "A cohesive model coupling friction and adhesion for interfaces and fractures and applications", 22th International Congress of Theoretical and Applied Mechanics, Adelaide (Australia), 24-30 august, 2008.
- [10] Y. Monerie, "Ductile failure of heterogeneous materials: a cohesive-volumetric approach coupling analytical and numerical homogenization models", 5th European Congress on Computational Methods in Applied Sciences and Engineering, Venise (Italie), 30 June-4 July, 2008.
- [11] C. Pelissou, J. Baccou, Y. Monerie, F. Perales, "Representative volume element : a new statistical numerical approach. Application to quasi-brittle materials", Advanced Computational Methods in Engineering, Liège (Belgique), 26-28 mai, 2008.
- [12] F. Perales, F. Dubois, Y. Monerie, L. Stainier, "Numerical simulation of the dynamic fracture of heterogeneous materials", Advanced Computational Methods in Engineering, Liège (Belgique), 26-28 mai, 2008.
- [13] Y. Monerie, « Modèles de zone cohésive pour la fissuration des matériaux hétérogènes », 18^e Congrès français de mécanique, Grenoble, 27-31 août, 2007.
- [14] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, « Collection de pores non sphériques et saturés dans une matrice Gurson : estimation et borne non linéaire », 18^e Congrès français de mécanique, Grenoble, 27-31 août, 2007.

- [15] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, "A ductile damage model for bi-porous saturated materials at high strain rate", 10th European Mechanics of Materials Conference, Pologne, 2007.
- [16] F. Perales, Y. Monerie, A. Chrysochoos, "Fracture of heterogeneous materials: from microstructure to structure", 9th European Mechanics of Materials Conference, J. Besson, D. Moinereau, D. Steglich (Eds), pp 441-446, 2006.
- [17] F. Perales, Y. Monerie, A. Chrysochoos, "Nonsmooth fracture dynamics of functionally graded materials", 8th International Conference on Mechanical and Physical Behavior of Materials under Dynamic Loading, EDP Science, Dijon, France, pp 367-372, 2006.
- [18] F. Perales, Y. Monerie, F. Dubois, L. Stainier, "Computational non-smooth fracture dynamics in non linear and heterogeneous materials. Application to fracture of hydrided Zircaloy", 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Y. Zliou, S. Yu, Y. Xu (Eds), Beijig, China, pp 274-280, 2005.
- [19] F. Perales, Y. Monerie, F. Dubois, L. Stainier, "Numerical simulation of dynamical fracture in heterogeneous materials", 3rd M.I.T. Conference on Computational Fluid and Solid Mechanics, K.J. Bathe (Ed), Cambridge, USA, pp 437-441, 2005.
- [20] F. Perales, Y. Monerie, F. Dubois, L. Stainier, « Simulation numérique de la rupture dynamique des matériaux hétérogènes », 7^e Colloque national en calcul des structures, R. Ohayon, J.-P. Grellier, A. Rassineux (eds), Giens, pp 463-468, 2005.
- [21] F. Perales, Y. Monerie, F. Dubois, L. Stainier, « Fissuration dynamique des composites à matrice métallique. Application au Zircaloy hydruré », 17^e Congrès français de mécanique, Troyes, 29 août-2 septembre, 2005.
- [22] P.-G. Vincent, Y. Monerie, S. Bourgeois, « Modélisation micromécanique des composites à matrice métallique anisotrope et microstructure anisotrope. Application au Zircaloy hydruré », 17^e Congrès français de mécanique, Troyes, 29 août-2 septembre, 2005.
- [23] M. Raous, Y. Monerie, "Unilateral contact, friction and adhesion: 3D cracks in composite materials", 3rd Contact Mechanics International Symposium, Lisbonne, 2001.
- [24] Y. Monerie, M. Raous, « Fissuration tridimensionnelle des matériaux composites : rôle de l'interface fibre/matrice », 5^e Colloque national en calcul des structures, Giens, 2001.

