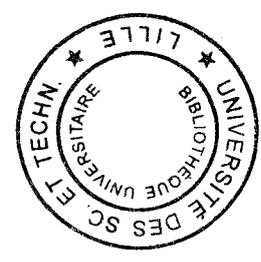


THESE
présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR EN MECANIQUE



par

Charles FOURET

**COMPORTEMENT ET ENDOMMAGEMENT SOUS
SOLLICITATIONS MONOTONES ET CYCLIQUES D'UN
COMPOSITE Al/SiC_p DE FONDERIE.**

Ecole Centrale de Lille
Laboratoire Mécanique de Lille
URA CNRS 1441

Soutenue prévue le 14 Décembre 2000 devant le jury composé de :

- | | |
|--|-----------------------|
| Mr BAPTISTE D., Professeur, ENSAM-Paris | : Rapporteur |
| Mr LIEURADE H.P., Chef du département Matériaux, CETIM | : Rapporteur |
| Mr FOUGERES R., Professeur, INSA Lyon | : Examineur |
| Mr MEYER, Directeur technique, Montupet S.A. | : Examineur |
| Mr KONDO D., Professeur, EUDIL | : Examineur |
| Mr VITTECOQ E., Maître de Conférences, EC-Lille | : Examineur |
| Mme DEGALLAIX S., Professeur, EC-Lille | : Directrice de Thèse |

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE.....	1
CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	4
I.1. INTRODUCTION.....	4
I.2. MICROSTRUCTURE DES CMM	5
I.2.1. LES CONSTITUANTS	5
I.2.2. PROCEDES D'ELABORATION	7
I.2.3. TRAITEMENTS THERMIQUES	11
I.2.4. CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES	21
I.2.5. INTERFACE	25
I.3. COMPORTEMENT MECANIQUE DES CMM	27
I.3.1. PROPRIETES EN TRACTION MONOTONE	27
I.3.2. MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT EN TRACTION MONOTONE	40
I.3.3. PROPRIETES EN FATIGUE	48
I.3.4. MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE.....	58
I.4. CONCLUSION	67

CHAPITRE II : ETUDE EXPERIMENTALE.....	69
II.1. INTRODUCTION	69
II.2. MATERIAUX ETUDIES	70
II.2.1. ALLIAGE AS10U3NG.....	70
II.2.2. COMPOSITE F3K10S.....	74
II.2.3. COMPARAISON COMPOSITE/ALLIAGE NON RENFORCE	77
II.3. DISPOSITIF EXPERIMENTAL D'ESSAIS IN-SITU.....	78
II.3.1. MACHINE D'ESSAI - SCHEMA CINEMATIQUE	79
II.3.2. INSTRUMENTATION	80
II.3.3. PILOTAGE ET ACQUISITION.....	81
II.3.4. EPROUVETTES UTILISEES POUR LES ESSAIS IN-SITU	83
II.4. ESSAI DE TRACTION MONOTONE	85
II.4.1. CONDITIONS DE L'ESSAI	85
II.4.2. RESULTATS	86
II.5. ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE	94
II.5.1. ESSAI SUR EPROUVETTE LISSE	94
II.5.2. ESSAI SUR EPROUVETTE ENTAILLEE.....	103
II.5.3. SYNTHESE DES ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE.....	114
II.6. CONCLUSION	116

CHAPITRE III : MODELISATION DU COMPORTEMENT DU

COMPOSITE.....118

III.1. INTRODUCTION118

III.2. DEFINITION DU VER.....119

III.3. MODELISATION DU COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE121

III.3.1. CONDITIONS AUX LIMITES121

III.3.2. HOMOGENEISATION122

III.3.3. VER SAIN.....122

III.3.4. VER ENDOMMAGE142

III.3.5. SYNTHESE - DISCUSSION161

III.4. MODELISATION DU COMPORTEMENT SOUS SOLLICITATIONS CYCLIQUES DE TRACTION-COMPRESSION.....163

III.4.1. COMPORTEMENT DE L'ALLIAGE NON RENFORCE163

III.4.2. CONDITIONS AUX LIMITES165

III.4.3. MODELISATION DES BOUCLES D'HYSTERESIS DU COMPOSITE.....166

III.4.4. ECROUISSAGE CYCLIQUE174

III.5. CONCLUSION180

CONCLUSION GENERALE.....182

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

ANNEXES

INTRODUCTION GENERALE

Les composites à matrice métallique (CMM) ont vu le jour il y a une trentaine d'années mais n'ont depuis fait l'objet que de quelques applications pratiques au sein de l'industrie automobile, dans l'aviation, dans le domaine militaire et dans l'électronique. Leur principal intérêt est la combinaison des performances des deux phases constituant le composite : haute résistance et fort module d'élasticité des renforts, ductilité et ténacité de la matrice. Toutefois, la ténacité de la matrice n'est pas conservée par l'addition de renforts, ce qui demeure le problème essentiel concernant l'utilisation de ces matériaux. Par ailleurs, une connaissance et une compréhension détaillée du comportement et de la résistance des CMM à la traction monotone et à la fatigue oligocyclique sont requises pour une extension de leurs applications dans le domaine industriel, en particulier lorsque des déformations non négligeables sont inévitables, au moins localement.

Le matériau étudié, fourni par Montupet S.A., est un composite de type Aluminium-Carbures de Silicium (Al-SiC), de matrice AS10U3NG renforcée par 10% en volume de particules SiC. Il s'agit d'un composite élaboré par fonderie, dont l'utilisation visée était le renfort local de moteur turbo-diesel. Une précédente thèse [HOTT94] menée au laboratoire avait permis d'étudier la microstructure de ce matériau, ainsi que ses propriétés mécaniques *macroscopiques*, tant en traction monotone que sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression. Cette thèse avait permis entre autres de mettre en évidence la complexité de la matrice de ce composite et sa relative fragilité, attribuée à la présence de précipités peu résistants.

Nous nous proposons ici d'étudier, d'une part et d'un point de vue expérimental, les mécanismes d'endommagement *microscopiques* rencontrés sur le composite sous sollicitations monotone et cycliques, d'autre part et d'un point de vue numérique, la possibilité de modélisation *micromécanique* du comportement du composite.

Le but d'une modélisation est la prédiction du comportement du matériau. Celle-ci dispense le concepteur, dont la tâche est de dimensionner les pièces sollicitées, de réaliser les trop nombreux et coûteux essais que nécessite la caractérisation mécanique du matériau composite. Néanmoins, la modélisation micromécanique nécessite la connaissance du comportement de chacune des phases constituant le composite. En particulier, l'alliage d'aluminium dont est constitué la matrice doit faire l'objet de suffisamment d'essais permettant d'identifier sa loi de comportement. A ce titre, la thèse de P. Hottebart constitue une base de données essentielle à la présente étude. Par ailleurs, la modélisation micromécanique crée un lien entre la microstructure et les propriétés mécaniques macroscopiques, permettant en retour

à l'élaborateur d'optimiser la microstructure du matériau, notamment en termes de fraction volumique, répartition, forme et orientation des renforts au sein du composite. Les modèles micromécaniques peuvent être de type analytique ou de type numérique, et autorisent l'intégration, le cas échéant, de divers types d'endommagement pouvant être observés dans le CMM, en cours de sollicitation. A ce titre, nous avons développé au laboratoire des moyens d'essais permettant d'observer in-situ dans un MEB les mécanismes d'endommagement en surface d'éprouvettes sollicitées soit en traction monotone uniaxiale, soit sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression. Ces moyens seront largement mis en œuvre dans cette étude.

Ce mémoire se décompose en trois chapitres et quatre annexes.

Le premier chapitre est une étude bibliographique réalisant une synthèse des principaux travaux publiés ces dernières années sur les CMM, particulièrement ceux de type Al-SiC. Nous traiterons dans cette partie des aspects liés à la microstructure des CMM, dépendant de la méthode d'élaboration et du traitement thermique. Nous présenterons, tant d'un point de vue expérimental que numérique, les principaux résultats établis sur le comportement de ces matériaux sollicités en traction monotone et sous sollicitations cycliques. Une part importante sera consacrée aux mécanismes d'endommagement rencontrés et à leur prise en compte dans la modélisation du comportement mécaniques des CMM.

Le second chapitre est une étude expérimentale sur les mécanismes d'endommagement *microscopiques* observés dans le CMM AS10U3NG + 10%vol.SiC_p, sous deux types de sollicitations : traction monotone d'une part, traction-compression purement alternée dans le domaine de la fatigue oligocyclique d'autre part. Ces mécanismes d'endommagement ont été observés in-situ dans un MEB, en surface et en cours de sollicitation. En premier lieu, nous présenterons les microstructures et les principales caractéristiques mécaniques *macroscopiques*, relatives au composite et à l'alliage non renforcé correspondant. En second lieu, le dispositif expérimental ayant permis la réalisation des essais in-situ dans un MEB sera présenté. Ensuite, les résultats d'essais et d'observations seront présentés et discutés.

Le troisième chapitre concerne la modélisation *micromécanique* du comportement du CMM, en traction monotone uniaxiale dans un premier temps, sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression dans un second temps. La modélisation *micromécanique* est fondée sur le passage de l'échelle *microscopique* à l'échelle *macroscopique*. Cette étude a été réalisée grâce à une méthode numérique par éléments finis (EF) sur un volume élémentaire représentatif (VER) du composite. Nous verrons dans quelle mesure les mécanismes d'endommagement rencontrés lors de l'étude expérimentale ont pu être intégrés dans la modélisation. Les différents résultats numériques obtenus seront comparés entre eux et aux résultats expérimentaux.

Nous terminerons ce manuscrit par l'exposé des principales conclusions tirées de ce travail, et proposerons quelques perspectives en termes de réflexion générale sur les difficultés de modélisation d'un CMM, comme en termes de choix préférentiel de la nature des matrices à utiliser.

CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. INTRODUCTION	4
I.2. MICROSTRUCTURE DES CMM.....	5
I.2.1. LES CONSTITUANTS.....	5
I.2.1.1. La matrice.....	5
I.2.1.1.1. Nature des matrices à base aluminium.....	5
I.2.1.1.2. Eléments d'addition.....	5
I.2.1.2. Les renforts.....	6
I.2.1.2.1. Whiskers SiC_w	6
I.2.1.2.2. Particules SiC_p	7
I.2.2. PROCÉDES D'ÉLABORATION	7
I.2.2.1. Métallurgie des poudres (MP).....	7
I.2.2.2. Squeeze casting	8
I.2.2.3. Moulage	9
I.2.2.4. Compocasting.....	9
I.2.2.5. Procédé Co-Spray.....	10
I.2.2.6. Comparaison moulage-MP.....	10
I.2.2.7. Mise en forme	10
I.2.3. TRAITEMENTS THERMIQUES	11
I.2.3.1. Quels traitements thermiques appliquer à un CMM ?	11
I.2.3.2. Effets du traitement thermique	12
I.2.3.2.1. Précipitation et augmentation de la densité de dislocations.....	12
I.2.3.2.2. Influence du temps de vieillissement sur les propriétés mécaniques.....	16
I.2.4. CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES	21
I.2.5. INTERFACE.....	25
I.3. COMPORTEMENT MECANIQUE DES CMM.....	27
I.3.1. PROPRIÉTÉS EN TRACTION MONOTONE	27
I.3.1.1. Propriétés mécaniques élastiques	28
I.3.1.1.1. Module d'élasticité	28
I.3.1.1.2. Limite d'élasticité	29
I.3.1.2. Plasticité.....	31
I.3.1.2.1. Transfert de charge matrice/renforts	31
I.3.1.2.2. Ecrouissage	32
I.3.1.2.3. Triaxialité des contraintes.....	33
I.3.1.3. Influence des paramètres microstructuraux	34

Chapitre I : Etude Bibliographique

I.3.1.3.1. Influence de la fraction volumique de renforts.....	34
I.3.1.3.2. Influence du rapport de forme des renforts.....	36
I.3.1.3.3. Influence de la taille de renfort.....	37
I.3.1.3.4. Influence de la répartition des renforts.....	39
I.3.2. MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT EN TRACTION MONOTONE	40
I.3.2.1. Rupture des renforts	40
I.3.2.2. Décohésion interfaciale	43
I.3.2.3. Endommagement ductile.....	45
I.3.2.3.1. Mécanismes d'endommagement ductile.....	45
I.3.2.3.2. Modèle de Gurson-Tvergaard.....	46
I.3.3. PROPRIETES SOUS SOLLICITATIONS CYCLIQUES UNIAXIALES DE TRACTION-COMPRESSION.....	48
I.3.3.1. Durcissement et adoucissement cycliques	48
I.3.3.1.1. Déformation plastique cumulée.....	49
I.3.3.1.2. Influence du traitement thermique.....	49
I.3.3.1.3. Influence de la taille des renforts.....	52
I.3.3.1.4. Influence de la fraction volumique de renforts.....	54
I.3.3.2. Durées de vie.....	56
I.3.3.2.1. Influence du traitement thermique.....	56
I.3.3.2.2. Influence de la taille de renfort.....	56
I.3.4. MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT SOUS SOLLICITATIONS CYCLIQUES UNIAXIALES DE TRACTION-COMPRESSION	58
I.3.4.1. Rupture de renforts.....	58
I.3.4.2. Décohésion interfaciale	60
I.3.4.3. Propagation de fissures.....	60
I.3.4.3.1. Sites d'amorçage	60
I.3.4.3.2. Seuil de non propagation de fissure.....	61
I.3.4.3.3. Vitesse de propagation de fissure.....	64
I.3.4.3.4. Mécanismes de propagation de fissures.....	66
I.4. CONCLUSION	67

I.1. INTRODUCTION

Les composites à matrice métallique (CMM) à renforts discontinus ont été développés afin de pouvoir allier efficacement les caractéristiques les plus intéressantes d'une matrice métallique à celles des renforts céramiques. Les renforts céramiques présentent l'avantage de posséder une résistance à la rupture et un module d'élasticité élevés. La matrice métallique a l'intérêt de disposer de fortes ductilité et ténacité. Comparée à la plupart des matrices organiques, une matrice métallique possède une résistance beaucoup plus élevée et une bonne tenue à chaud. En revanche, les CMM sont difficiles à mettre en œuvre, tant en termes d'élaboration qu'en termes de mise en forme et d'usinage. En particulier, le problème de l'adhésion matrice/renfort et celui de l'homogénéité du mélange s'avèrent cruciaux et difficiles à résoudre. Toutefois, la bonne tenue en température des CMM intéresse fortement le monde industriel, notamment dans les domaines aéronautique et automobile, car ils combinent globalement haute résistance à chaud et légèreté.

Le but de cette étude bibliographique est de réaliser la synthèse d'un large éventail de travaux publiés ces dernières années sur les CMM. Nous nous intéresserons tout d'abord aux constituants des CMM pris indépendamment, puis à leur assemblage par la mise en œuvre du composite lui-même, en terme d'élaboration et de traitement thermique. Avant d'étudier les propriétés d'interface conditionnant le comportement global du composite face à tout type de sollicitation extérieure, nous montrerons l'importance de la prise en compte des contraintes résiduelles d'origine thermique, dues à l'élaboration et à la trempe, sur le comportement mécanique uniaxial des CMM. Ensuite, nous présenterons les propriétés mécaniques elles-mêmes, qu'elles soient de traction monotone ou en traction-compression uniaxiale, sans négliger les différents aspects de l'endommagement sous ces modes de sollicitation.

Cette synthèse n'est bien sûr pas exhaustive ; le matériau étudié par la suite étant un composite Al/SiC_p, une attention particulière a été logiquement portée aux CMM de type Aluminium/Carbures de Silicium (Al/SiC). Participant à une démarche cohérente, cette étude bibliographique est conçue comme un support nécessaire à l'introduction des résultats expérimentaux et numériques présentés dans les chapitres suivants du mémoire.

I.2. MICROSTRUCTURE DES CMM

I.2.1. LES CONSTITUANTS

I.2.1.1. La matrice

Dans le domaine des CMM, plusieurs matrices ont fait l'objet de recherches attentives, parmi lesquelles on peut citer les alliages légers à base d'aluminium (Al), de magnésium (Mg) et de titane (Ti). La matrice la plus utilisée est l'alliage à base aluminium, dont le coût est le moins élevé. Les deux autres types de matrice, dont nous ne parlerons pas ici, sont réservées essentiellement aux applications aéronautiques.

I.2.1.1.1. Nature des matrices à base aluminium

Les principales nuances d'alliages d'aluminium utilisées sont les alliages corroyés à durcissement structural de type 2XXX (Al-Cu-Mg), 6XXX (Al-Mg-Si) et 7XXX (Al-Zn-Mg). On emploie également des alliages de fonderie de type Al-Si-Cu ou Al-Si-Mg, grâce au développement des méthodes de fabrication par moulage.

Ces alliages sont rarement utilisés à l'état brut d'élaboration, mais subissent généralement un traitement thermique ayant pour but le durcissement structural du matériau. Celui-ci est assuré par le développement de précipités intermétalliques qui bloquent le mouvement des dislocations lors d'un écrouissage. Ces précipités se forment à partir des éléments d'alliage soit par refroidissement direct après élaboration, soit par recuit d'une solution solide sursaturée obtenue par trempe après mise en solution.

I.2.1.1.2. Eléments d'addition

Les éléments d'addition dans les alliages d'aluminium utilisés comme matrices, ont pour but d'améliorer les propriétés mécaniques des CMM.

Notamment, la mouillabilité des renforts en carbure de silicium (SiC) ou en alumine (Al_2O_3) par l'Al est améliorée par addition de Li ou Mg, conduisant à une meilleure adhésion entre les renforts et la matrice [KOB88]. D'après Froyen [FROY90], l'influence bénéfique

Le Li et Mg sur l'adhésion Al-SiC est due à la présence d'un film de SiO₂ qui enveloppe les renforts SiC.

Les teneurs en Mn et Cr peuvent être réduites ; en effet, ces éléments sont habituellement utilisés comme affineurs de la taille de grain, or la présence des renforts est elle-même susceptible d'éviter le grossissement des grains [ORGA89].

La présence de Cuivre non dissout à l'interface matrice/renfort pendant la mise en solution d'un CMM entraîne une grande dispersion des propriétés mécaniques [COOK88].

Le Nickel est réputé améliorer la tenue à chaud de la matrice [DAHL91]. Mais son addition (alliages de la série A-UN) tout comme celle de Mg (alliages de la série A-UG), crée l'apparition de précipités fragiles et d'oxydes à l'interface entre la matrice et le renfort, entraînant des ruptures précoces et réduisant alors les propriétés mécaniques globales du matériau.