[25] Y. Monerie, M. Raous, F.-H. Leroy, O. Sudre, F. Feyel, J.-L. Chaboche, « Comparaison de lois d'interface fibre/matrice sur la base d'un modèle uniaxial d'expérience de micro-indentation », Actes des 11^{es} Jour. Nat. Composites, J. Lamon & D. Baptiste (Eds), pp. 565-574, 1998.

Actes de congrès

[1] R. Affes, V. Topin, J.-Y. Delenne, Y. Monerie, F. Radjaï, « Régimes de rupture en 3D : influence des interfaces et de la matrice », GdR Mege, Lille, 15 mars 2010.

[2] F. Dubois, A. Martin, Y. Monerie, F. Radjaï, "Discrete element method with particle-gas interactions", Workshop ALERT Geomaterials, Aussois, 12-14 octobre 2009.

[3] A. Martin, F. Dubois, Y. Monerie, F. Radjaï, « Dynamique de fragmentation des pastilles de combustible en situations accidentelles », Comptes rendus du colloque National Mécatmat - Procédés de transformation des matériaux de structure - Aussois, 28 janvier-2 février 2008.

[4] R. Peyroux, V. Richefeu, A. Chrysochoos, F. Dubois, V. Huon, Y. Monerie, B. Wattrisse, "Toward an identification by fields measurements of cohesive zone models", Journée scientifique Laboratoire Lagrange, Interfaces, stabilité, Comportement, Marseille, 30 mars, 2007.

[5] Y. Monerie, « Multi-fissuration et rupture dynamique des matériaux hétérogènes », Comptes rendus des journées CSMA - Multi-fissurations, Fragmentation et Méthodes particulières - Montpellier, 8 décembre 2006.

[6] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, C. Bernaudat, « Modélisation micromécanique de la croissance/percolation de pores pressurisés dans une matrice céramique à haute température », Comptes rendus du colloque National Mécatmat - Approches multi-échelles en mécanique des matériaux - Aussois, 23-27 janvier 2006.

[7] Y. Monerie, P.-G. Vincent, P. Suquet, « Céramiques Nucléaires », Comptes rendus du colloque National Mécatmat - Approches multi-échelles en mécanique des matériaux - Aussois, 23-27 janvier 2006.

[8] F. Perales, Y. Monerie, A. Chrysochoos, C. Bernaudat, « Modélisation et simulation numérique de l'amorçage et de la propagation de fissures dans les gaines de combustible lors de transitoires accidentels de type RIA », Comptes rendus du colloque National Mécatmat - « Mécanismes et mécanique du comportement, de la dégradation et de la rupture des matériaux sous sollicitations dynamiques » - Aussois, 24-28 janvier 2005.

[9] F. Perales, Y. Monerie, A. Chrysochoos, C. Bernaudat, « Modélisation et simulation numérique de l'amorçage et de la propagation de fissures dans les gaines de combustible lors de transitoires accidentels de type RIA », Comptes rendus du colloque National Mécamat - Matériaux à longueurs internes - Aussois, 25-30 janvier 2004.

[10] Y. Monerie, M. Raous, « Un modèle couplant frottement, endommagement et contact unilatéral pour l'étude du rôle des interfaces fibre/matrice sur la fissuration des matériaux », Comptes rendus du colloque national Mécamat - Surfaces, contact et frottement - Aussois, 23-27 janvier 2000.

[11] L. Cangémi, F.-H. Leroy, Y. Monerie, M. Raous, « La micromécanique dans les matériaux composites. Modèle d'interface fibre/matrice », Actes des Journées Thématiques DRET - Matériaux Composites Thermostructuraux - 16-17 janvier 1996.

Rapports techniques

[1] F. Perales, Y. Monerie, « Étude à l'échelle locale de la fragilisation de gaines en Zircaloy-4 par l'hydrogène sous chargement transverse », SEMCA-2009-067, 2009.

[2] F. Perales, Y. Monerie, « Étude à l'aide d'approches locales de la fragilisation de gaines en Zircaloy-4 par l'hydrogène sous chargement transverse », 2008.

[3] F. Perales, Y. Monerie, « Étude à l'aide d'approches locales de la fragilisation de gaines en Zircaloy-4 par l'hydrogène à 300 °C et 400 °C », 2007.

[4] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, « Matériaux poreux bimodaux avec pression interne », 2006.

[5] Y. Monerie, V. Acary, "Nonsmooth fracture dynamics using cohesive zone approach", RR-6032 INRIA, 2006.

[6] Y. Monerie, « Modélisation du fluage stationnaire et non stationnaire de l' UO_2 vierge », 2006.

[7] P.-G. Vincent, Y. Monerie, S. Bourgeois, « Modèle micromécanique pour le comportement élastoplastique anisotrope du Zircaloy hydruré et irradié », 2005.

[8] Y. Monerie, « Un modèle simple pour le fluage stationnaire et non stationnaire de l' UO_2 », 2004.

[9] P.-G. Vincent, Y. Monerie, S. Bourgeois, « Homogénéisation du comportement élastoplastique des gaines de crayons combustibles ». Éléments bibliographiques, 2004.

[10] F. Perales, Y. Monerie, « Étude bibliographique sur le modèle de fissuration dans les gaines de combustible lors de transitoires accidentels de type RIA », 2004.

[11] Y. Monerie, S. Bourgeois, H. Ait Ahmad, « Un modèle micromécanique pour le comportement du Zircaloy hydruré », 2004.

[12] Y. Monerie, "Cladding-integrity criteria: revisiting CSED-based models", 2003.

Supports de cours

[1] Y. Monerie, "Non Smooth Fracture Dynamics", 2010.

[2] Y. Monerie, F. Dubois, G. Geymonat, « Introduction à la méthode des éléments finis », 2005.

[3] Y. Monerie, "Thermoelastic properties of random porous media", 2004.

[4] Y. Monerie, « Thermomécanique des solides déformables », 2003.

RÉFÉRENCES

- Berryman, J., 1980. "Long-wavelength propagation in composite elastic media II Ellipsoidal inclusions". *J. Acoust. Soc. Am.* 68, 1820-1831.
- Beverloo, W., Leniger, H., Van de Velde, J., 1961. "The flow of granular solids through orifices". *Chemical Engineering Science* 15, 260-269.
- Bilger, N., Auslender, F., Bornert, M., Masson, R., 2002. "New bounds and estimates for porous media with rigid perfectly plastic matrix". *Comptes Rendus Mécanique* 330, 127-132.
- Bourbin, B., Francfort, G., Marigo, J.-J., 2008. "The variational approach to fracture". *Journal of Elasticity* 91, 5-148.
- Carbajo, J., Yoder, G., Popov, S., Ivanov, V., 2001. "A review of the thermophysical properties of MOX and UO₂ fuels". *Journal of Nuclear Materials* 299 (3), 181-198.
- Carman, P., 1937. "Fluid through granular beds". *Chemical Engineering Research and Design* 15, 150-166.
- Chaboche, J.-L., Feyel, F., Monerie, Y., 2001. "Interface debonding model: a viscous regularization with a limited rate dependency". *Int. J. Solids Structures* 38, 3127-3160.
- Coindeau, O., 2009. « Synthèse bibliographique sur les caractéristiques géométriques d'un cœur dégradé ». Tech. Rep. DPAM-SEMCA-2009-124, Institut de radioprotection et de sûreté nucléaire.
- Comninou, M., 1977. "The interface crack". *Journal of Applied Mechanics* 44, 631-636.
- de Borst, R., Remmers, J., Needleman, A., 2006. "Mesh-independent discrete numerical representations of cohesive-zone models". *Engineering Fracture Mechanics* 73, 160-177.
- Dherbey, F., Louchet, F., Mocellin, A., Leclercq, S., 2002. "Elevated temperature creep of polycrystalline uranium dioxide: from microscopic mechanisms to macroscopic behavior". *Acta Materialia* 50, 1495-1505.
- Dormieux, L., Molinari, A., Kondo, C., 2002. "Micromechanical approach to the behavior of poroelastic materials". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 50, 2203-2231.
- Efron, B., Tibshirani, R., 1993. "An Introduction to the Bootstrap". N° 57 in *Monographs on Statistics and Applied Probability*. Chapman & Hall/Crc.