I.2.1.2. Les renforts

Les renforts peuvent être de plusieurs types : SiC, Al₂O₃, Al₃Ti, B₄C... Ils se présentent sous différentes formes : fibres longues, monocristaux allongés appelés whiskers (en anglais) ou trichites (en français), particules. Les premiers renforts utilisés étaient des fibres longues, qui conféraient au composite une amélioration sensible de ses propriétés dans le sens des fibres. Le coût important d'élaboration dû à des méthodes de fabrication complexes ont limité leur développement. Les CMM les plus courants sont donc aujourd'hui renforcés de fibres discontinues, whiskers ou particules.

Le type de renfort le plus utilisé avec des matrices d'aluminium est le renfort SiC.

I.2.1.2.1. Whiskers SiC_w

Les whiskers SiC, notés SiC_w, sont des fibres monocristallines courtes dont le diamètre varie de 0,1 à 1 µm et la longueur de 5 à 40 µm. Leur structure est soit hexagonale (α) soit cubique (β). Du fait de leurs faibles dimensions, les whiskers sont toxiques lors de l'élaboration, car volatiles.

Les extrémités des whiskers sont malheureusement susceptibles de créer, lors d'une sollicitation, de fortes concentrations de contraintes locales pouvant faciliter la germination de cavités [NUTT87], ainsi que l'émission de dislocations dans la matrice près de ces extrémités [NUTT86]. De même, les whiskers ayant une direction géométrique privilégiée et un rapport

de forme variable, il ne faut pas négliger, lors de toute étude, les problèmes liés à leur orientation et à l'élanement [TVER95].

1.2.1.2.2. Particules SiC_p

Les particules SiC, notées SiC_p, se présentent sous forme de polyèdres plus ou moins équiaxes, de différentes tailles, leur taille pouvant varier de quelques microns à 50 µm. Ces particules sont obtenues par broyage de SiC et sont par conséquent d'un coût faible. Le problème d'orientation ne concerne pas les CMM à renforts particuliers, étant donné que l'élanement des particules est généralement proche de l'unité. On considère souvent le comportement mécanique des composites renforcés de particules comme isotrope, contrairement à ceux renforcés de whiskers.

Outre le facteur de forme et l'orientation des renforts, il existe d'autres problèmes qui peuvent entraîner une anisotropie du CMM renforcé de particules ou de whiskers : celui de l'hétérogénéité de répartition des renforts (effets d'amas) [BARL95, DERB93] et celui de l'hétérogénéité de répartition de la taille des particules [BINE90, RIOS96].

I.2.2. PROCÉDES D'ELABORATION

Il existe deux grandes classes de procédés de fabrication des CMM : la voie solide (la métallurgie des poudres) et la voie liquide (les procédés de fonderie tels que le moulage et le squeeze casting). Il existe de plus une classe intermédiaire, à savoir la voie semi-liquide (procédé co-spray) ou semi-solide (compocasting).

I.2.2.1. Métallurgie des poudres (MP)

L'élaboration des CMM par métallurgie des poudres (MP) s'effectue en plusieurs étapes (Figure I-1) :

1. la production de poudre d'alliage d'aluminium et de poudre SiC par atomisation ;
2. le mélange des poudres (aluminium et renforts) ;
3. le compactage (dans le but d'augmenter le contact entre les poudres) ;
4. le dégazage (pour réduire la porosité) ;
5. le préchauffage, nécessaire avant l'opération de transformation finale ;
6. l'extrusion (obtention d'un barreau) ou le forgeage (production d'un galet).

La métallurgie des poudres fut la première méthode développée pour la fabrication des CMM, du fait de la difficulté rencontrée pour mouiller les particules SiC par le métal fondu [LLOY94]. Un des intérêts de la MP est la possibilité d'ajouter aisément des éléments pour favoriser l'adhésion entre renfort et matrice [HOTT94]. L'inconvénient majeur est le coût des installations permettant l'élaboration par MP.

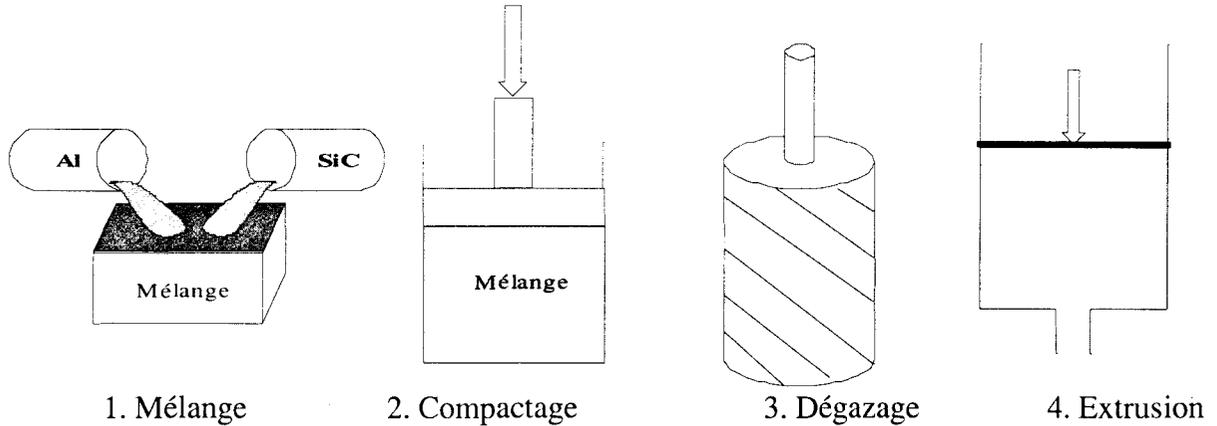


Figure I-1 : Principales étapes pour l'obtention d'un CMM par MP [HARR98].

I.2.2.2. Squeeze casting

C'est le procédé par voie liquide le plus répandu. Dérivé des procédés de moulage, il consiste en une infiltration de métal liquide dans une préforme de renforts. Les CMM sont réalisés par squeeze casting direct ("forgeage-liquide").

L'alliage en fusion est coulé dans la chambre d'injection (Figure I-2). Le piston vient alors pousser le métal dans le moule et cet alliage infiltre la préforme de renforts.

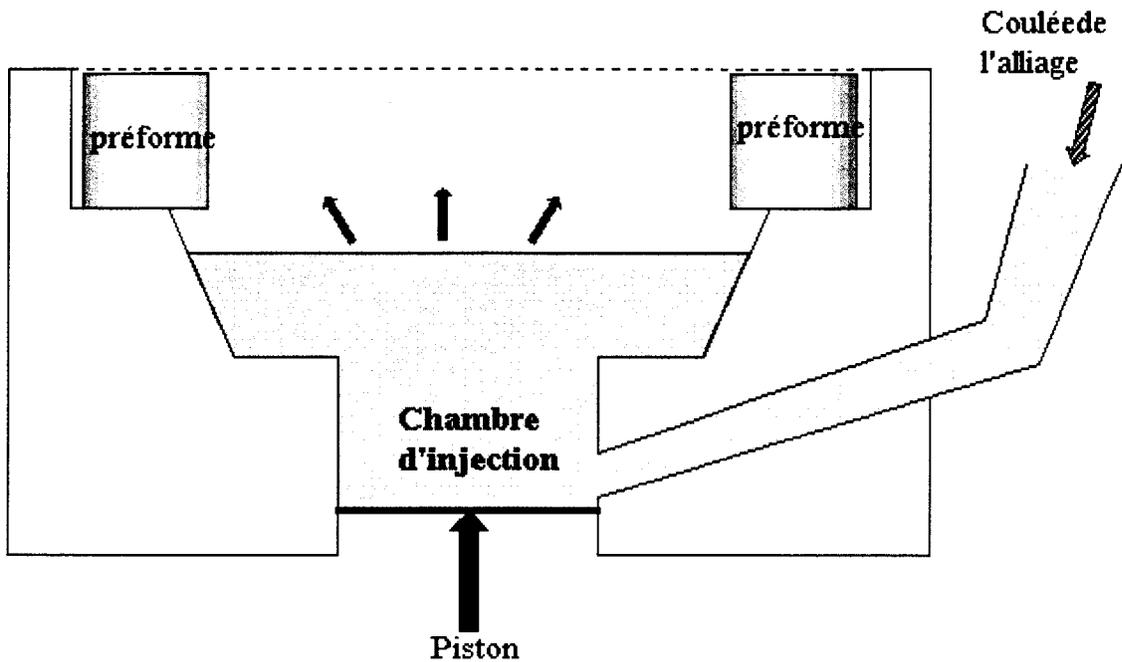


Figure I-2 : Imprégnation par squeeze casting direct [DERR97].

I.2.2.3. Moulage

Duralcan (Alcan Aluminium Corporation) produit des CMM ($A3XX + SiC_p$) qui peuvent être refondus en utilisant des techniques très proches de celles des alliages d'aluminium, moyennant quelques modifications dues à la présence des particules. Le principal intérêt de cette technique est son coût très faible. L'inconvénient est la difficulté à contrôler la formation de carbures d'aluminium (Al_4C_3) lors de la refonte, due à la réaction chimique entre l'aluminium liquide et les renforts. De plus, le mélange doit être agité de manière continue, afin de garder une répartition homogène des particules. Après le dégazage, le mélange peut être coulé suivant les procédés de fonderie classiques.

I.2.2.4. Compcasting

Le compcasting consiste à mélanger des renforts à une matrice à l'état semi-solide (environ 30% de renforts en volume). Les renforts sont ainsi piégés dans la matrice à l'état semi-solide, et le mélange est ensuite coulé sous pression dans un moule.

1.2.2.5. Procédé Co-Spray

Dans le procédé Co-Spray, l'alliage fondu par induction dans un creuset sous pression est injecté par une lance dans l'atomiseur ; le jet de métal atomisé est ensuite collecté sur un substrat placé sur la trajectoire des gouttelettes. Le dépôt se solidifie sur le substrat. La fabrication d'un CMM se fait simplement en injectant les particules dans le flot de gouttelettes d'alliage ; celui-ci et les particules se déposent alors en même temps sur le substrat. Le principal intérêt de cette technique est son faible coût ; son inconvénient est la mauvaise homogénéité de répartition des renforts obtenue.

1.2.2.6. Comparaison moulage-MP

Le moulage et la MP sont les deux techniques d'élaboration des CMM les plus utilisées, en particulier pour les applications hors aéronautique. C'est pourquoi un grand intérêt est porté aux différentes caractéristiques de ces composites et à leur comparaison.

Pour Arsenault et Wu [ARSE88], il n'y a pas de différence de résistance entre des CMM à renforts discontinus élaborés par MP ou par moulage, à condition que la comparaison soit effectuée entre des composites parfaitement comparables : adhésion renfort/matrice identique, même taille, même fraction volumique, même distribution de particules.

Nardone et Prewo [NARD89] suggèrent que les CMM à renforts discontinus élaborés par MP sont plus résistants que ceux élaborés par moulage. Le fondement de leur hypothèse est que, durant le procédé de MP, une haute densité de dislocations et une petite taille de sous-grains peuvent être introduites, la recristallisation étant empêchée par la présence des renforts. Arsenault, pour sa part [ARSE89], considère que ce phénomène physique doit apparaître quel que soit le mode d'élaboration. Pour lui, la moindre résistance des CMM moulés par rapport aux CMM élaborés par MP est dû à une ségrégation importante de renforts dans le CMM moulé. En ce qui concerne les Al-SiC moulés, le problème de base est donc de contrôler la structure dendritique de la matrice : les renforts SiC sont systématiquement repoussés dans l'espace interdendritique, ce qui entraîne forcément une ségrégation de renforts.

1.2.2.7. Mise en forme

Lors de la mise en forme, les défauts de fabrication tels que les porosités et les hétérogénéités de répartition des renforts peuvent être diminués, par application d'un

traitement thermomécanique destiné à homogénéiser la microstructure et refermer les pores. La plupart de ces traitements augmentent par ailleurs les propriétés mécaniques dans une direction privilégiée. C'est principalement le cas des opérations d'extrusion, de filage, de forgeage, ou de laminage.

En revanche, un traitement thermomécanique tel que l'extrusion peut malheureusement aussi conduire à des bandes riches en renforts dans la direction d'extrusion, ou encore à la rupture de renforts [NAIR85] si ses différents paramètres sont mal maîtrisés. Il s'en suit un amoindrissement du renforcement.

I.2.3. TRAITEMENTS THERMIQUES

I.2.3.1. Quels traitements thermiques appliquer à un CMM ?

A l'origine, les traitements thermiques appliqués aux CMM étaient les mêmes que ceux appliqués aux alliages non renforcés constituant leur matrice, à savoir mise en solution et trempe, suivies d'un vieillissement (le vieillissement des alliages à base Al est optimal lorsqu'est atteint le maximum de dureté). Les mêmes températures et durées de vieillissement étaient utilisées. Ceci supposait que la présence de renforts n'avait pas d'influence sur le processus de vieillissement de la matrice (donc sur l'évolution microstructurale en général).

Or on sait aujourd'hui que les cinétiques de précipitation sont généralement accélérées dans le composite par rapport à l'alliage non renforcé, à cause de la présence du renfort [CHRI89, DAFI93], même si Lee et al. [LEE92] n'ont pas trouvé d'accélération du vieillissement (en terme de micro-dureté) d'un CMM Al-3,4 %pds.Cu + 10%vol.SiC_p élaboré par MP, par rapport à l'alliage non renforcé (Figure I-3). Néanmoins les niveaux de micro-dureté sont effectivement différents.

Autrement dit, lors d'un traitement thermique, si le CMM et l'alliage non renforcé subissent le même vieillissement (même durée et même température), le composite sera, dans la plupart des cas, survieilli par rapport à l'alliage non renforcé. Aussi, lors de toute étude comparative entre un CMM et l'alliage non renforcé, les deux matériaux devront être élaborés par le même procédé et avoir subi un traitement thermique adéquat, de manière à ce que la matrice du composite et l'alliage non renforcé disposent sensiblement des mêmes propriétés mécaniques. On utilise couramment la micro-dureté comme indicateur, bien qu'elle ne permette pas d'affirmer que les états de précipitation sont identiques.

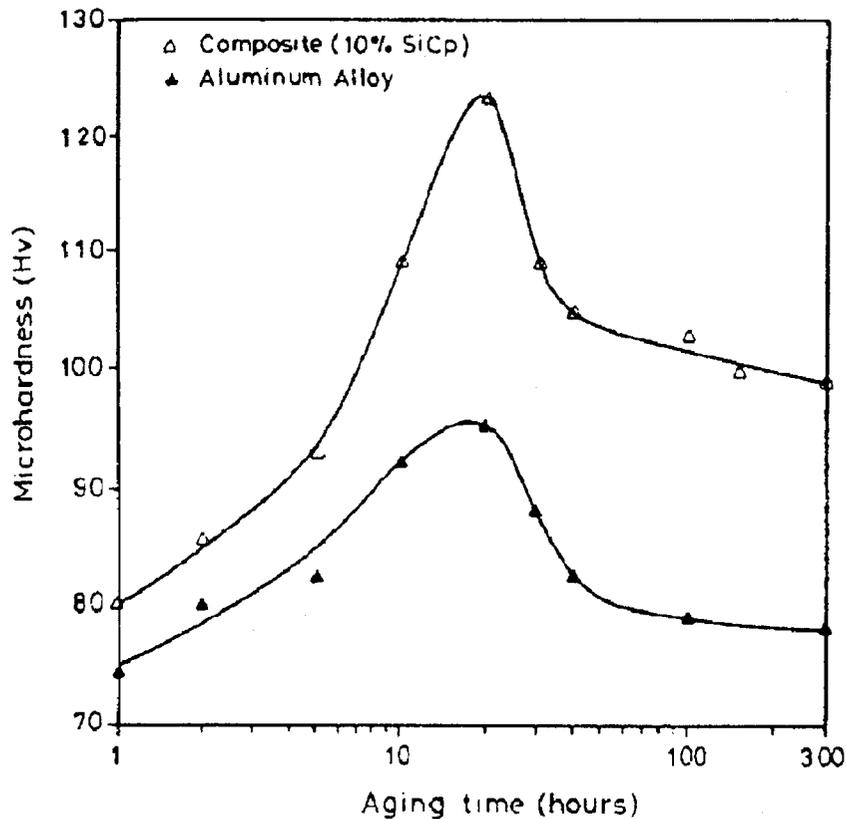


Figure I-3 : Evolution de la micro-dureté d'un CMM Al-3.4%pds.Cu+10%vol.SiC_p en fonction du temps de vieillissement, comparée à celle de l'alliage non renforcé [LEE92].

1.2.3.2. Effets du traitement thermique

1.2.3.2.1. Précipitation et augmentation de la densité de dislocations

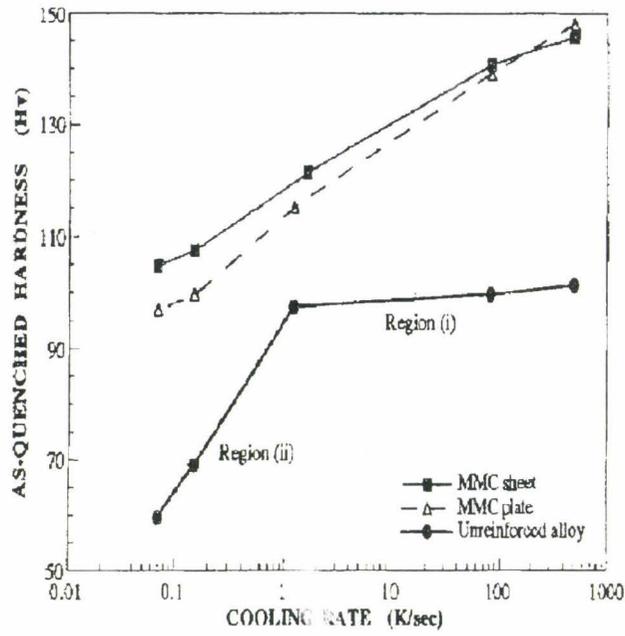
Du fait de la présence du renfort, la précipitation est non seulement accélérée, mais également chimiquement modifiée. Ceci est dû aux réactions chimiques entre les renforts et les différents éléments de la matrice, susceptibles de se produire entre la température ambiante et la température de mise en solution.