Espinosa, H., Zavattieri, P., 2003. "A grain level model for the study of failure initiation and evolution in polycrystalline brittle materials. Part I: Theory and numerical implementation". *Mechanics of Materials* 35, 333-364.

Frémond, M., 1987. "Adhérence des solides". *Journal de Mécanique Théorique et Appliquée* 6 (3), 383-407.

Freund, L., 1990. *Dynamic fracture mechanics*. Cambridge University Press.

Frost, H., Ashby, M., 1982. "Oxides with fluorite structure UO_2 and ThO_2 " - Pergamon Press, Oxford, p. 93.

Gatt, J.-M., Monerie, Y., Laux, D., Baron, D., 2004. "Elastic behavior of porous ceramics. Application to nuclear pellet". *Journal of Nuclear Materials* 336, 145-155.

Gitman, L, Askes, H., Sluys, L., 2007. "Representative volume: Existence and size determination". *Engineering Fracture Mechanics* 74, 2518-2534.

Gologanu, M., Leblond, J.-B., Devaux, J., 1994. "Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids - case of axisymmetric oblate ellipsoidal cavities". *ASME J. Engr. Mater. Technol.* 116, 290-297.

Gologanu, M., Leblond, J.-B., Perrin, G., Devaux, J., 1997. "Recent extensions of Gurson's model for porous ductile metals". Vol. 32. In P. Suquet editor, *Continuum Micromechanics*, Springer-Verlag, Udine.

Grange, M., Besson, J., Andrieu, E., 2000. "An anisotropic gurson type model to represent the ductile rupture of hydrided Zircaloy-4 sheets". *International Journal of Fracture* 105, 273-293.

Gurson, A., 1977. "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I - yield criteria and flow rules for porous ductile media". *Journal of Engineering Materials and Technology* 99, 2-15.

Hashin, Z., Shtrikman, S., 1963. "A variational approach to the theory of the elastic behavior of multiphase materials". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 11, 127-140.

Humby, S., Tiizii, U., Yu, A., 1998. "Predictions of hopper discharge rates of binary granular mixtures". *Chemical Engineering Science* 53, 483-494.

Jaubert, A., Monerie, Y., Perales, F., 2010. "Fracture of the hydrided zircaloy: numerical and analytical modeling". *Journal of Nuclear Materials*, soumis.

Jean, M., 1999a. "The non-smooth contact dynamics method". *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 177, 235-257.

Jean, M., 1999b. "The non smooth contact dynamics method". *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 177, 235-257, special issue on computational modelling of contact and friction, J.A.C. Martins and A. Klarbring, editors.

Jean, M., Acary, V., Monerie, M., 2001. "Non smooth contact dynamics approach of cohesive materials". *Philosophical Transactions: Mathematical, Physical & Engineering*, The Royal Society, London (1789), 2497-2518.

Julien, J., 2005. "Modélisation du comportement viscoplastique des combustibles UO_2 vierges. Simulation d'essais de compression". Master Recherche Mécanique, Physique et Modélisation.

Kanit, T., Forest, S., Galliet, I., Mounoury, V., Jeulin, D., 2003. "Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach". *International Journal of Solids and Structures* 40, 3647-3679.

Karb, E., Prüssmann, M., Sepold, L., Hofmann, P., Schanz, G., 1983. Lwr fuel rod behavior in the fr2 in-pile tests simulating the heatup phase of a loca. Tech. Rep. 3346, Kernforschungszentrum Karlsruhe.

Klöcker, H., Tvergaard, V., 2003. "Growth and coalescence of non-spherical voids in metals deformed at elevated temperature". *International Journal of Mechanical Sciences* 45, 1283-1308.

Kubair, D., Geubelle, P., 2003. "Comparative analysis of extrinsic and intrinsic cohesive models of dynamic fracture". *Int. J. Solids Structures* 40, 3853-3868.

Kuroda, M., Yamanaka, S., Setoyama, D., Uno, M., Takeda, K., Anada, H., Nagase, F., Uetsuka, H., 2002. "Tensile test of hydrided Zircaloy". *Journal of Alloys and Compounds* 330-332, 404-407.

Levin, V., 1967. "Thermal expansion coefficients of heterogeneous materials". *Mech. Solids* 21, 9-17.

Li, G., Ponte Castaneda, P., 1994. "Variational estimates for the elastoplastic response of particle-reinforced metal-matrix composites". *Applied Mechanics Reviews* 47, S77-94.

Martin, A., Dubois, F., Monerie, Y., Radjaï, F., 2010a. "Numerical modelling of dense powder-gas mixture". *Power Technology*, accepté.

Martin, A., Dubois, F., Monerie, Y., Radjai, F., 2010b. "Silo discharge in the jamming regime". *Phys. Rev. E*, accepté.

Masson, R., 2008. "New explicit expressions of the Hill polarization tensor for general anisotropic elastic solids". *International Journal of Solids and Structures* 45, 757-769.

Matheron, G., 1967. "Éléments pour une théorie des milieux poreux". Masson et Cie.

Matheron, G., 1971. "The theory of regionalized variables and its applications". *Tech. rep.*, Paris School of Mines publications.

Maxwell, J., 1873. "Treatise on Electricity and magnetism". *Clarendon Press*, Oxford.

McNamara, S., Flekkoy, E., Maloy, K., 2000. "Grains and gas flow: Molecular dynamics with hydrodynamic interactions". *Phys. Rev. E* 61, 4054-4059.

Michel, J.-C., Suquet, P., 1992. "The constitutive law of nonlinear viscous and porous materials". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 40, 783-812.

Michel, J.-C., Suquet, P., 1994. "An analytical and numerical study of the overall behavior of metal-matrix composites". *Modelling Simul. Mater. Sci.* 2, 637-658.

Monerie, Y., 2000. *Fissuration des matériaux composites : rôle de l'interface fibre/matrice*. Thèse, université Aix-Marseille II.

Monerie, Y., 2006a. "Modélisation du fluage stationnaire et non stationnaire de l' UO_2 vierge". *Tech. Rep.* NT DPAM/SEMCA 2004-04, IRSN.

Monerie, Y., 2006b. "Multi-fissuration et rupture dynamique des matériaux hétérogènes". *Comptes rendus des journées CSMA - Multi fissurations, Fragmentation et Méthodes particulières*.

Monerie, Y., Acary, V., 2001. "Formulation dynamique d'un modèle de zone cohésive tridimensionnel couplant endommagement et frottement". *Revue Eur. Éléments Finis* 10, 489-504.

Monerie, Y., Acary, V., 2006. "Non smooth fracture dynamics using cohesive zone approach". *Tech. Rep.* RR-6032, INRIA.

Monerie, Y., Acary, V., Dubois, F., Perales, F., 2010. "Non smooth fracture dynamics using a cohesive zone approach. Formulation and theoretical aspects". *Eng. Fracture Mechanics*, en préparation.

Monerie, Y., Gatt, J.-M., 2006. "Overall viscoplastic behavior of non irradiated porous nuclear ceramics". *Mechanics of Materials* 38, 608-619.