Thomas et King [THOM94] montrent par exemple qu'un CMM Al-2124+20%vol.SiC_p, élaboré par MP, présente un durcissement plus élevé que l'alliage non renforcé (également élaboré par MP), ce qu'ils attribuent à une augmentation du nombre de dislocations et à une précipitation de phases intermédiaires sur les précipités intermétalliques pendant la trempe. Ils notent également une grande sensibilité de la dureté Hv à la vitesse de refroidissement, durant

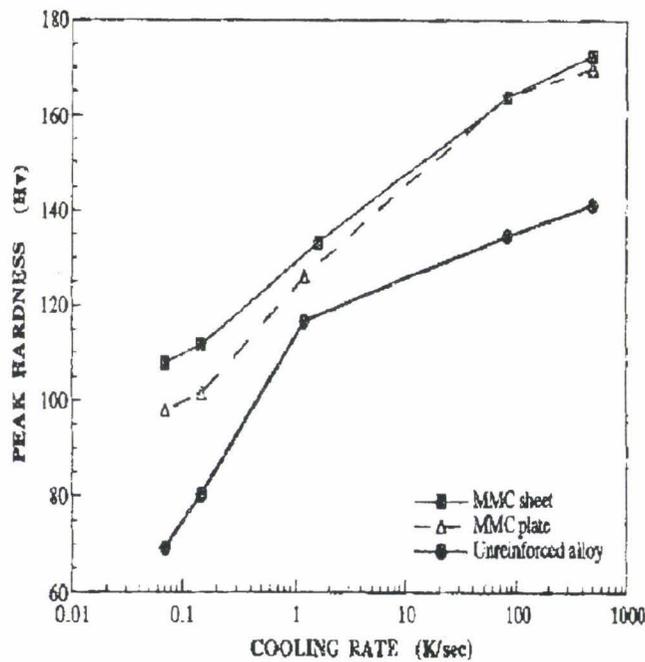
la trempe (Figure I-4). L'alliage non renforcé montre deux régimes de sensibilité à la vitesse de refroidissement. Aux hautes vitesses de refroidissement, il est peu sensible à la vitesse de refroidissement (Figure I-4a) ; l'augmentation de dureté est principalement due à la formation de zones de Guiner-Preston (pré-précipités dits ZGP), ainsi qu'à l'augmentation de la densité de dislocations. A basses vitesses, l'alliage est beaucoup plus sensible à la vitesse de refroidissement, dû à la formation de précipités intermédiaires pendant le refroidissement. Le CMM en revanche montre un seul régime de sensibilité, dû à l'annihilation des lacunes, réduisant les interactions lacunes/ZGP.

Sur la base d'essais par DSC ("Differential Scanning Calorimetry"), Lee et al. [LEE92] ont montré, quant à eux, sur un CMM Al-3.4%pds.Cu+10%vol.SiC_p élaboré par MP, que les inclusions d'oxydes incorporées par le processus d'élaboration influençaient même davantage la réaction de précipitation que la présence des particules SiC.

Des études au Microscope Electronique à Balayage (MEB) et par diffraction des rayons X (DRX) ont montré l'importante précipitation dans les CMM traités thermiquement : par exemple, Wang et al. [WANG94] ont en particulier mis en évidence sur un CMM Al-Si-Mg +15%pds.SiC_p, l'apparition de précipités MgAl₂O₄ et Al₄C₃ à l'interface.



a)



b)

Figure I-4 : Variation de la dureté avec la vitesse de refroidissement d'un CMM Al-2124+20%vol.SiC_p et de son alliage non renforcé : a) après trempe ; b) après trempe et vieillissement optimal [THOM94].

Suresh et al. [SURE89] ont étudié un CMM Al-3.5%*pds.*Cu+SiC_p extrudé, mis en solution à 510°C pendant 2h, trempé à l'eau et vieilli à 190°C (Figure I-5). Ils ont mis en évidence l'accélération du vieillissement par augmentation de la fraction volumique de particules. Les valeurs de micro-dureté de la matrice montrent un temps de vieillissement optimal (au maximum de micro-dureté) environ trois fois plus faible que celui de l'alliage non renforcé. Le durcissement de la matrice du composite est attribué à l'augmentation de la densité de dislocations et à la précipitation de Al₂CuMg sur les dislocations. Initialement, Arsenault et al. [ARSE91] avaient déjà observé au Microscope Electronique à Transmission (MET) une augmentation de la densité de dislocations et une taille réduite de sous-grains, dû à la différence des coefficients de dilatation thermique entre la matrice et les renforts. Pour ces auteurs, il s'agit des deux principaux mécanismes responsables du durcissement de la matrice des CMM.

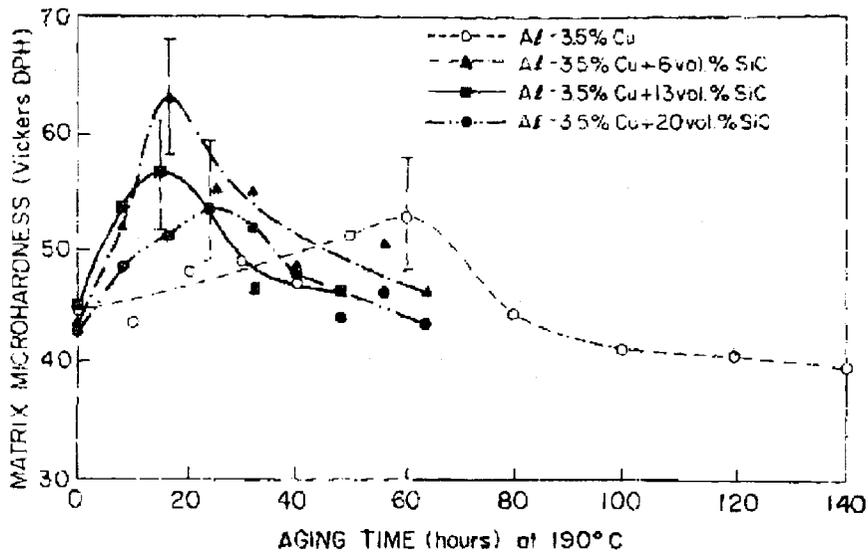


Figure I-5 : Variation de la microdureté de l'alliage Al-3.5%*pds.*Cu non renforcé et renforcé de 6, 13 et 20 % vol. de particules SiC, en fonction du temps de vieillissement à 190°C [SURE89].

1.2.3.2.2. Influence du temps de vieillissement sur les propriétés mécaniques

Comme pour la plupart des matériaux métalliques, les conditions de vieillissement influencent les propriétés mécaniques des CMM. On distingue notamment les états sous-vieilli ("underaged"), vieilli de manière optimale (au maximum de dureté, dit "peak-aged") et survieilli ("overaged").

Lloyd [LLOY91] a étudié l'influence du temps de vieillissement sur les propriétés mécaniques de traction d'un CMM Al-6061 renforcé par 10 ou 20 % vol. SiC_p, élaboré par fonderie. Le traitement thermique consistait en une mise en solution à 530°C suivi d'un vieillissement à 175°C. Des essais de traction monotone ont été réalisés après différents temps de vieillissement. Les Figure I-6, Figure I-7 et Figure I-8 montrent globalement que les propriétés mécaniques de traction monotone (respectivement la limite d'élasticité, l'allongement à rupture et l'exposant d'écrouissage) varient avec le temps de vieillissement. Si le vieillissement améliore la limite d'élasticité des CMM, en revanche l'allongement à rupture et l'exposant d'écrouissage diminuent avec le temps de vieillissement. Par contre, quel que soit le temps de vieillissement, les variations de ces propriétés ne sont pas affectées par la fraction volumique de renfort.

La définition d'un traitement thermique optimal demande un compromis entre l'augmentation de la limite d'élasticité et la diminution de l'allongement à rupture et de l'exposant d'écrouissage, avec la durée du vieillissement.

Sur un CMM Al-7075+15%vol.SiC_p, Doel et Bowen [DOEL96] ont montré qu'en fait les variations des propriétés de traction monotone en fonction du temps de vieillissement sont les mêmes que celles observées sur l'alliage non renforcé correspondant (Figure I-9).

Puisque les deux études citées mènent à la même conclusion, la présence de renforts n'affecterait donc pas les variations des propriétés mécaniques monotones de l'alliage en fonction du temps de vieillissement.

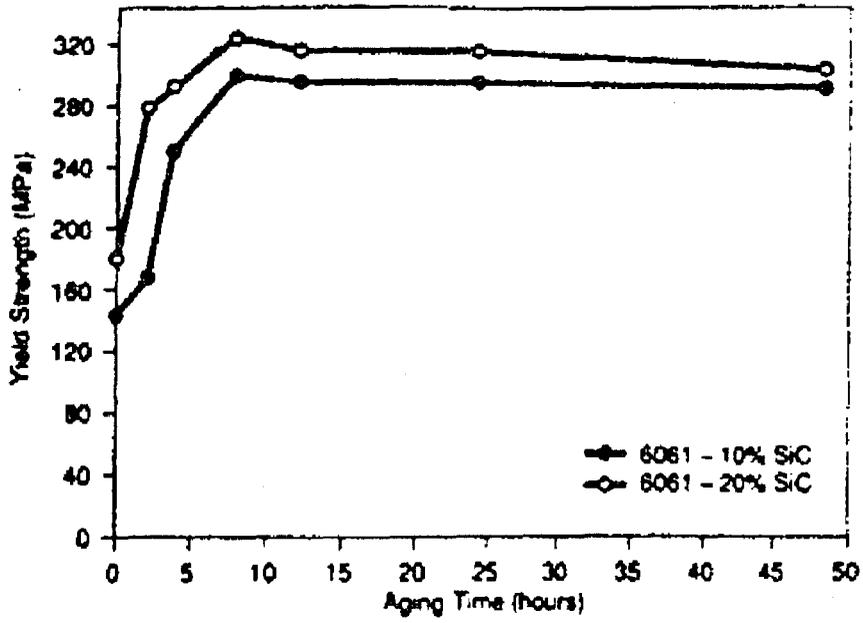


Figure I-6 : Variation de la limite d'élasticité en fonction du temps de vieillissement à 175°C pour un CMM Al-6061+SiC_p [LLOY91].

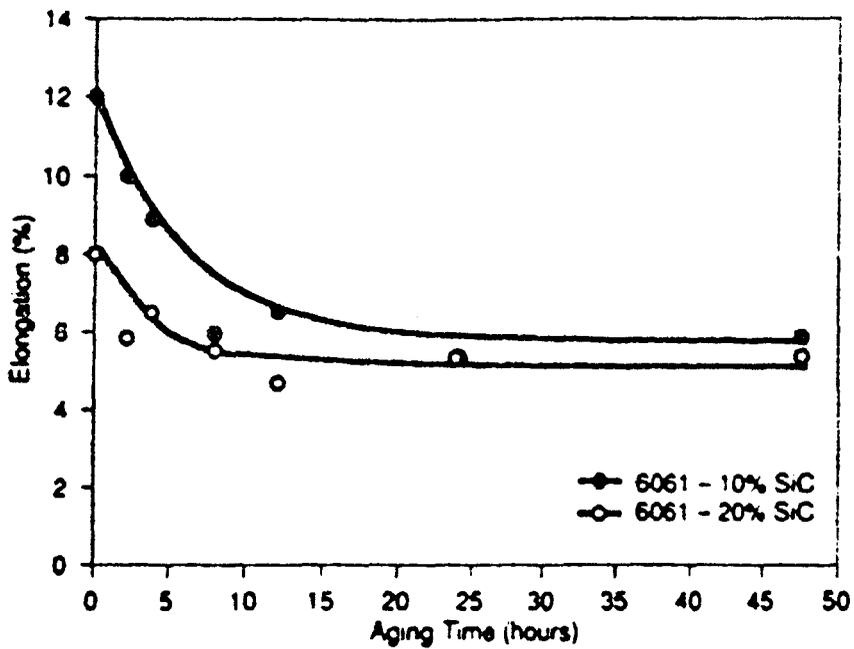


Figure I-7 : Variation de l'allongement à rupture en fonction du temps de vieillissement à 175°C pour un CMM Al-6061+SiC_p [LLOY91].

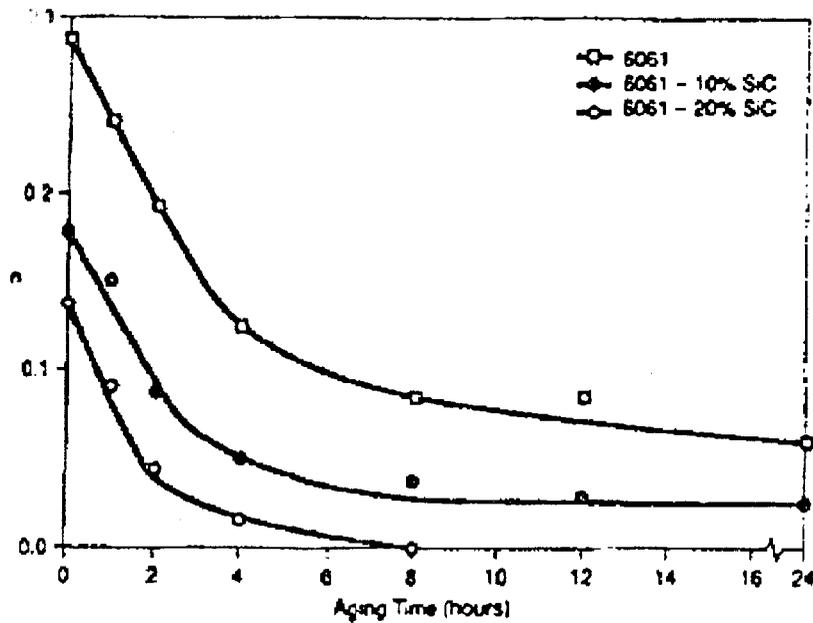


Figure I-8 : Variation de l'exposant d'érouissage en fonction du temps de vieillissement à 175°C pour un CMM 6061+SiC_p [LLOY91].

Hadianfard et al. [HADI94] ont montré, sur quatre CMM de base aluminium 6061, renforcés de particules d'alumines pour les trois premiers (fractions volumiques de 10%, 15% ou 20% respectivement), de microsphères d'alumine pour le quatrième, que la ténacité de ces composites décroît avec le temps de vieillissement à 175°C (Figure I-10) et avec l'augmentation de la fraction volumique de renforts. De plus, les variations de la ténacité des composites particuliers en fonction du temps de vieillissement n'est pas influencée par la fraction volumique de particules.

Récemment, Mason et Ritchie [MASO97] ont montré, sur un CMM Al-2124 +15%vol.SiC_w, que le temps de vieillissement a une influence sur la vitesse de propagation des fissures de fatigue, et sur le seuil de non propagation (Figure I-11) : le composite vieilli de manière optimale possède le seuil le plus élevé, alors que le composite survieilli présente le seuil le plus faible, le composite sous-vieilli présentant un comportement intermédiaire.

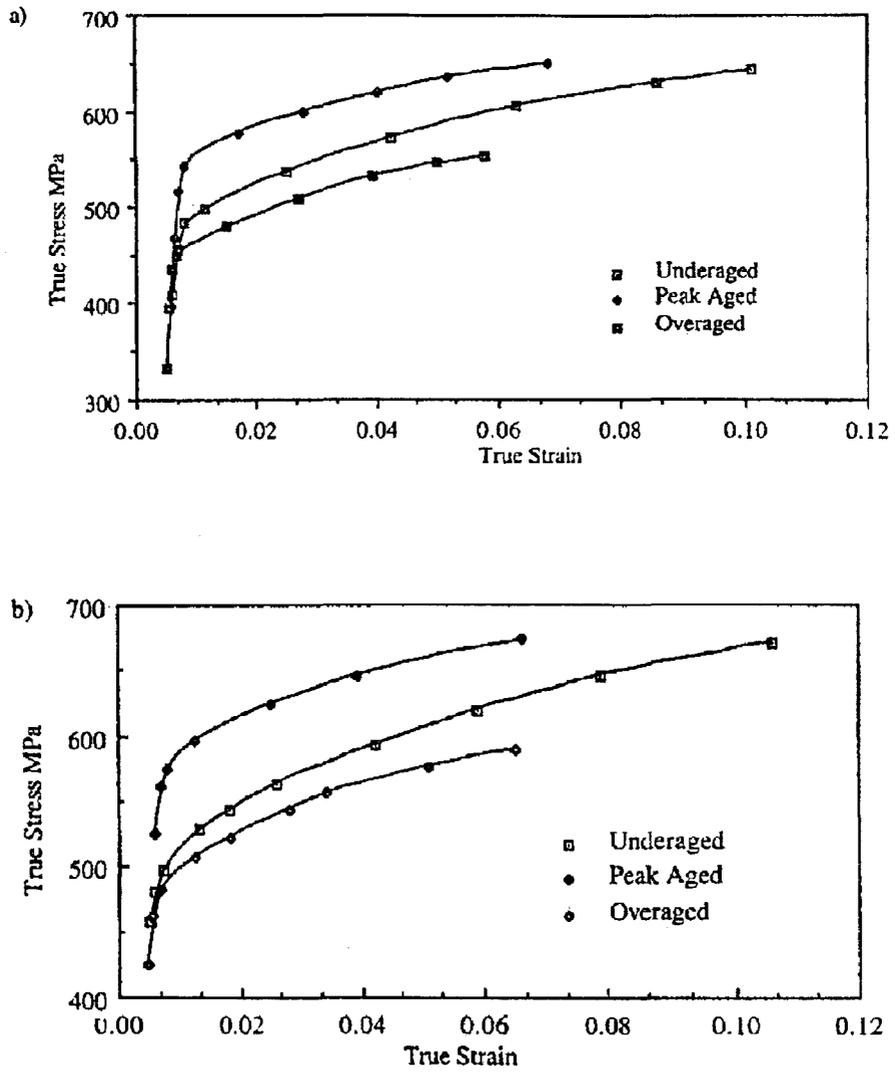


Figure I-9 : Courbes contrainte vraie-déformation vraie relatives à différentes conditions de vieillissement : a) alliage Al-7075 ; b) CMMM Al-7075+15%vol.SiC_p [DOEL96].

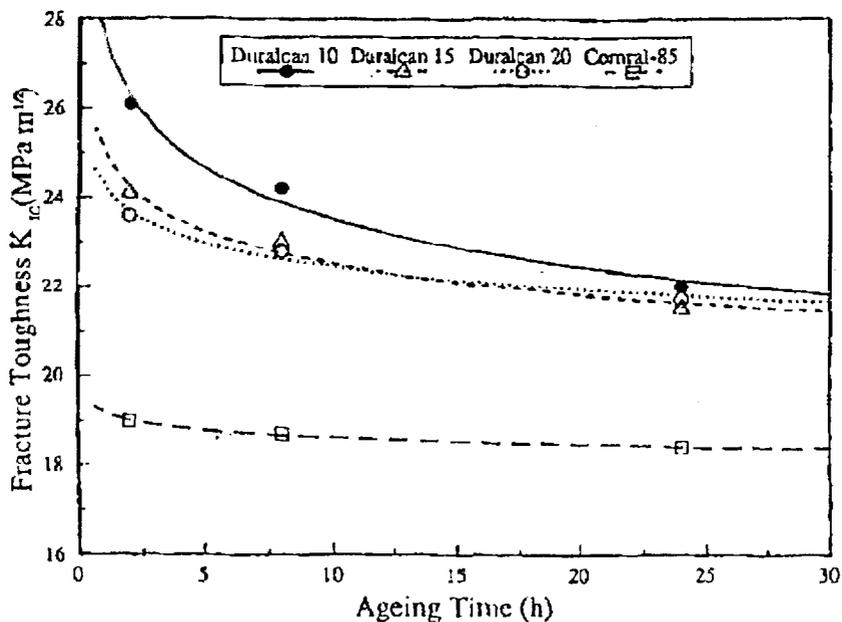


Figure I-10 : Variation du facteur d'intensité de contrainte critique (K_{IC}) de différents CMM, après un vieillissement à 175°C, en fonction du temps de vieillissement [HADI94].