Monerie, Y., Leroy, F., Sudre, O., Feyel, F., Chaboche, J., 1998. "Comparaison de lois d'interface fibre/matrice sur la base d'un modèle uniaxial d'expérience de micro-indentation". In : Lamon, J., Baptiste, D. (Eds.), *Comptes Rendus des 11^{es} journées nationales sur les composites*. Vol. 2. pp. 565-574.

Moreau, J., 1988. "Unilateral contact and dry friction in finite freedom dynamics ". In: Moreau, J., Panagiotopoulos, P. (Eds.), *Nonsmooth Mechanics and Applications*. CISM 302, Spinger Verlag, pp. 1-82, formulation mathématiques tirée du livre *Contacts mechanics*.

Moreau, J.-J., 1994. "Some numerical methods in multibody dynamics: Application to granular materials". *European Journal of Mechanics A/Solids* 4, 93-114.

Mori, T., Tanaka, K., 1973. "Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions". *Acta Metall. Mater.* 21, 597-629.

Nakatsuka, M., Nagai, M., 1987. "Réduction of plastic anisotropy of Zircaloy cladding by neutron irradiation". *Journal of Nuclear Science and Technology* 24 (10), 832-838.

Needleman, A., Rosakis, A., 1999. "The effect of bond strength and loading rate on the conditions governing the attainment of intersonic crack growth along interfaces ". *J. Mech. Phys. Solids* 47, 2411-2450.

Papin, J., Balourdet, M., Lemoine, F., Lamare, F., Frizonnet, J., Schmitz, F., 1996. "French studies on high-burn up fuel transient behavior under RIA conditions". *Technical Progress Journal, Nuclear Safety* 37, 289-327.

Pelissou, C, Baccou, J., Monerie, Y., Perales, F., 2009. "Determination of the size of the representative volume élément for random quasi-brittle composites". *International Journal of Solids and Structures* 46 (14-15), 2842-2855.

Perales, F., 2005. *Fissuration des matériaux à gradient de propriétés, application au zircaloy hydruré*. Thèse, université Montpellier 2.

Perales, F., Bourgeois, S., Chrysochoos, A., Monerie, Y., 2008. "Two field multibody method for periodic homogenization in fracture mechanics of non linear composites ". *Engineering Fracture Mechanics* 75, 3378-3398.

Perales, F., Dubois, F., Monerie, Y., Piar, B., Stainier, L., 2010. "Multi-body nscd strategy as a multi-domain solver. Application to code coupling dedicated to the modelling of fracture of heterogeneous media". *European Journal of Computational Mechanics*, accepté.

Perales, F., Monerie, Y., Dubois, F., Stainier, L., 2005. "Computational non-smooth fracture dynamics in nonlinear and heterogeneous materials. Application to fracture of hydrided Zircaloy". In: Zhou, Y., Yu, S., Xu, Y. (Eds.), *Structural Mechanics In Reactor Technology*. Vol. 18. Atomic Energy Press, Beijing, China.

Ponte Castañeda, P., 1991. "The effective mechanical properties of nonlinear isotropic composites". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 39, 45-71.

Ponte Castañeda, P., Suquet, P., 1998. "Nonlinear composites". *Advances in applied mechanics* 34, 171-302.

Ponte Castañeda, P., Willis, J. R., 1995. "The effect of spatial distribution on the effective behavior of composite materials and cracked media". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 43, 1919-1951.

Raous, M., Cangémi, L., Cocu, M., 1999. "Consistent model coupling adhesion, friction and unilateral contact". *Computer Meth. Appl. Mech. and Engrg.* 177 (3-4), 383-399.

Raous, M., Monerie, Y., 2001. "Unilateral contact, friction and adhesion: 3d cracks in composite materials". In: *3rd Contact Mechanics International Symposium*. Lisbonne.

Rice, J., 1968. "Mathematical analysis in the mechanics of fracture". In: Liebowitz, H. (Ed.), *Fracture an Advanced Treatise*. Vol. 2. Academic Press, New York, pp. 191-311.

Richefeu, V., Chrysochoos, A., Huon, V., Monerie, Y., Peyroux, R., Wattrisse, B., 2010. "Toward local identification of cohesive zone models using digital image correlation". *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, soumis.

Rodin, G., 1996. "Eshelby's inclusion problem for polygons and polyhedra". *J. Mech. Phys. Solids* 44, 1977-1995.

Ru, C, 2003. "Eshelby inclusion of arbitrary shape in an anisotropic plane or half-plane". *Acta Mechanica* 160, 219-234.

Sihvola, A., Lindell, L, 1992. "Effective permeability of mixtures". In: Priou, A. (Ed.), *Progress in Electromagnetics Research: Dielectric Properties of Heterogeneous Materials*. Elsevier Pub Co., New York, pp. 153-180.

Staron, L., Vilotte, J.-P., Radjai, F., 2002. "Preavalanche instabilities in a granular pile ". *Phys. Rev. Lett.* 89, 204302.

Suquet, P., Monerie, Y., Moulinec, H., Vincent, P.-G., 04 2009. "Damage evolution in porous materials with two populations of voids under internal pressure". In: *3rd US-France Symposium on Damage and Failure in Heterogeneous Materials and Structures*. Shalimar, États-Unis.

Suquet, P., 1995. "Overall properties of nonlinear composites: A modified secant moduli theory and its link with Ponte Castañeda's nonlinear variational procedure". *C. R. Acad. Sci., Paris Série II (320)*, 563-571.

Suvorov, A., Dvorak, G., 2002. "Rate form of the Eshelby and Hill tensors". *International Journal of Solids and Structures* 39, 5659-5678.

Tijssens, M., Sluys, L., van der Giessen, E., 2000. "Numerical simulation of quasi-brittle fracture using damaging cohesive surface". *Eur. J. Mech. A/Solids* 19, 761-779.

Tomar, V., Zhai, J., Zhou, M., 2004. "Bounds for element size in a variable stiffness cohesive finite element model". *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 61 (11), 1894-1920.

Tvergaard, V., 1989. "Material failure by void growth to coalescence". *Advances in applied mechanics* 27, 83-151.

Tvergaard, V., 1990. "Effect of fibre debonding in a whisker-reinforced metal". *Materials Science and Engineering A* 125, 203-213.

Vincent, P.-G., Bourgeois, S., Monerie, Y., 2010. "Overall elastoplastic behavior of anisotropic metal-matrix composites reinforced by aligned inclusions, application to hydrided and irradiated zircaloy". *Mechanics of Materials* 42, 175-188.

Vincent, P.-G., Monerie, Y., 2008. "Yield criterion for a rigid-ideally plastic material with randomly oriented cracks". *Comptes Rendus Mécanique* 336, 297-303.

Vincent, P.-G., Monerie, Y., Suquet, P., 2008. "Ductile damage of porous materials with two populations of voids". *Comptes Rendus Mécanique* 336, 245-259.

Vincent, P.-G., Monerie, Y., Suquet, P., 2009a. "Porous materials with two populations of voids under internal pressure: I Instantaneous constitutive relations". *Int. J. Solids Struct.* 46, 480-506.

Vincent, P.-G., Monerie, Y., Suquet, P., 2009b. "Porous materials with two populations of voids under internal pressure: II Growth and coalescence of voids". *Int. J. Solids Struct.* 46, 507-526.

Vinningland, J. L., Johnsen, O., Flekkoy, E. G., Toussaint, R., Maloy, K. J., 2007. "Experiments and simulations of a gravitational granular flow instability". *Physical Review E* 76, 051306.

Willis, J., 1967. "A comparison of the fracture criteria of Griffith and Barenblatt". *J. Mech. Phys. Solids* 15, 151-162.

Zuriguel, L, Garcimartin, A., Maza, D., Pugnaloni, L. A., Pastor, J. M., 2005. "Jamming during the discharge of granular matter from a silo". *Physical Review E* 71, 051303.