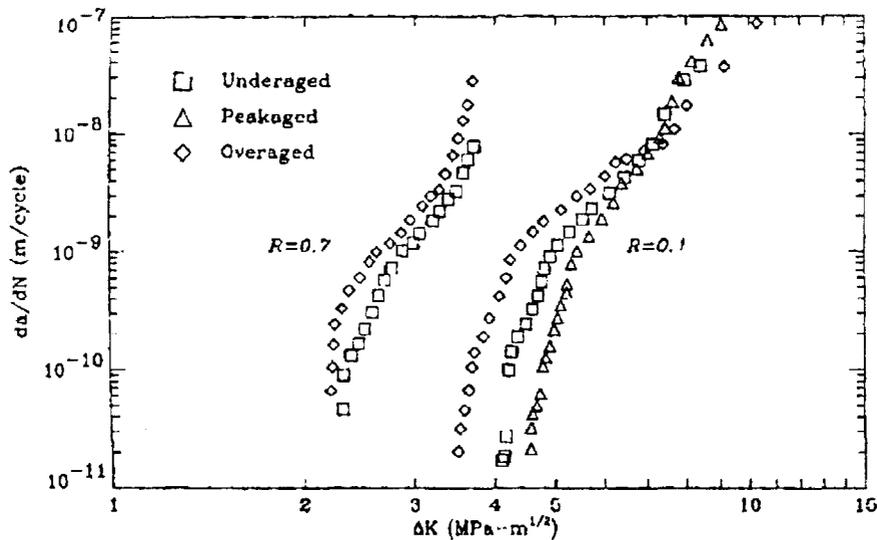


Figure I-11 : Vitesses de propagation de fissure d'un CMM Al-2124+15%vol.SiC_w pour des rapports de chargement $R=K_{min}/K_{max}=0,1$ et $0,7$ [MASO97].

I.2.4. CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES

Le refroidissement d'un CMM, après élaboration ou traitement thermique à haute température, conduit à l'apparition de contraintes résiduelles d'origine thermique dans la matrice et dans les renforts, dû à la différence importante entre les coefficients de dilatation thermique des deux phases :

$$\alpha_{Al} = 22,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$$

$$\alpha_{SiC} = 3,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$$

La plus forte dilatation thermique de l'Al par rapport au SiC confère à la matrice d'un CMM Al/SiC une plus grande capacité à se contracter que les renforts, en particulier lors du refroidissement après la trempe successive à la mise en solution.

Ces contraintes résiduelles peuvent être considérées comme néfastes (mais inévitables néanmoins) dans la mesure où elles s'ajoutent aux contraintes de service et peuvent être la cause de l'apparition d'un endommagement précoce tel que la micro-fissuration, lors de l'application d'un chargement mécanique. En revanche, ces contraintes résiduelles permettent une meilleure adhésion à l'interface SiC/Al (cf. §I.2.5).

Par diffractométrie des rayons X (DRX), Sun et al. [SUN92] ont étudié l'état de contraintes résiduelles d'origine thermique dans un CMM Al+15%vol.SiC_p (la nature de la matrice n'est pas précisée par les auteurs) élaboré par MP et ayant subi un traitement thermique de type T4 (mise en solution sans vieillissement ultérieur). Ils ont montré que les contraintes moyennes dans la matrice du composite sont de type hydrostatique de traction. L'état des contraintes dans le composite étant statiquement équilibré, les contraintes moyennes dans les particules SiC sont de type hydrostatique également, mais de compression. Leurs valeurs sont bien sûr cohérentes avec les valeurs des coefficients de dilatation thermique des deux constituants. Le niveau des contraintes résiduelles est en général tel que les déformations plastiques existent dans la matrice au voisinage des particules, avant tout chargement mécanique extérieur, même si Ho et Saigal ont montré numériquement que ces déformations restent faibles [HOAM94]. Dû à la plastification de la matrice, lorsque le CMM est sollicité, il a un module d'élasticité plus faible que si celui-ci n'était soumis à aucune contrainte résiduelle. De même, la limite vraie d'élasticité (à la perte de linéarité) des composites avec contraintes résiduelles est moins élevée qu'en leur absence (Figure I-12). On constate l'inverse concernant la limite d'élasticité à 0,02% de déformation plastique, dû à la plus grande capacité à s'écrouir du composite avec contraintes résiduelles.

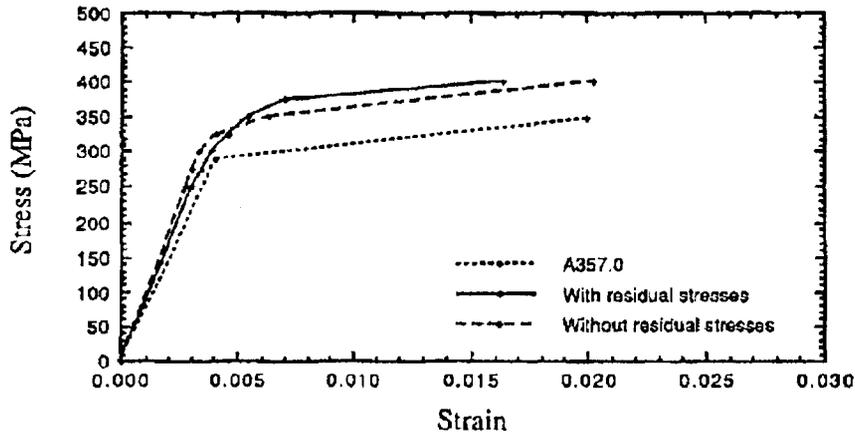


Figure I-12 : Courbes numériques contrainte-déformation de l'alliage non renforcé A357.0 et du composite associé renforcé de 10%vol.SiC, avec et sans prise en compte des contraintes résiduelles [HOMS94].

Li et al. [LI96] ont pour leur part étudié par DRX les contraintes résiduelles d'un "matériau modèle d'interface" Al-6061/SiC (Figure I-13a) préparé avec adhésion par diffusion, ayant subi un traitement thermique de mise en solution (550°C), puis ayant été refroidi au four jusqu'à 270°C en 1h, et enfin refroidi naturellement jusqu'à la température ambiante. Li et al. ont ainsi montré que, dans la matrice, les contraintes résiduelles σ_{zz} augmentent de la surface vers l'interface particule/matrice, le gradient de contrainte étant faible près de la surface, mais très important près de l'interface (Figure I-13b). Une étude numérique par éléments finis (EF) de ce "matériau modèle d'interface" a permis aux auteurs de montrer que les contraintes résiduelles varient linéairement dans le renfort, mais pas dans la matrice (Figure I-13c), ce que confirment les résultats obtenus expérimentalement (Figure I-13b).

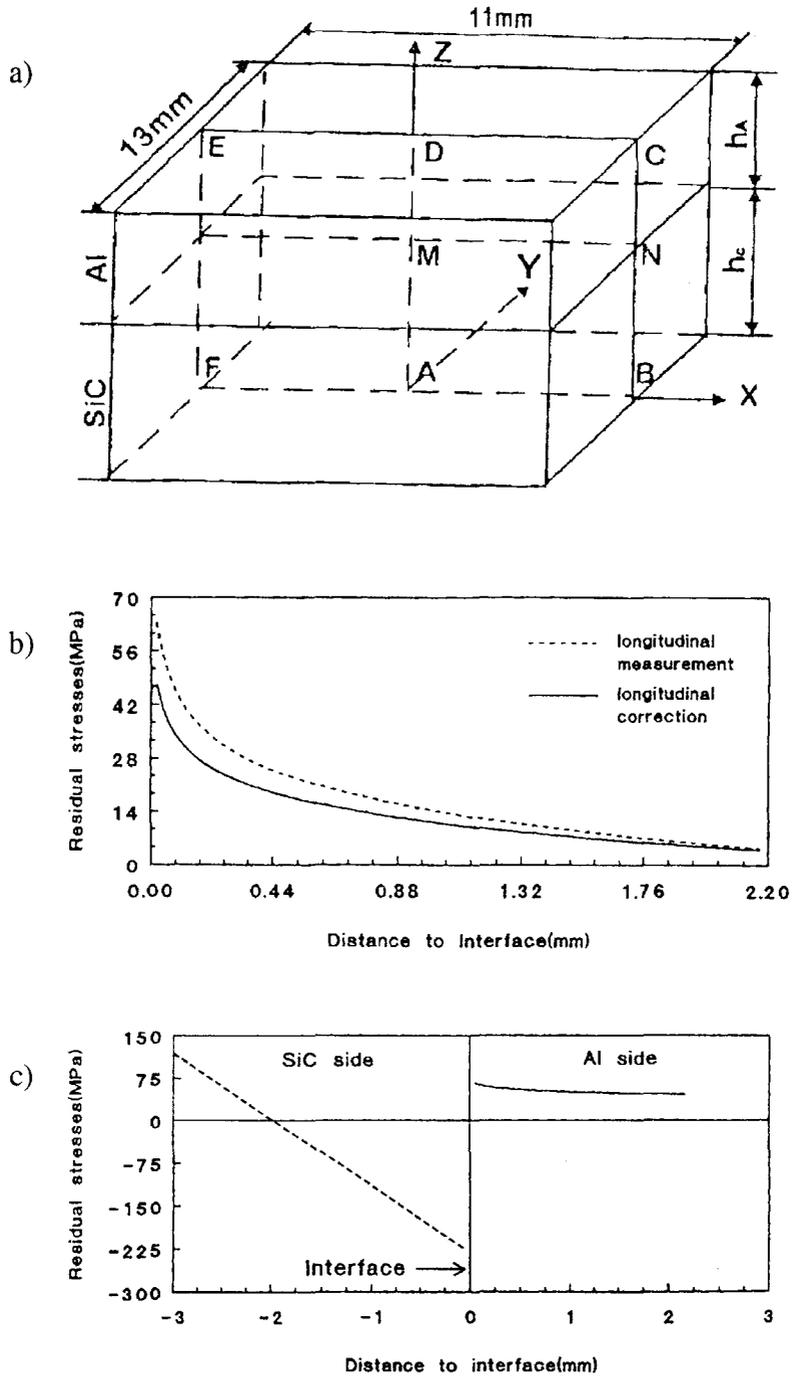


Figure I-13 : Distribution des contraintes résiduelles σ_{zz} dans la matrice d'un "matériau modèle d'interface" Al-6061/SiC [LI96] : a) spécimen étudié, b) valeurs mesurées expérimentalement par DRX, c) valeurs numériques calculées par EF.

L'effet dégradant des contraintes résiduelles est bien montré par Ho et Saigal [HOMS94] grâce l'étude numérique d'un CMM A357.0+10%vol.SiC. Cette étude est réalisée par éléments finis (EF) sur une cellule élémentaire axisymétrique, supposée être un Volume Élémentaire Représentatif (VER) du composite, supposé visqueux. Ce VER est constitué d'une particule SiC entourée de matrice, supposant une répartition homogène des particules dans le CMM (cf. §III.1). Le refroidissement du composite par trempe à l'eau est modélisé par l'application d'un champ de température extérieur variable, à vitesse de refroidissement constante donnée. Ces auteurs montrent que, dans ce genre de calculs, la vitesse de refroidissement joue un rôle considérable, dû à la viscosité, sur les résultats numériques et par suite peut conduire à des interprétations erronées, même si pour Suéry et al. [SUER93], les contraintes résiduelles ne sont réduites que pour des vitesses de refroidissement très faibles. Ces derniers auteurs remarquent par ailleurs que si le composite subit un recuit après la trempe, il convient de le prendre en compte.

Pour Roatta et Bolmaro [ROAT97], les contraintes résiduelles ne sont pas uniquement d'origine thermique ; elles résultent partiellement de la présence des dislocations "géométriquement nécessaires" (cf. §I.2.5), du raffinement des grains, de l'orientation des particules, de la distribution des rapports de forme et de la répartition des renforts dans la matrice.

Notons que les contraintes résiduelles auront une influence en fatigue, notamment sur la propagation des fissures par fatigue. D'après Fitzpatrick et al. [FITZ95], le champ initial de contraintes résiduelles de compression dans les renforts, en se superposant au champ de contrainte appliqué, diminue la contrainte en pointe de fissure et retarde la propagation de fissure en abaissant la vitesse, via un mécanisme de fermeture.

Globalement, l'état des contraintes thermiques résiduelles dans un CMM à renforts courts, qui est un état de compression radiale, a un effet dégradant sur le comportement mécanique du CMM. En revanche, il permet d'améliorer l'adhésion matrice/renfort. En effet, les contraintes résiduelles induisent une plastification de la matrice au contact SiC/Al et augmentent la résistance interfaciale (la matrice comprime le SiC et les contraintes tangentielles augmentent avec la contrainte de compression).

I.2.5. INTERFACE

Les propriétés mécaniques des CMM dépendent des propriétés de chaque phase, mais également de celles de l'interface entre ces phases. L'interface joue en effet sur les capacités de transfert de charge de la matrice vers les renforts. Le transfert de charge s'effectue essentiellement par l'intermédiaire des contraintes de cisaillement à l'interface. Théoriquement, l'interface peut être de type mécanique (transfert de charge effectué par frottement, grâce entre autre à la rugosité et aux contraintes résiduelles) ou chimique (le transfert est assuré par les liaisons chimiques créées entre les différents éléments de chaque phase). Pratiquement, l'interface est le couplage de ces deux types d'interface. Toutefois, dans un souci de clarté, ces deux types seront distingués. Ainsi, dans un premier temps, les réactions chimiques à l'interface seront présentées ; puis l'aspect mécanique sera traité en terme de dislocations.

Le renfort SiC possède une bonne mouillabilité par l'Al liquide, qui peut être encore améliorée par l'addition de Li ou Mg. Une forte mouillabilité facilite l'infiltration du métal liquide à travers les renforts SiC au cours de l'élaboration, mais implique dans la plupart des cas une grande affinité chimique matrice/renfort, et par suite offre une possibilité de réactivité importante au niveau de l'interface, ce qui provoque l'apparition de précipités fragiles à l'interface.

Plusieurs hypothèses ont été proposées pour définir le type d'adhésion qui existe entre la matrice et les renforts SiC [ROME96] :

- l'existence d'une liaison électronique directe entre les atomes du renfort et ceux de la matrice, le long de l'interface ;
- une réaction chimique à l'interface, conduisant à l'apparition d'autres composés tels que Al_4C_3 ;
- une interdiffusion entre phases à l'interface (bien que seule une infime pénétration ait pu être constatée, même à des températures proches de $2000^{\circ}C$) ;
- la présence d'un film de SiO_2 à l'interface, auquel adhère chacune des phases.

Ratnaparkhi et Howe [RATN94] ont recensé les réactions chimiques susceptibles d'avoir lieu entre les particules SiC recouvertes d'un film de SiO_2 après oxydation et un alliage Al-4,5%at.Mg, en étudiant la microstructure de l'interface au MET. Le Tableau I-1

donne une idée de la complexité et du grand nombre de réactions qui existeraient avec un alliage de nature encore plus complexe que celui étudié par ces auteurs.

Le film de SiO_2 , qui recouvre éventuellement les renforts SiC suite à leur oxydation, constitue une barrière contre les différents types de réactions chimiques possibles à l'interface. D'une manière générale, la tendance est au revêtement protecteur des particules sous forme de film : Kindl et al. [KIND94] ont montré que la réactivité à l'interface de CMM de type Al/SiC peut être sensiblement réduite grâce à l'utilisation de revêtements tels que l'alumine (oxyde d'Al) ou la zircone (oxyde de Zr).

$6\text{Mg} + 4\text{Al} + 3\text{SiC} \rightarrow 3\text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}_4\text{C}_3$
$\text{SiO}_2 + 2\text{Mg} \rightarrow 2\text{MgO} + \text{Si}$
$4\text{Al} + 3\text{SiO}_2 \rightarrow 2\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{Si}$
$4\text{Mg} + \text{SiO}_2 \rightarrow 2\text{MgO} + \text{Mg}_2\text{Si}$
$2\text{SiO}_2 + 5\text{Mg} + 2\text{Al} \rightarrow \text{Al}_2\text{MgO}_4 + 2\text{Mg}_2\text{Si}$
$3\text{Mg} + 4\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow 3\text{Al}_2\text{MgO}_4 + 2\text{Al}$
$2\text{Mg} + 2\text{SiC} \rightarrow \text{Mg}_2\text{Si} + 2\text{C} + \text{Si}$

Tableau I-1 : Réactions chimiques possibles à l'interface d'un CMM de type Al-Mg/SiC [RATN94].

Certains auteurs [ARSE83, VOG86] se sont intéressés à l'émergence des dislocations aux interfaces des CMM Al/SiC et ont constaté par MET que l'importante différence entre les coefficients de dilatation thermique de la matrice Al et des renforts SiC entraînait la génération de dislocations pendant le refroidissement après l'élaboration, ou pendant le traitement thermique (cf. §I.2.4). Un autre type de dislocations, décrit par Ashby [ASHB69], est susceptible d'apparaître dans la matrice, sous charge. Elles sont appelées dislocations "géométriquement nécessaires" et apparaissent afin de rendre compatibles les déformations des particules dures (déformations très faibles) avec celles de la matrice qui les entoure. Ces dislocations sont requises si la déformation ne s'accompagne pas de la germination de cavités autour des renforts céramiques.

Tous les phénomènes physiques et chimiques liés à l'interface conditionnent la qualité de la cohésion entre le renfort et la matrice, et par suite sont autant de paramètres de la résistance interfaciale des CMM (caractéristique intrinsèque au matériau) donc du transfert de charge. Une bonne résistance interfaciale (ou une forte contrainte de cohésion) augmente la résistance à la traction et permet d'éviter la germination rapide de cavités observée sur

certaines CMM sous ce type de sollicitation [NUTT87]. Pourtant, il n'est pas toujours recommandé d'avoir une trop forte adhésion renfort/matrice ; celle-ci risque en effet de conduire à une propagation de fissure très rapide dans la matrice, dans le cas de la rupture d'un renfort [MAIR95]. En revanche, la décohésion partielle entre renforts et matrice permet de relaxer une partie des contraintes mises en jeu dans la matrice, et donc de retarder l'apparition des premières fissures.