QUELQUES PUBLICATIONS SIGNIFICATIVES

Liste des publications jointes, classement par ordre chronologique de parution

[1] J.-L. Chaboche, F. Feyel, Y. Monerie, "Interface debonding models: a viscous regularization with a limited rate dependency", *Int. J. Solids and Structures*, 38, pp. 3127-3160, 2001.

[http://dx.doi.org/10.1016/S0020-7683\(00\)00053-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0020-7683(00)00053-6)

[2] Y. Monerie, J.-M. Gatt, "Overall viscoplastic behavior of non-irradiated porous nuclear ceramics", *Mechanics of Materials*, 38, pp. 608-619, 2006.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.mechmat.2005.11.004>

[3] F. Perales, S. Bourgeois, A. Chrysochoos, Y. Monerie, "Two field multibody method for periodic homogenization in fracture mechanics of non linear composites", *Engineering Fracture Mechanics*, 75, pp. 3378-3398, 2008.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2007.07.017>

[4] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, "Ductile damage of porous materials with two populations of voids, in Duality, inverse problems and nonlinear problems in solid mechanics", Elsevier Masson (Ed), *Comptes Rendus Mécanique*, 336 (1-2), pp. 245-259, 2008.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.crme.2007.11.017>

[5] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, "Porous materials with two populations of voids under internal pressure: I. Instantaneous constitutive relations", *International Journal of Solids and Structures*, 46, pp. 480-506, 2008.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2008.09.003>

[6] P.-G. Vincent, Y. Monerie, P. Suquet, "Porous materials with two populations of voids under internal pressure: II. Growth and coalescence of voids", *International Journal of Solids and Structures*, 46, pp. 507-526, 2008.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2008.09.004>

[7] C. Pélissou, J. Baccou, Y. Monerie, F. Perales, "Determination of the size of the representative volume element for random quasi-brittle composites", *International Journal of Solids and Structures*, 46, pp. 2842-2855, 2009.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2009.03.015>

[8] P.-G. Vincent, S. Bourgeois, Y. Monerie, "Overall elastoplastic behavior of anisotropic metal-matrix composites reinforced by aligned inclusions. Application to hydrided and irradiated Zircaloy", *Mechanics of Materials*, 42(2), pp. 175-188, 2010.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.mechmat.2009.11.004>

Copyright : les publications sont reproduites avec la permission d'Elsevier
Imprimé sur papier de qualité PEFC par l'Imprimerie de Pithiviers
Avenue du 11 novembre 45300 Pithiviers
Dépôt légal : novembre 2013



Collection HDR

Mémoire d'habilitation à diriger des recherches

Micromécanique du combustible : homogénéisation, fissuration, milieux granulaires

HDR de l'université MONTPELLIER II, école doctorale
Information Structures Systèmes, E.D. 166
soutenue le 27 septembre 2010

Par Yann MONERIE,
Directeur du Laboratoire MIST
(IRSN/PSN/SEMIA/LPTM)

L'Institut de radioprotection et de sûreté nucléaire (IRSN) est un organisme public d'expertise et de recherche pour la sûreté nucléaire et la radioprotection. Il intervient comme expert en appui aux autorités publiques. Il exerce également des missions de service public qui lui sont confiées par la réglementation. Il contribue notamment à la surveillance radiologique du territoire national et des travailleurs, à la gestion des situations d'urgence et à l'information du public. Il met son expertise à la disposition de partenaires et de clients français ou étrangers.

ISBN 978-2-11-131151-0

Siège social

31, avenue de la Division Leclerc
92260 Fontenay-aux-Roses
RCS Nanterre B 440 546 018

Téléphone +33 (0) 1 58 35 88 88

Courrier

BP 17 - 92262 Fontenay-aux-Roses Cedex

Site internet www.irsn.fr

IRSN

INSTITUT
DE RADIOPROTECTION
ET DE SÛRETÉ NUCLÉAIRE