En conclusion, une bonne résistance interfaciale est donc souhaitée, mais pas trop forte. Il faut retenir de plus que celle-ci diminue avec l'augmentation de la température, et qu'elle augmente avec l'accroissement de la différence entre les coefficients de dilatation thermique des deux phases [IZAW96].

I.3. COMPORTEMENT MECANIQUE DES CMM

Dans cette partie seront présentées les propriétés mécaniques des CMM, en traction monotone et en fatigue (traction-compression). Nous développerons en particulier les mécanismes de transfert de charge qui existent en traction, ainsi que les phénomènes de durcissement et d'adoucissement cyclique en fatigue. Parallèlement seront détaillés les mécanismes d'endommagement dans les CMM, aussi bien en traction monotone qu'en fatigue.

Les lois d'écrouissage et d'endommagement présentées ici seront utilisées dans le Chapitre III.

I.3.1. PROPRIETES EN TRACTION MONOTONE

L'addition de renforts céramiques tels que les SiC permet d'augmenter sensiblement la raideur (module d'élasticité) d'un alliage léger tel que ceux à base d'aluminium. Elle permet bien souvent d'augmenter également la limite d'élasticité et la contrainte à rupture. Ces durcissements s'accompagnent malheureusement de pertes de ductilité et de ténacité. De nombreux auteurs ont étudié ces variations, de manière expérimentale ou numérique. Les caractéristiques mécaniques des CMM dépendent de nombreux paramètres : natures de la matrice et des renforts, mode d'élaboration (cf. §I.2.2), traitement thermique (cf. §I.2.3), paramètres microstructuraux de la matrice et des renforts (fraction volumique de renforts, taille, rapport de forme et répartition des renforts dans la matrice).

I.3.1.1. Propriétés mécaniques élastiques

I.3.1.1.1. Module d'élasticité

Une simple loi des mélanges peut être utilisée pour définir le module d'Young de composites à renforts continus (fibres longues) :

$$E_c = V_r \cdot E_r + V_m \cdot E_m$$

où E_c , E_r et E_m sont respectivement les modules d'élasticité du composite, du renfort et de la matrice, et V_m et V_r les fractions volumiques de la matrice et des renforts ($V_m = 1 - V_r$).

Cette loi n'est pas appropriée aux composites à renforts discontinus. Halpin et Tsai [LLOY94, WANG91] ont proposé la forme modifiée suivante :

$$E_c = \frac{E_m(1 + 2sqV_p)}{1 - qV_p}$$

$$\text{avec } q = \frac{(E_p/E_m - 1)}{E_p/E_m + 2s}$$

où s est le rapport de forme du renfort (rapport longueur sur diamètre l/d).

Plusieurs études numériques par éléments finis effectuées sur une cellule élémentaire axisymétrique, supposée être le VER [TVER90, CORB94], ont confirmé ce résultat qui est, dans la plupart des cas concernant les CMM à renforts discontinus, en bon accord avec les résultats expérimentaux. Le module d'élasticité longitudinal peut également être calculé de manière analytique en utilisant des modèles basés sur la méthode de l'inclusion équivalente d'Eshelby [DERR97, BOUR94].

Le facteur essentiel contrôlant le module d'élasticité est la fraction volumique de renforts ; en revanche leur distribution influe très peu. Lloyd [LLOY94] a mesuré et comparé les modules d'Young d'un CMM A356+20%vol.SiC_p et de l'alliage non renforcé correspondant, jusqu'à une température de 500°C (Figure I-14). La dépendance du module d'élasticité à la température reflète celle du module de l'alliage non renforcé (mais avec un gain de l'ordre de 25 %) ; on comprend, au vu de la Figure I-14, l'intérêt que porte le monde industriel à l'utilisation des CMM à haute température : le CMM possède encore, à 400°C, une raideur égale à celle de l'alliage non renforcé à la température ambiante.

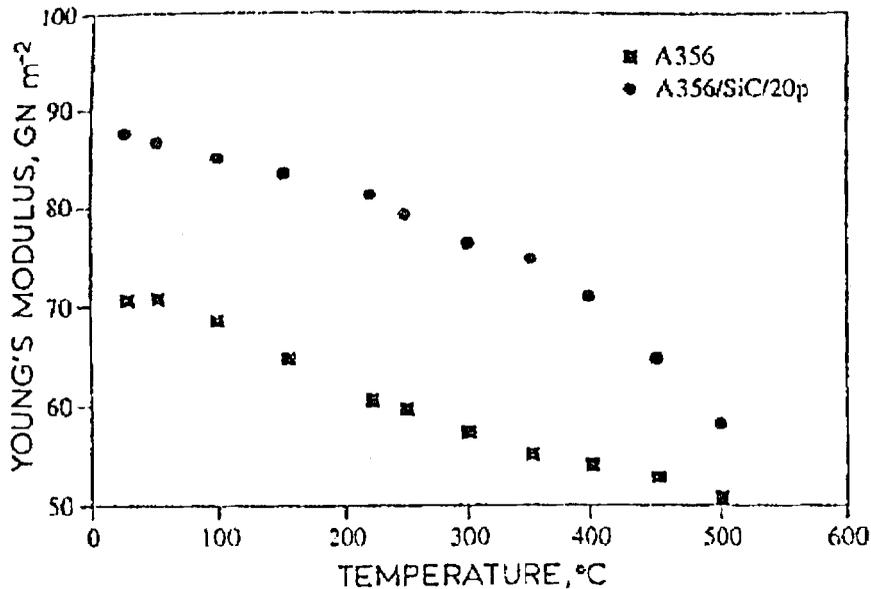


Figure I-14 : Variations du module d'Young de l'alliage A356 et composite A356+20%vol.SiC en fonction de la température [LLOY94].

1.3.1.1.2. Limite d'élasticité

La limite conventionnelle d'élasticité d'un alliage métallique est couramment définie à 0,2% de déformation plastique. Or les CMM s'écrouissent extrêmement rapidement au cours de la déformation, et s'écrouissent même déjà localement, au voisinage des particules, pendant le refroidissement après élaboration. Il paraît alors plus approprié d'utiliser, après dépouillement des essais de traction monotone, la limite conventionnelle d'élasticité à 0,02% de déformation plastique.

Pour Sekine et Chen [SEKI95], la plus grande limite d'élasticité du CMM A356+SiC_p, comparée à celle de l'alliage non renforcé A356, est due à une plus grande densité de dislocations (donc à une plasticité initiale plus importante) et à une réduction de la taille de sous-grains. Le modèle "shear lag" [COX52], qui considère que le transfert de charge matrice-renfort s'effectue par les contraintes tangentielles aux extrémités latérales des renforts (Figure I-15), conduit à une limite d'élasticité des CMM à renforts discontinus alignés :

$$\sigma_{yc} = \sigma_{ym}(V_r s/2 + V_m)$$

où σ_{yc} et σ_{ym} sont respectivement les limites d'élasticité du composite et de la matrice, V_r et V_m les fractions volumiques de renforts et de la matrice, et s est le rapport de forme des renforts.

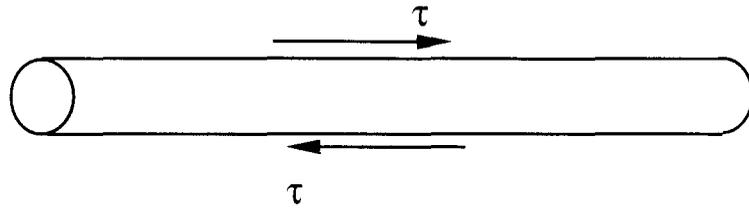


Figure I-15 : Contraintes tangentielles τ exercées par la matrice sur le renfort, suivant le modèle "shear lag" [COX52].

Pour les CMM Al/SiC_p, s est généralement inférieur à 2. σ_{yc} est dans ce cas inférieur à σ_{ym} . Pour y remédier, Nardone et Prewo [NARD86] proposent de modifier ce modèle en supposant que le transfert de charge s'effectue simultanément par les extrémités latérales et en bout des renforts (Figure I-16), lorsque le rapport de forme des renforts est petit. Ils obtiennent alors l'expression suivante :

$$\sigma_{yc} = \sigma_{ym} [V_r(s + 2)/2 + V_m]$$

L'augmentation de la limite d'élasticité prédite par cette expression est :

$$\Delta\sigma/\sigma_{ym} = (\sigma_{yc} - \sigma_{ym})/\sigma_{ym} = V_r s/2$$

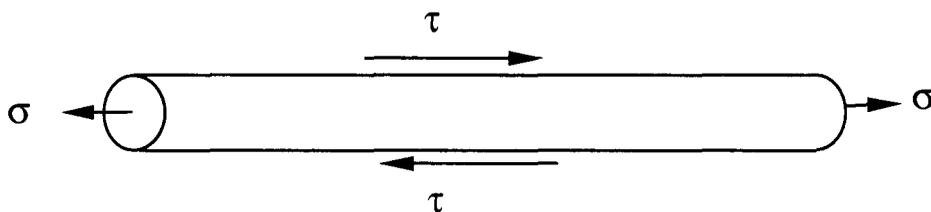


Figure I-16 : Contraintes normales σ en bout de renfort, suivant le modèle "shear lag" modifié [NARD86].

Les résultats expérimentaux [LLOR95] montrent que le modèle "shear lag modifié" prédit correctement l'augmentation de la limite d'élasticité des CMM élaborés par MP, dont les matrices possèdent généralement une forte résistance, mais sous-estiment celle des CMM dont la matrice est à base aluminium à faible résistance, tels que les alliages moulés.

Nair et al. [NAIR85] ont comparé un alliage Al-2024 et un CMM Al-2024+21%vol.SiC à différentes températures. La Figure I-17 montre une augmentation importante de limite d'élasticité due aux renforts aux basses températures (environ 75 MPa) ; elle est beaucoup plus faible en revanche au delà de 250°C.

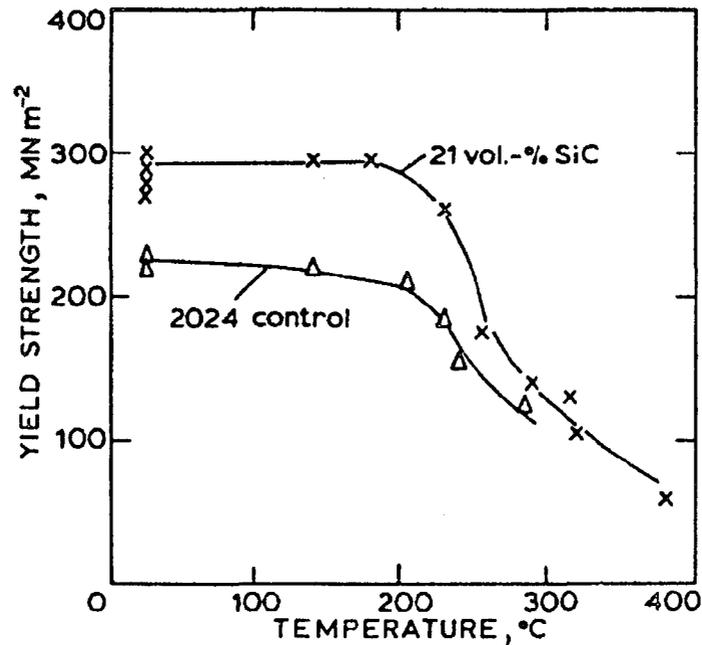


Figure I-17 : Variations de la limite d'élasticité de l'alliage Al-2024 et du composite Al-2024+21%vol.SiC, en fonction de la température [NAIR85].

I.3.1.2. Plasticité

I.3.1.2.1. Transfert de charge matrice/renforts

Dû à la différence entre les modules d'élasticité des deux phases du CMM, le transfert de charge de la matrice vers les renforts, lors d'une sollicitation de traction, est gouverné par les conditions de continuité des contraintes à l'interface et par la relative uniformité des contraintes dans le renfort. D'une manière générale, dans les CMM, les concentrations de contrainte et l'accumulation des déformations plastiques dans la matrice, au fur et à mesure de l'augmentation de la sollicitation extérieure, favorisent le transfert de charge vers les renforts. Mais elles dégradent la ductilité comme l'ont montré Xu et Watt lors d'une étude par EF sur une cellule élémentaire en 3D [XUA96]. La forte capacité des renforts à supporter la charge

implique, pour maintenir la structure en équilibre, un champ de déplacement (et donc de déformation) dans la matrice près de l'interface en relation avec les efforts mis en jeu près de l'interface dans le renfort. Ces champs induisent une déformation plastique rapide de la matrice près des renforts. Ces mêmes auteurs [XUB96] montrent que lors d'une sollicitation de traction monotone, l'accumulation des déformations plastiques dans la matrice entraîne dans un premier temps une relaxation des contraintes et une diminution de la capacité des renforts à supporter la charge ; puis apparaît un écrouissage de la matrice capable d'annihiler les effets de relaxation ; la concentration de contrainte augmente alors, pouvant même dépasser celle due à la différence de modules élastiques entre les deux phases. Parallèlement, la capacité des particules à supporter la charge augmente.

1.3.1.2.2. Ecrouissage

Le modèle d'écrouissage classiquement utilisé pour définir explicitement de manière analytique le comportement de la matrice plastique d'un CMM sous chargement monotone unidirectionnel est le modèle d'écrouissage isotrope, défini par les équations suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \\ \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \\ \varepsilon_p = \left\langle \frac{|\sigma| - \sigma_y}{K_y} \right\rangle^{M_y} \end{array} \right.$$

La dernière relation est généralement appelée relation de Ramberg-Osgood [LEMA96]. On peut la trouver sous sa forme inversée, dite relation de Ludwig :

$$\sigma = \sigma_y + K_y \varepsilon_p^{1/M_y}$$

où :

- σ_y est la limite d'élasticité de la matrice ;
- K_y est le coefficient de résistance plastique ;
- M_y est l'exposant d'écrouissage ;
- σ est la contrainte courante ;
- ε est la déformation courante ;
- ε_e est la déformation élastique (réversible) ;
- ε_p est la déformation plastique (irréversible).

Christman et al. [CHRI89] ont montré que, lors d'un essai de traction sur un CMM Al-2124+13,2%vol.SiC_w, l'exposant $1/M_y$, image du taux d'érouissage $d\sigma/d\epsilon$, est beaucoup plus élevé que celui de l'alliage non renforcé (Figure I-18) ; ceci est une conséquence de la triaxialité des contraintes dans la matrice, due à l'addition de whiskers SiC. Ce résultat a été confirmé par Liu [LIU96]. La Figure I-18 montre par ailleurs la sensibilité du taux d'érouissage au temps de vieillissement : il augmente avec le taux de vieillissement pour l'alliage mais diminue pour le composite.

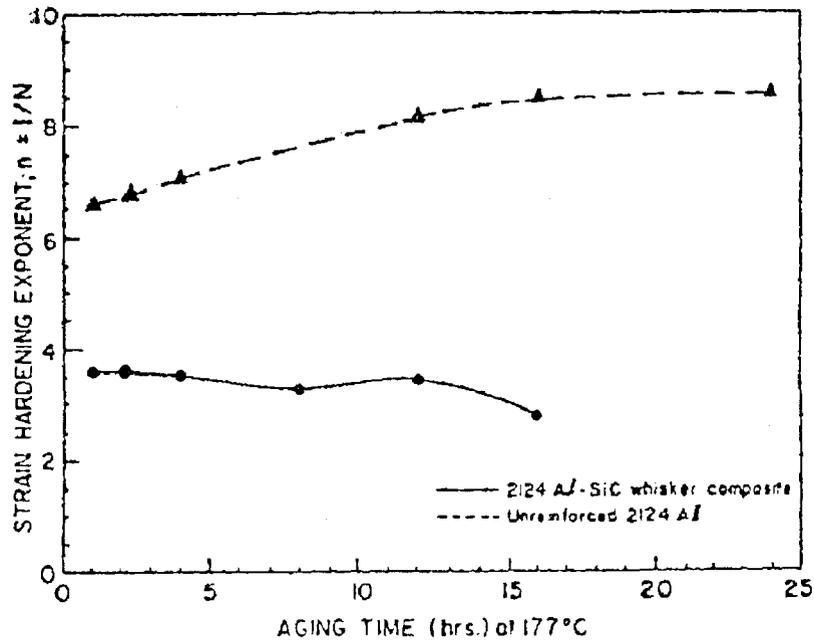


Figure I-18 : Variations de l'exposant d'érouissage, en fonction du temps de vieillissement à 177°C, d'un CMM Al-2124+13,2%vol.SiC_w et l'alliage Al-2124 [CHRI89].

1.3.1.2.3. Triaxialité des contraintes

Une étude numérique par EF sur une cellule élémentaire axisymétrique, menée par Christman et al. [CHRI89], a montré que, lors d'une sollicitation uniaxiale de traction monotone, le développement de contraintes triaxiales importantes dans la matrice d'un CMM Al/SiC_w, dû à la contrainte imposée par le renfort (de par sa forme et sa rigidité), contribue très fortement à la résistance mécanique. Tant que la déformation reste élastique, le taux de triaxialité (rapport de la contrainte hydrostatique sur la contrainte équivalente de Von Mises)

Dans la matrice augmente lentement. Mais lorsque la déformation plastique débute, et au fur et mesure de son développement, un rapide et important niveau de contraintes hydrostatiques apparaît. Ce niveau est notamment très élevé au voisinage des coins anguleux des whiskers. Par ailleurs, les contraintes hydrostatiques sont de traction dans la matrice, au niveau des extrémités des whiskers et au voisinage des coins anguleux, mais sont plutôt des contraintes hydrostatiques de compression dans la partie de matrice plastifiée comprise entre deux renforts, relativement loin de ceux-ci. Or le taux de triaxialité a une influence considérable sur l'endommagement ductile des matériaux métalliques par le processus de germination et croissance de cavités (cf. §I.3.2.3.1).

Les calculs numériques par EF de Xu et Watt [XUB96] ont par ailleurs confirmé que les propriétés plastiques des CMM soumis à une sollicitation de traction sont différentes de celles des alliages non renforcés correspondants, notamment à cause de l'augmentation considérable des contraintes hydrostatiques dans la matrice par addition de renforts quasi-rigides.

1.3.1.3. Influence des paramètres microstructuraux

1.3.1.3.1. Influence de la fraction volumique de renforts

Considérons la loi des mélanges : $\sigma_c = V_f \sigma_r + (1 - V_f) \sigma_m$

où :

- σ_r est la contrainte moyenne dans les renforts ;
- σ_m est la contrainte moyenne dans la matrice ;
- σ_c est la contrainte moyenne dans le composite ;
- V_f est la fraction volumique de renforts.

Les renforts étant plus rigides, ils ont une plus forte capacité à supporter la charge que la matrice : $\sigma_r > \sigma_m$. Donc l'augmentation de V_f entraîne celle de σ_c . Ceci est vrai si l'on considère un CMM non endommagé. Mais V_f ne doit pas être trop grand, car le caractère fragile des renforts céramiques devient alors prépondérant dans le comportement du CMM soumis à une sollicitation de traction, entraînant une rupture prématurée du composite.

Par une étude numérique par EF sur une cellule élémentaire, Xu et Watt [XUB96] montrent l'évolution de la réponse en contrainte d'un CMM Al/SiC_p en traction à un niveau

de déformation donné, en fonction de la fraction volumique de particules variant de 0 à 25 % (Figure I-19). Cette étude ne considère aucun endommagement du CMM pendant la sollicitation. Il apparaît clairement une augmentation non linéaire de la contrainte avec le taux de particules, qui s'accélère aux taux les plus élevées, d'autant plus que le niveau de déformation est grand. Physiquement, cela indique la capacité du composite à transférer la charge vers les particules. Néanmoins, les auteurs n'ont pas étudié la réponse du CMM pour des taux de renforts supérieurs à 25%. Or plusieurs études expérimentales [RACK88] ont montré l'effet néfaste d'une fraction volumique de particules trop élevée, notamment en terme de ductilité du composite. Ainsi, Lloyd [LLOY94] montre, sur un Al-6061 renforcé de particules SiC ou Al₂O₃, que l'allongement à rupture chute fortement avec l'augmentation du taux de renfort (Figure I-20). Llorca et al. [LLOR91] obtiennent un résultat analogue par une étude numérique par EF sur une cellule élémentaire axisymétrique, avec l'hypothèse d'une matrice endommageable par formation et croissance de cavités obéissant au modèle de Gurson-Tvergaard (cf. §I.3.2.3.2).

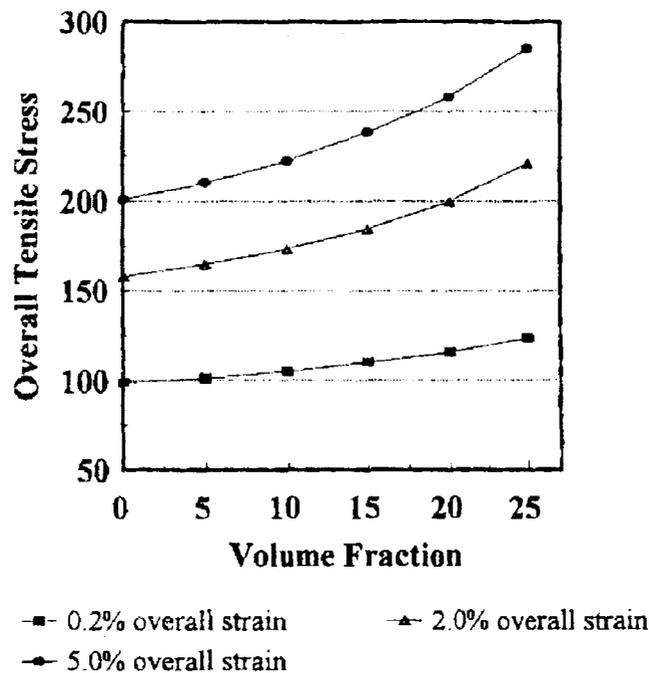


Figure I-19 : Variations de la contrainte moyenne d'un CMM Al/SiCp, en fonction de la fraction volumique de particules à des niveaux donnés de déformation (résultats numériques obtenus par EF sur une cellule élémentaire) [XUB96].

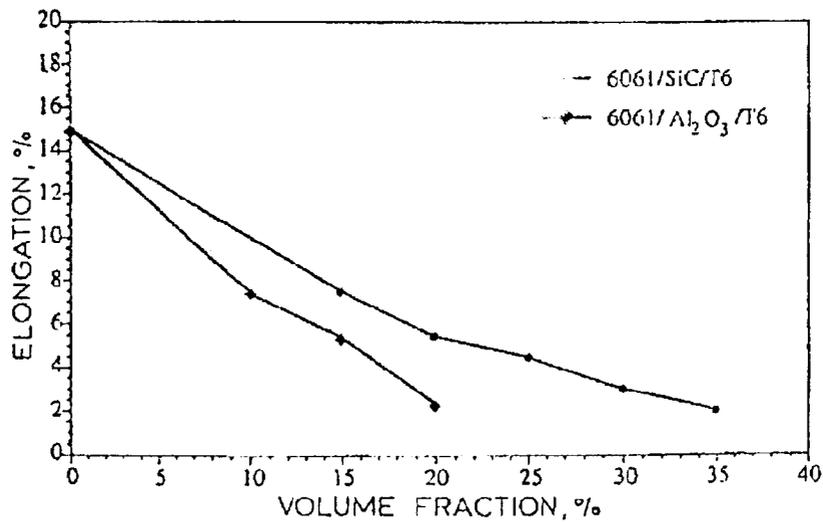


Figure I-20 : Variations de l'allongement à rupture en traction d'un alliage Al-6061 renforcé de particules SiC ou Al₂O₃ en fonction de la fraction volumique de renforts [LLOY94].

1.3.1.3.2. Influence du rapport de forme des renforts

Le rapport de forme d'une particule ou d'un whisker fait référence à la forme du renfort ramenée à deux dimensions : la plus petite dimension d_{\min} et la plus grande dimension d_{\max} de celui-ci, dans le plan d'observation (généralement en surface de l'échantillon à observer). On définit le rapport de forme en référence à un rectangle par $s=d_{\max}/d_{\min}$. Il est évident que dans tout CMM, tous les renforts ne possèdent pas le même rapport de forme ; on parlera donc de rapport de forme moyen des renforts, défini comme une moyenne sur un nombre de renforts représentatif de la microstructure du composite. Notons que, concernant les rapports de forme élevés (cas des whiskers), il conviendra de définir également l'orientation du whisker par rapport à l'axe de sollicitation ; ce n'est en général pas le cas pour les CMM à renforts particuliers. Plus le rapport de forme moyen est élevé, plus la raideur du renfort dans le sens longitudinal influencera la raideur du composite (cf. §1.3.1.1.1) et sa résistance (cf. §1.3.1.1.2).

Llorca et al. [LLOR91] ont montré l'influence du rapport de forme des renforts sur le comportement en traction monotone par une étude numérique par EF sur une cellule élémentaire axisymétrique d'un CMM Al-2124+12,5%vol.SiC_p. Les renforts étaient supposés orientés dans la direction de sollicitation. Le passage d'un rapport de forme de 1 à 2 augmente sensiblement la capacité du composite à s'écrouir, sans augmenter pour autant sa raideur

(Figure I-21), contrairement à ce que prédit l'expression analytique de Tsai-Halpin (cf. §I.3.1.1.1). Mais comme le fait remarquer justement Llorca [LLOR95], dans les études numériques, la prise en compte de la possibilité d'endommagement par rupture de particules montre que l'augmentation du rapport de forme ne fait pas augmenter continuellement la résistance du composite : il existe un rapport de forme optimum pour un renforcement maximum du CMM par rapport à l'alliage non renforcé correspondant.

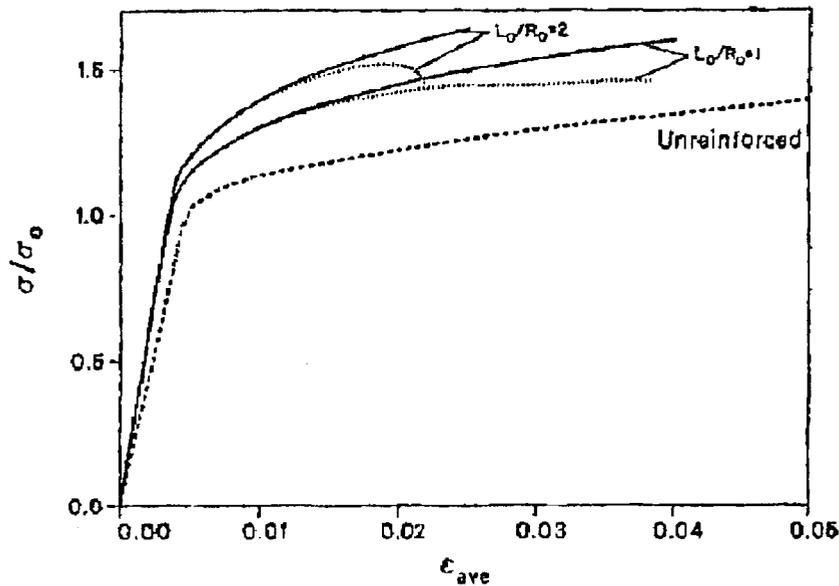


Figure I-21 : Prévisions par éléments finis de l'influence du rapport de forme de la particule, L_0/R_0 , sur le comportement en traction monotone d'un CMM Al-2124+12,5%vol.SiC_p. Les lignes continues sont relatives à une matrice dense ; les lignes pointillées sont relatives au composite possédant une matrice poreuse [LLOR91].

1.3.1.3.3. Influence de la taille de renfort

Pour définir la taille d'un renfort, on utilise les mêmes paramètres d_{min} et d_{max} que pour définir son rapport de forme. On définit alors la taille de la particule d en la considérant comme un rectangle, et en posant $d=(d_{min} \cdot d_{max})^{1/2}$. On définira là encore une taille moyenne de renforts, qui peut soit être évaluée par analyse d'images, soit être donnée par le fournisseur des renforts. La taille moyenne de renforts influence le comportement en traction monotone des CMM. En effet, l'aspect fragile des renforts céramiques est sensible à l'effet de taille : une

grande particule a une plus grande probabilité de se rompre qu'une petite. Si on ne considère pas cet effet endommageant, par exemple dans le domaine purement élastique, il n'y a évident pas lieu de penser que la taille des particules a un effet sur le comportement du composite lors d'une sollicitation de traction monotone. Seule la fraction volumique de particules doit être prise en compte. En revanche, le modèle analytique de Sekine et Chen [SEKI95] tient compte de la taille des particules, en considérant que les particules les plus petites, en s'agglomérant aux joints de grains, empêchent le grossissement des grains pendant l'élaboration, et donc influencent les caractéristiques mécaniques conformément à la loi de Hall-Petch (effet de taille de grain).

Doel et al. [DOEL93] ont étudié expérimentalement trois CMM Al-7075+11%vol.SiC_p (traitement T6) en traction monotone, se différenciant par leur taille moyenne de particules (5, 13 et 60 μm respectivement). Le Tableau I-2 donne la limite d'élasticité à 0,2% de déformation plastique, la résistance à la rupture et l'allongement à rupture de ces composites et de l'alliage non renforcé correspondant. On remarque tout d'abord que les caractéristiques de traction monotone de l'alliage non renforcé sont toutes supérieures à celles des trois CMM, quelle que soit la taille moyenne des particules. En fait, les alliages de la série 7XXX sont des alliages à très haute résistance mécanique, et l'addition de renforts peut mener dans ce cas à une chute de ces propriétés mécaniques telle que celle observée ici. Ce qui nous intéresse ici, c'est l'influence de la taille de particules. On note ainsi que le CMM possédant les particules les plus grosses (CMM-60μm) présente les moins bonnes caractéristiques. En revanche, le CMM-13μm possède des limites élastique et à rupture supérieures aux deux autres CMM, tandis que le CMM-5μm possède l'allongement à rupture le plus important. En conclusion, l'augmentation de la taille de particules diminue la ductilité, mais augmente le renforcement du composite jusqu'à une taille critique au-dessus de laquelle l'aspect fragile des particules est prépondérant et ne permet plus de renforcer le CMM.

Taille de particule (μm)	$R_{e0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A%
Al-7075	615	659	11,3
5	570	630	6,6
13	595	645	3,5
60	501	504	0,6

Tableau I-2 : Propriétés monotones d'un alliage Al-7075 (T6) et de 3 CMM Al-7075+11%vol.SiC_p, de tailles de particules respectives : 5, 13 et 60 μm [DOEL93].

1.3.1.3.4. Influence de la répartition des renforts

Même si les techniques actuelles d'élaboration tendent à homogénéiser les microstructures des CMM, l'homogénéité de répartition des renforts est encore loin d'être atteinte. Ainsi, les amas de particules ou whiskers seront des lieux de fortes concentrations de contraintes et seront des sites privilégiés d'endommagement et d'amorçage. Les matrices des CMM élaborés par voie liquide possèdent une structure dendritique, et l'ensemble précipités/renforts est repoussé dans l'espace interdendritique, entraînant une ségrégation des renforts, synonyme de lieux de concentrations de contraintes importantes [STRA90]. Lloyd [LLOY91] montre en effet que la rupture d'un CMM Al-6061+20%vol.SiC_p s'est initiée dans les amas de particules, à cause des importantes contraintes triaxiales dans la matrice, présentes dans ces amas. La rupture finale se produit ensuite par propagation à travers la matrice, entre les amas.

L'influence d'amas a par ailleurs été étudiée numériquement. Mammoli et Bush [MAMM95] ont simulé, lors d'une étude par EF sur une cellule élémentaire en 3D, l'effet de la présence d'amas de particules dans les CMM. Cette modélisation a mené à la même conclusion que celle formulée par Christman et al. [CHRI89] lors d'une étude par EF sur une cellule élémentaire en déformations planes : il n'existe qu'une faible altération (de l'ordre de 1%) de l'ensemble des propriétés de traction monotone en présence d'amas, synonyme d'un faible effet des amas. Mais ces deux études considèrent une matrice dense, alors que le fort taux de triaxialité dans les amas accélère la germination et la croissance des cavités.

L'agglomération de particules peut en effet causer la rupture prématurée du CMM à cause des grandes déformations plastiques locales engendrée dans la matrice environnante. Watt et Xu [WATT96], lors d'une étude par EF sur une cellule élémentaire en 3D, montrent bien que la contrainte hydrostatique dans la matrice comprise entre des particules voisines devient largement non uniforme lors d'une sollicitation de traction ; le taux de triaxialité augmente ainsi les amas, promouvant la germination et la croissance de cavités (cf. §I.3.2.3.2).

I.3.2. MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT EN TRACTION MONOTONE

Les mécanismes d'endommagement en traction monotone des CMM sont divers et complexes. Il faut évidemment considérer la rupture fragile des renforts, mais également les décohésions à l'interface matrice/renfort. Enfin, la matrice est un alliage à base aluminium, susceptible de subir un endommagement ductile. La rupture finale résulte de la combinaison de ces trois endommagements.

I.3.2.1. Rupture des renforts

En traction monotone, la rupture fragile des renforts a un effet endommageant immédiat, car les renforts rompus ne participent plus au renforcement du composite dans la direction de sollicitation. De plus, un renfort rompu est un site privilégié pour la germination de cavités dans la matrice qui, par croissance et coalescence, mèneront à la rupture finale.

Si on veut calculer la réponse d'un CMM en contrainte σ (contrainte moyenne) à une déformation constante ε de traction uniaxiale, il convient de considérer la fraction de particules rompues F_r à cette déformation donnée. Pour déterminer la contrainte, on peut partitionner la réponse en contrainte en deux termes : la réponse qu'aurait le CMM avec des renforts totalement intacts (σ_i) et la réponse qu'aurait le CMM avec des renforts totalement rompus (σ_r). La réponse globale du composite peut alors être définie par une loi des mélanges :

$$\sigma(\varepsilon) = F_r \cdot \sigma_r(\varepsilon) + (1 - F_r) \cdot \sigma_i(\varepsilon)$$

Cette expression suppose les renforts de taille et de répartition homogènes. Si on connaît les réponses $\sigma_i(\varepsilon)$ et $\sigma_r(\varepsilon)$, alors la connaissance de F_r permet de déterminer la réponse globale du CMM.

De nombreuses études expérimentales [BREC91, KIM92, KISE96, LLOR93, LLOY91, MAIR95, WANG95] ont confirmé l'effet de taille en rupture fragile : plus une particule est

grosse (plus un whisker est grand), plus sa probabilité de rupture est importante. Ainsi Llorca et al. [LLOR93] ont étudié, par analyse quantitative en microscopies optique et électronique à balayage, les mécanismes de rupture en traction monotone des particules d'un CMM Al-2618+15%vol.SiC_p. Ils ont noté qu'aucune particule de taille inférieure à 4 μm ne s'est rompue, alors que toutes celles dont la taille est supérieure à 17 μm se sont rompues. Ils ont également montré que l'on n'observait plus de particules rompues au delà d'une certaine distance de la surface de rupture finale de l'éprouvette. En revanche, lors d'essais de traction in situ dans un MEB, Derrien [DERR97] constate une assez bonne répartition de la rupture des particules dans un CMM Al-2080+20%vol.SiC_p, ce qu'ont aussi constaté Maire et al. [MAIR96] lors d'essais du même type sur un CMM Al-7079+15%vol.SiC_p. Il apparaît également, au vu de certaines observations sur des CMM extrudés Al-2124+SiC_p (de fractions volumiques 6, 12 et 18%), Al-2080+20%vol.SiC_p et Al-2618+15%vol.SiC_p [BOUR94, DERR97], que pour une même taille de renforts, ce sont les plus allongés dans le sens de la sollicitation qui ont le plus de chance de se rompre (Figure I-22).

Il y a donc, en plus de l'effet de taille (Figure I-23), un effet de rapport de forme et d'orientation du renfort quant à sa capacité à se rompre sous une déformation donnée.

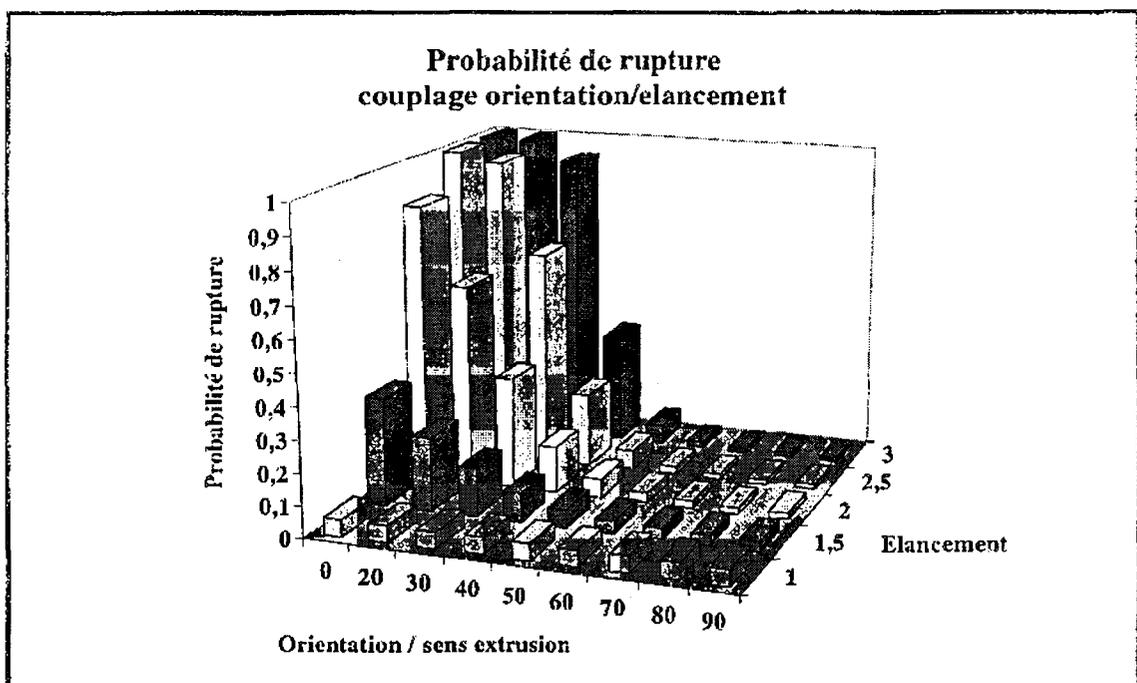


Figure I-22 : Probabilité de rupture des particules d'un CMM Al-2080+20%vol.SiC_p ; effet du couplage élancement/orientation [DERR97].

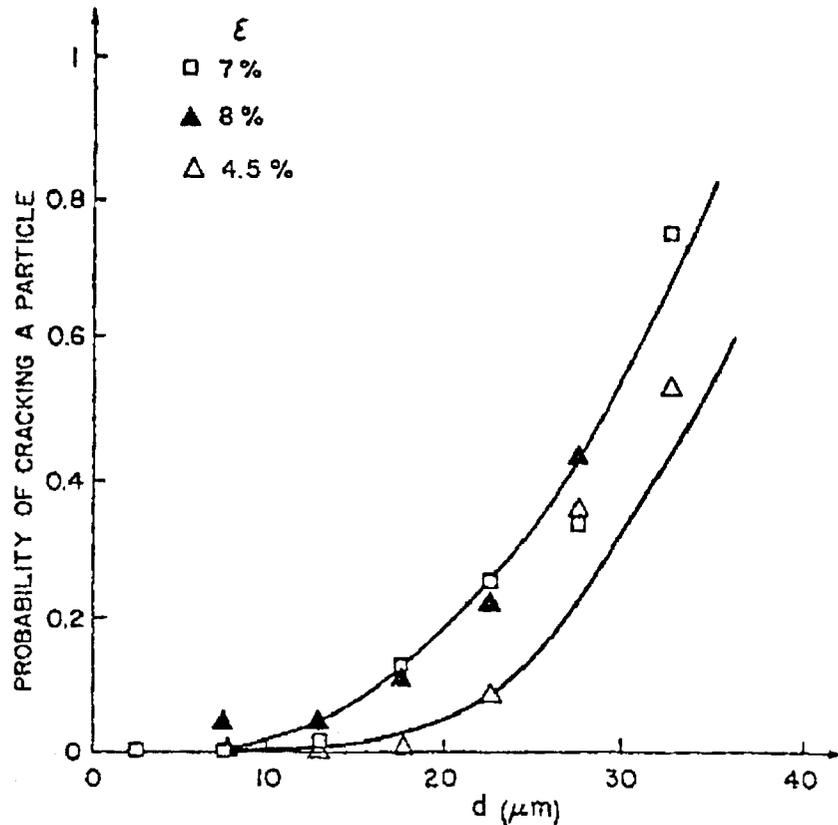


Figure I-23 : Probabilité de rupture des particules d'un CMM A356+ 20%vol.SiC_p à différents niveaux de déformation, en fonction de la taille des particules *d* [BREC91].

La probabilité de rupture d'un renfort est donc d'ordre statistique. C'est ainsi que la plupart des études numériques modélisant la rupture de renforts [GONZ96, KISE96] utilisent le modèle de Weibull, qui prédit la probabilité de rupture, *F*, pour un renfort de volume *V* soumis à une contrainte de traction moyenne σ_p par :

$$F = 1 - \exp \left\{ \frac{-V}{V_0} \left[\frac{\sigma_p}{\sigma_0} \right]^m \right\}$$

où *m* est appelé module de Weibull, *V*₀ et σ_0 sont deux constantes, homogènes respectivement à un volume et à une contrainte, introduites pour rendre la probabilité adimensionnelle. Si le volume des renforts (qui n'est pas uniforme) peut être caractérisé par une fonction densité de probabilité de type gaussienne *p(V)*, la probabilité d'avoir un renfort de taille *V* est donnée par *p(V)dV*. La fraction de renforts rompus, *ρ*, est alors donnée par :

$$\rho = \int_V p(V) F dV$$

En rapport avec les observations expérimentales, Gonzales et Llorca [GONZ96] proposent une densité de probabilité de répartition de taille de renfort de la forme :

$$p(V) = \frac{4V}{\bar{V}^2} \exp\left\{\frac{-2V}{\bar{V}}\right\}$$

où $\bar{V} = \bar{D}^3$ est le volume moyen d'un renfort et \bar{D} est sa taille moyenne.

I.3.2.2. Décohésion interfaciale

Comme nous l'avons vu au §I.2.5, l'interface joue un rôle prépondérant dans le comportement mécanique des CMM. Si, sous l'action d'une sollicitation extérieure, les efforts mis en jeu à l'interface sont supérieurs aux efforts de cohésion, il y aura rupture de l'interface ou "décohésion". La décohésion peut avoir lieu par cisaillement (mode II) ou par ouverture (mode I). Comme pour la rupture de renforts, la décohésion interfaciale entraîne deux types d'endommagement. D'une part, la décohésion supprime une large contribution du renfort au support de la charge ; le renfort est libéré d'une partie des contraintes, que la matrice doit alors supporter. D'autre part, la décohésion interfaciale est elle-même source de formation de cavités pouvant, par croissance et coalescence, entraîner la rupture ductile de la matrice [NUTT87].

La prise en compte de la décohésion renfort/matrice pour évaluer la résistance d'un CMM nécessite la détermination de la résistance interfaciale. Teng et Boyd ont proposé un modèle analytique permettant de calculer cette résistance en mode I [TENG94]. Il s'agit d'un modèle de partition de la contrainte critique entre la matrice, les renforts et l'interface. En utilisant la valeur de 2000 MPa comme contrainte à rupture d'une particule SiC, ce critère aboutit à une résistance interfaciale en mode I de 469 MPa. Ce qui représente environ trois fois la contrainte à rupture des composites de matrice aluminium pur et cinq fois celle de l'aluminium pur (à 99%), matériaux qui ont été pris comme référence par les auteurs. Mais localement, cette valeur peut être rapidement atteinte du fait du désaccord élastique entre le renfort et la matrice. Cette valeur est néanmoins beaucoup plus faible que la résistance interfaciale calculée analytiquement par Flom et Arsenault [FLOM86] qui était 1690 MPa pour un CMM Al-6061+SiC_p. Leur modèle suppose un matériau à écrouissage linéaire avec

une limite d'élasticité nulle, ce qui a pour effet de surestimer la concentration de contrainte au voisinage de l'interface, du fait de l'importante accumulation de déformation plastique avant la rupture.

Lee et Subramanian [LEE92], dans leurs calculs par EF sur une cellule élémentaire axisymétrique concernant un Al-6061+SiC_p, ont supposé que la résistance interfaciale était égale à la contrainte de traction maximale dans la matrice au niveau des pôles de la particule correspondant à la direction de chargement. Ils ont prédit une valeur de 1,5 fois la contrainte à rupture du CMM (qui est de 300 à 400 MPa), soit entre 450 et 600 MPa.

D'autres auteurs [THIO94, TVER95] proposent plutôt, quelque soit le mode de sollicitation, l'utilisation d'un critère permettant de combiner, au niveau de l'interface, les contraintes normales et tangentielles relativement à la direction de sollicitation. Mais il est alors impératif de tenir compte de l'orientation des renforts, s'ils ne sont pas équiaxes.

Izawa et al. [IZAW96] ont réalisé des essais de type "push out" sur plusieurs types de céramiques noyées dans des alliages d'aluminium élaborés par squeeze casting, dans le but d'estimer la résistance au cisaillement de l'interface renfort/matrice et de déterminer les facteurs influant sur celle-ci. La mesure de la résistance au cisaillement (mode II) entre l'aluminium et le SiC a été évaluée à environ 50 MPa. La composition de la matrice et la rugosité des céramiques influent fortement sur cette résistance au cisaillement interfacial. Par ailleurs, celle-ci augmente avec l'augmentation de la différence entre les coefficients de dilatation thermique des deux phases, et diminue avec l'augmentation de température.

Lors d'essais de traction in situ dans un MEB, Maire et al. [MAIR95] ont effectivement observé des décohésions à l'interface particule/matrice d'un CMM Al-7049+15%vol.SiC_p, néanmoins apparues plus rarement que les ruptures de particules, et généralement à des valeurs de déformations plastiques plus importantes. D'autres essais du même type, réalisés par Da Silva et al. [DASI89], avaient mené à la même conclusion.

Nutt et Needleman [NUTT87], lors d'observations au MET sur un CMM Al-6061+20%vol.SiC_w, remarquent que la décohésion matrice/whisker est plus marquée et surtout plus localisée (aux extrémités du whisker, dans le plan perpendiculaire à la direction de sollicitation : mode I) que dans les CMM renforcés de particules, à cause de la géométrie particulière des whiskers. En effet, à des niveaux de contrainte macroscopique relativement bas, le profil "pointu" des extrémités des whiskers provoque des déformations plastiques localisées plus élevées que celles engendrées au voisinage de particules.

I.3.2.3. Endommagement ductile de la matrice

I.3.2.3.1. Mécanismes d'endommagement ductile

Sur la plupart des faciès de rupture des CMM sollicités en traction monotone, on observe diverses populations de cupules, caractéristiques d'un comportement plastique ductile de la matrice [GENI98, HE98, HOTT94, MUMM93]. Le processus d'endommagement puis de rupture ductile se décompose en trois phases : (i) germination, (ii) croissance, (iii) coalescence de cavités.

Il existe quasiment dans tout matériau métallique, une fraction de porosité initiale, résultant de l'élaboration (microretassures, soufflures...). Par ailleurs, le processus de germination de cavités dans les CMM peut résulter de différents phénomènes : rupture de renforts ; décohésion à l'interface matrice/renfort ; rupture de précipités ; décohésion à l'interface précipité/dendrite dans le cas de CMM moulés. Les cavités initiales et celles qui ont germé sont ensuite susceptibles de croître. Pendant cette période de croissance, de nouvelles cavités peuvent germer. La coalescence est la phase qui entraîne le processus de rupture finale. Ce sont la croissance et la coalescence des cavités qui donnent l'aspect à cupules des faciès de rupture.

D'après He et al. [HE98], pour les CMM Al-Al₃Ti, le diamètre des cupules germées sur des particules est plus grand que la taille de la particule correspondante (d'où est née la cupule par rupture de la particule). Pour ces auteurs, si la distance interparticulaire est assez petite (c'est à dire la fraction volumique de particules suffisamment grande), la croissance de cavités se terminera par un contact direct et une coalescence des cavités voisines. Ainsi, augmenter la distance interparticulaire (c'est-à-dire diminuer la fraction volumique de particules) permettra aux cavités de croître de manière plus importante, donc d'améliorer la ductilité des CMM.

Dans certains CMM, ce ne sont pourtant pas les particules mais les précipités intermétalliques qui sont à l'origine des cupules. Par exemple, Mummery et al. [MUMM93] considèrent, après plusieurs observations fractographiques au MEB, que le principal processus de germination de cavités lors d'un essai de traction monotone d'un CMM Al-5050+5%vol.SiC_p, est la rupture fragile de précipités.

1.3.2.3.2. Modèle de Gurson-Tvergaard

L'influence de la contrainte hydrostatique et de la fraction volumique de cavités sur le processus de rupture ductile par germination, croissance et coalescence de cavités, est importante. Aussi, pour rendre compte du comportement mécanique de ces matériaux, il faut une loi d'écoulement plastique prenant en compte la contrainte hydrostatique et la fraction volumique de cavités. Plusieurs modèles ont été proposés dans ce sens, le plus utilisé aujourd'hui étant celui de Gurson-Tvergaard.

Etudiant une cellule élémentaire de matière contenant une cavité en son centre et se basant sur les principes de la mécanique des milieux poreux, Gurson [GURS77] propose, pour un matériau rigide parfaitement plastique, un potentiel de dissipation plastique de la forme :

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y} \right)^2 + 2f \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_y} \right) - 1 - f^2$$

où :

- σ_m est la contrainte hydrostatique ;
- σ_{eq} est la contrainte équivalente au sens de Von Mises ;
- σ_y est la limite d'élasticité ;
- f est la fraction volumique de cavités.

Tvergaard [TVER82] modifie le modèle de Gurson par l'introduction de trois constantes supplémentaires, q_1 , q_2 et q_3 , permettant d'obtenir une meilleure corrélation entre le modèle et les analyses numériques. Le potentiel de dissipation est alors défini par :

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y} \right)^2 + 2fq_1 \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_y} \right) - 1 - q_3 f^2$$

Tvergaard propose les valeurs suivantes des trois constantes introduites :

$$q_1 = 1,5 \quad q_2 = 1 \quad \text{et} \quad q_3 = q_1^2$$

Le calcul des contraintes, comme pour les matériaux denses de Von Mises, utilise la règle de normalité, supposée ici valable dans le cas des matériaux poreux :

$$\overline{d\varepsilon^p} = d\lambda \frac{\partial \phi}{\partial \underline{\underline{\sigma}}}$$

où $\overline{d\varepsilon^p}$ est le tenseur incrémental de déformation plastique.

L'accroissement df de la fraction volumique de cavités f peut être décomposé en deux parties : l'une correspondant à la germination de nouvelles cavités, df_n , et l'autre correspondant à la croissance des porosités existantes, df_g :

$$df = df_n + df_g$$

La croissance de cavités se fait à partir d'une fraction volumique de cavités f_0 , préexistant dans le matériau (cf. §VIII.3.1). La loi de croissance est déterminée par la loi de conservation de la masse :

$$df_g = (1-f)d\overline{\varepsilon^p} : \overline{\mathbb{1}}$$

où $\overline{\mathbb{1}}$ est le tenseur unité du second ordre.

La loi de germination est beaucoup plus difficile à déterminer, le processus étant assez complexe. Une formulation générale de cette loi a été proposée par Needleman et Rice [NEED78] :

$$df_n = A d\varepsilon_{eq}^p + B (d\sigma_{eq} + cd\sigma_m)$$

Cette formulation fait apparaître un terme lié à la déformation plastique, avec A fonction de celle-ci, et un terme lié au tenseur des contraintes, avec B fonction de σ_{eq} et σ_m . Dans le cas d'une germination sur des particules de petite taille (de l'ordre du μm), Chu et Needleman [CHU80] proposent une loi de type gaussienne définie par :

$$df_n = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{\varepsilon_{eq}^p - \varepsilon_N}{S_N}\right)^2\right) d\varepsilon_{eq}^p$$

où :

- f_N est la fraction volumique de particules sites de germination ;
- ε_N est la valeur moyenne de déformation de la loi normale de germination ;
- S_N est l'écart type de cette loi normale.

Pour modéliser la rupture, il faut introduire un critère traduisant la condition de rupture du matériau par coalescence des vides [NEED84]. Ce critère n'est pas présenté ici car ce n'est pas le processus de rupture finale qui nous intéresse.

De nombreux auteurs ont utilisé le modèle de Gurson-Tvergaard pour analyser numériquement le comportement des CMM Al/SiC à matrice ductile. On peut citer par exemple [GENI98, HE98, LLOR91, STEG98].

I.3.3. PROPRIETES SOUS SOLLICITATIONS CYCLIQUES UNIAXIALES DE TRACTION-COMPRESSION

Ce paragraphe s'attachera surtout à présenter les différents micromécanismes de déformation cyclique observés lors d'études du comportement en fatigue plastique oligocyclique de CMM sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression. Tout d'abord, nous parlerons des phénomènes d'adoucissement et de durcissement cyclique rencontrés. Puis une part importante sera consacrée aux mécanismes d'endommagement en fatigue des CMM, principalement en termes de propagation de fissures.

I.3.3.1. Durcissement et adoucissement cycliques

Les micromécanismes de déformation cyclique des CMM sont loin d'être parfaitement compris et de ce fait, il n'y a pas de "vérité" sur le sujet. Ainsi, de nombreuses études ont été réalisées dans le but d'expliquer le durcissement et/ou l'adoucissement par déformation cyclique, le cumul de déformation plastique, la relaxation des contraintes. Il est évident que le comportement en fatigue dépend, comme les autres propriétés mécaniques, de nombreux paramètres microstructuraux tels que les natures de la matrice et des renforts, le traitement thermique (notamment les conditions de vieillissement), la morphologie et l'orientation des renforts, leur fraction volumique... Sauf mention contraire, les différents résultats de la littérature qui seront présentés dans cette partie concernent des essais de fatigue pilotés en déformation totale imposée (à rapport de charge $R_\epsilon = 0.1$ ou $R_\epsilon = -1$).

Concernant la modélisation de ces matériaux sous sollicitations cycliques, la combinaison d'un écrouissage isotrope non linéaire et d'un écrouissage cinématique non linéaire [LEMA96] semble très appropriée, car elle permet de rendre compte de la plupart des phénomènes cycliques tels que le durcissement cyclique, l'effet Bauschinger, l'effet de rochet... Ce modèle est en effet capable de simuler le comportement cyclique d'un grand nombre de matériaux, et des métaux en particulier (Annexe A).

1.3.3.1.1. Déformation plastique cumulée

Poza et Llorca [POZA95] comparent le comportement sous sollicitations de fatigue plastique oligocyclique d'un CMM Al-2014+15%vol. Al_2O_3 à son comportement monotone. Lors d'une sollicitation monotone, les mécanismes de renforcement du composite sont dus au transfert de charge de la matrice vers le renfort, amplifiant le développement de fortes contraintes triaxiales. En revanche, en fatigue plastique oligocyclique, les niveaux de triaxialité n'augmentent que modérément et le mécanisme principal de renforcement du composite est le durcissement par écrouissage cyclique de la matrice (cycle après cycle), induit par l'accumulation progressive des déformations plastiques. A bas niveau de déformation plastique, la capacité de la matrice à s'écrouir est plus grande et le composite durcit très rapidement lors des premiers cycles. Après un certain nombre de cycles, d'importantes déformations plastiques cumulées sont atteintes, le composite se trouve alors dans un état stabilisé, qu'il conserve aux cycles suivants. Les cycles précédant la rupture montrent bien souvent un abaissement du niveau de contrainte. Les origines possibles de cet abaissement sont : la localisation de la déformation dans la matrice sous forme d'intenses bandes de glissement ("adoucissement" à proprement parler) ; la rupture de renforts ; la formation de cavités dans la matrice. Dans les deux derniers cas, on parle plutôt "d'endommagement". Les auteurs suggèrent toutefois, concernant les CMM à matrice aluminium en général, que l'alliage non renforcé correspondant dispose d'une plus grande propension à développer des bandes de glissement que le composite, c'est-à-dire qu'il est plus sujet à de la déformation plastique localisée et à de l'adoucissement cyclique. Ce phénomène est attribué à une taille de grain plus petite dans le composite, qui réduit la longueur de glissement libre des dislocations et tend à supprimer la formation de bandes de glissement persistantes. La présence de renforts céramiques conduit à une homogénéisation du glissement.

1.3.3.1.2. Influence du traitement thermique

Wang et al. [WANG96] ont étudié le comportement de durcissement et d'adoucissement cyclique d'un CMM Al-6061+22%vol. SiC_w (Figure I-24) et de l'alliage non renforcé correspondant (Figure I-25) dans les trois conditions suivantes : sous-vieillessement ; vieillessement optimal ; survieillessement.

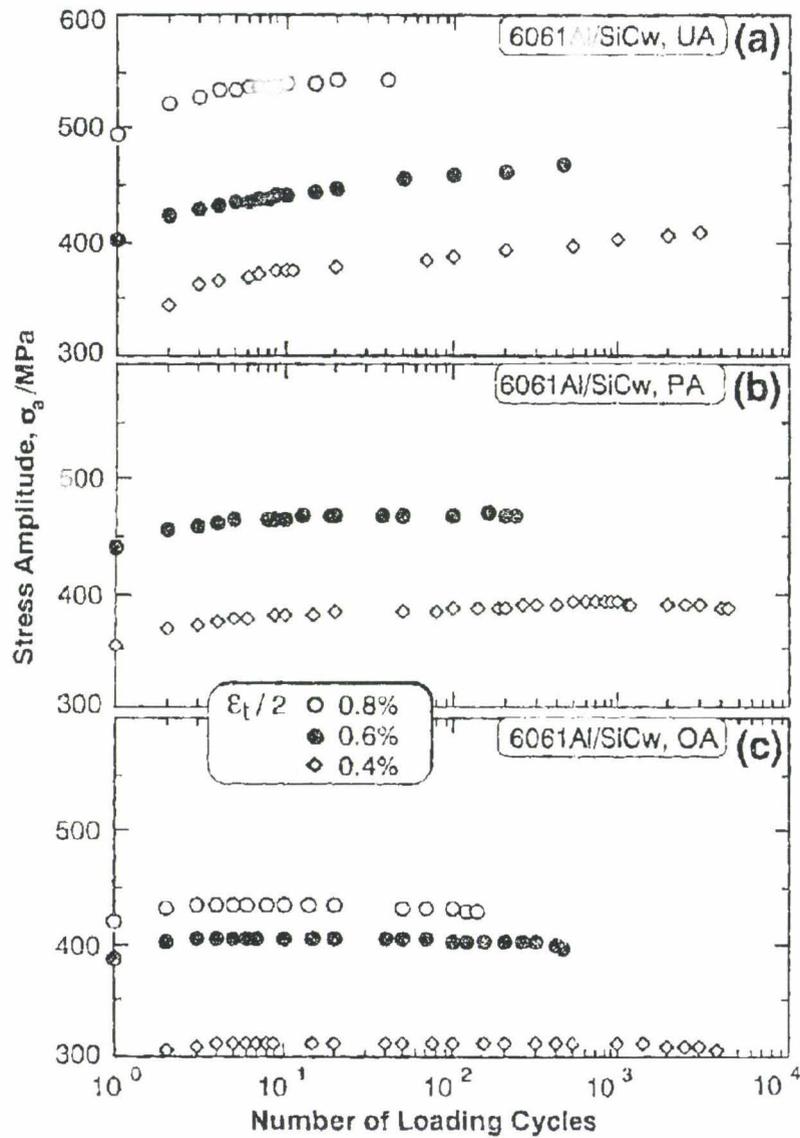


Figure I-24 : Réponse en contrainte à une déformation cyclique imposée, d'un CMM Al-6061+22%vol.SiC_w, dans différentes conditions de vieillissement [WANG96] :
 a) sous-vieillessement, b) vieillissement optimal, c) survieillessement.

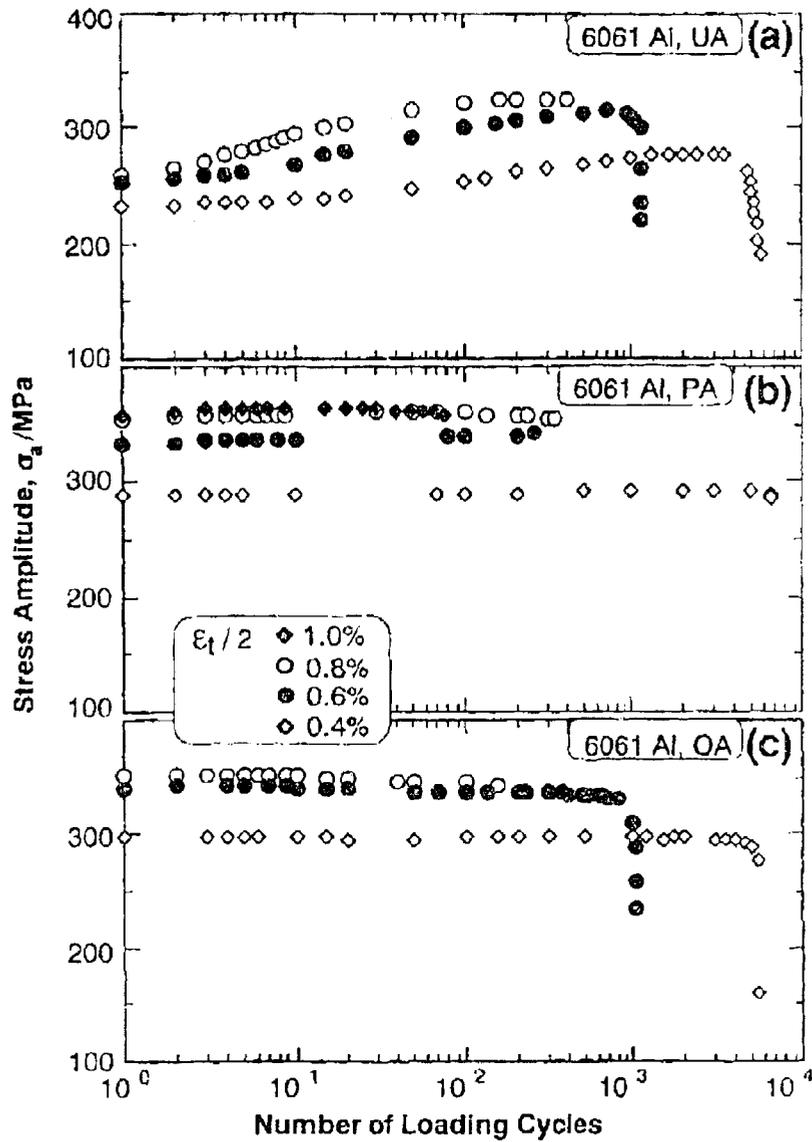


Figure I-25 : Réponse en contrainte à une déformation cyclique imposée d'un alliage Al-6061 dans différentes conditions de vieillissement [WANG96] : a) sous-vieillissement, b) vieillissement optimal, c) survieillissement.

Le CMM montre un durcissement initial quelle que soit l'amplitude de déformation imposée et quelles que soient les conditions de vieillissement. En outre, le durcissement cyclique du CMM diminue avec la durée de vieillissement. Le CMM survieilli présente une légère chute de contrainte durant quelques cycles après le durcissement initial. Les auteurs attribuent ce phénomène à la fragilisation du CMM survieilli, par formation de gros précipités fragiles et d'une zone libre de précipitation près de l'interface matrice/whisker, menant à la rupture interfaciale. Aucune chute de contrainte n'apparaît dans le CMM juste avant la rupture brutale de l'éprouvette. Les auteurs expliquent ce phénomène par la présence de whiskers, qui confère au CMM un caractère moins ductile que celui de l'alliage non renforcé.

L'alliage Al-6061 présente des niveaux de contrainte, engendrés par la déformation cyclique imposée, beaucoup moins élevés, du fait de sa plus faible raideur. Seul le matériau sous-vieilli durcit initialement.

L'alliage non renforcé survieilli s'adoucit de manière significative bien avant la rupture de l'éprouvette, surtout à haut niveau de déformation cyclique imposée. La chute de la contrainte durant les derniers cycles est attribuée à l'endommagement de l'éprouvette, par amorçage et propagation de fissures, menant à une réduction importante de raideur.

1.3.3.1.3. Influence de la taille des renforts

Han et al. [HAN95] ont étudié l'influence de la taille des particules SiC sur le comportement en fatigue oligocyclique d'un CMM Al/SiC_p (la nature de la matrice n'était pas précisée). Deux CMM étaient étudiés avec des tailles moyennes de particules de 10 μm et 32 μm respectivement. Après un durcissement initial durant seulement 2 ou 3 cycles (Figure I-26), les deux composites montrent un adoucissement cyclique continu, tandis que l'alliage non renforcé montre un durcissement cyclique initial, puis une stabilisation, suivie d'un second stade de durcissement. Pour une amplitude de déformation imposée donnée, la contrainte est supérieure pour les deux CMM, celle-ci étant plus élevée pour la plus petite taille de particules. Mais l'adoucisement cyclique est plus intense pour le composite ayant les particules les plus grosses.

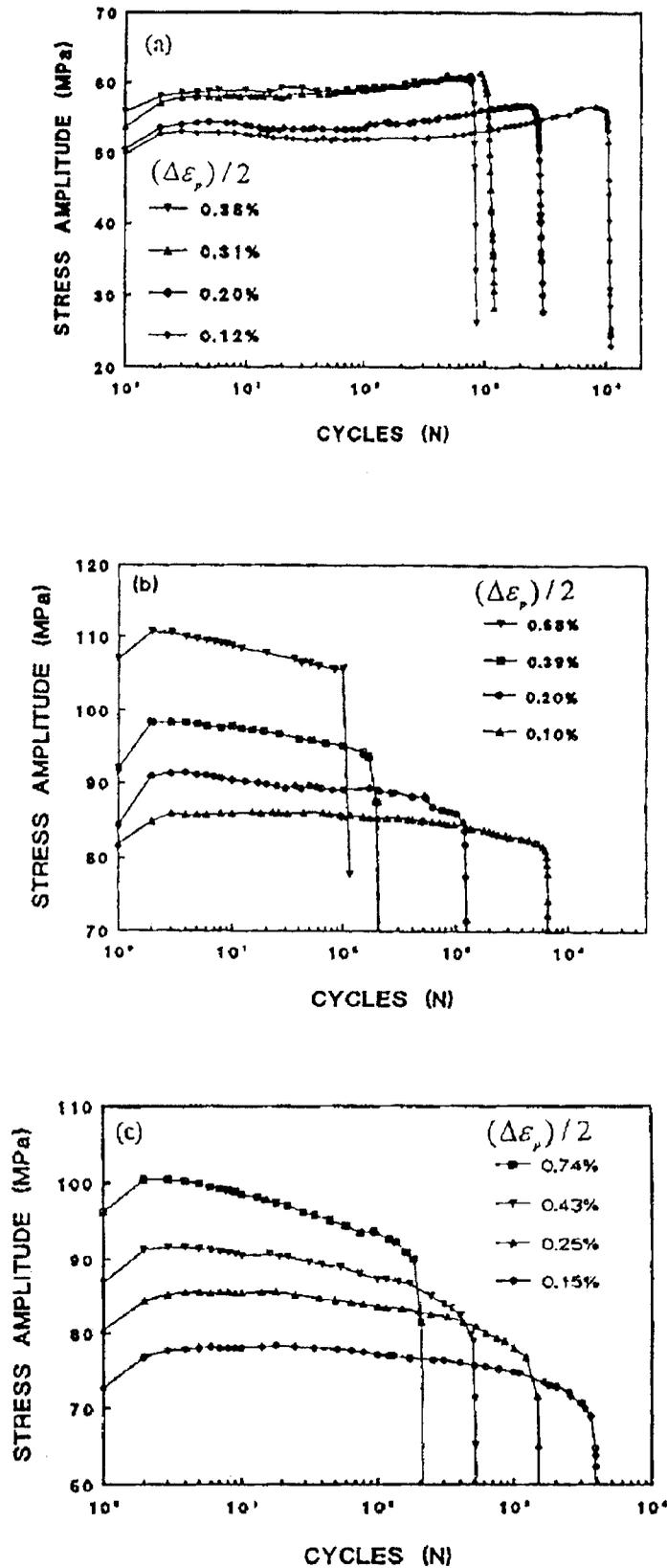


Figure I-26 : Réponse en contrainte à une déformation cyclique imposée d'un CMM Al/SiC_p et de l'alliage non renforcé : a) alliage non renforcé, b) composite renforcé de particules de 10 μm , c) composite renforcé particules de 32 μm [HAN95].

1.3.3.1.4. Influence de la fraction volumique de renforts

Llorca et al. [LLOR92, LLOR93], lors d'une étude numérique par EF sur une cellule élémentaire modélisant un CMM de type Al/SiC_p (la nature de la matrice n'était pas précisée), ont étudié l'influence de la fraction volumique de renforts sur le durcissement cyclique de ces matériaux. Leurs calculs prédisent que le taux d'érouissage $d\sigma/d\epsilon$ et la limite d'écoulement plastique σ_y , sous sollicitations cycliques, augmentent avec le taux de renforts SiC. Pourtant, expérimentalement, Srivatsan et Auradkar [SRIV92] ont observé l'effet inverse, à savoir que l'augmentation de la fraction volumique de particules d'un CMM Al-2124+ (20, 25 ou 30) % vol.SiC_p, atténue l'effet durcissant rencontré lors d'une sollicitation cyclique (Figure I-27). En effet, la nous montre par exemple que, passer d'une demi-amplitude de déformation plastique imposée de 0,09% à 0,26% augmente le niveau maximal atteint en contrainte de 100 MPa, dans le cas où $V_f = 20\%$; passer d'une demi-amplitude de déformation plastique imposée de 0,09% à 0,23% augmente le niveau maximal atteint en contrainte de 60 MPa uniquement, dans le cas où $V_f = 25\%$. La contradiction vient probablement du fait que la modélisation ne tient pas compte de l'influence de la fraction volumique de renforts sur l'état de précipitation et la densité de dislocations dans la matrice. En effet, comme il a été vu précédemment, l'augmentation de la fraction volumique de renforts augmente dans le composite le nombre de précipités créés à l'interface matrice/renfort ; elle augmente également la densité de dislocations créées par le refroidissement pendant la trempe, dû à la différence entre les coefficients de dilatation thermique des deux constituants. Ces deux phénomènes sont probablement responsables de la capacité décroissante de la matrice à s'érouir cycliquement avec l'augmentation de la fraction volumique de renforts.

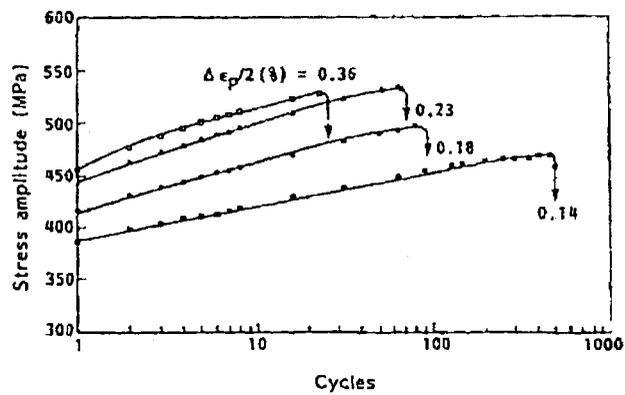
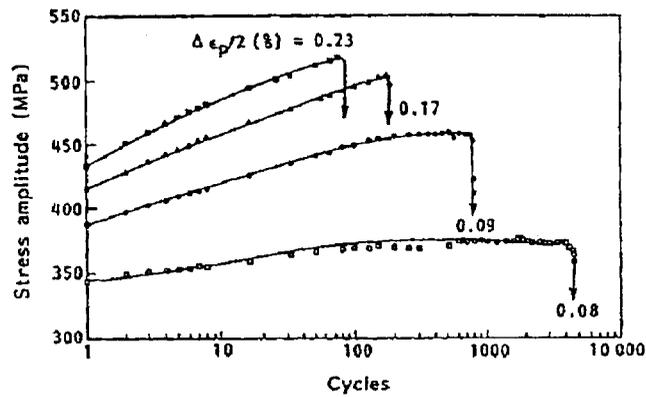
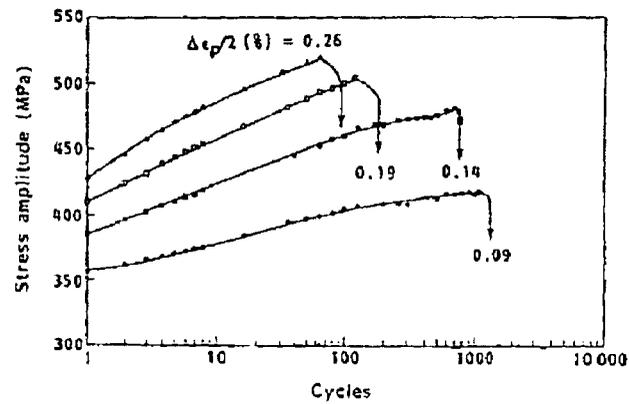


Figure I-27 : Réponse en contrainte à une déformation cyclique imposée d'un CMM Al-2124 renforcé de particules SiC [SRIV92] : a) $V_f=20\%$, b) $V_f=25\%$, $V_f=30\%$.

I.3.3.2. Durées de vie

La question pour le monde industriel est de savoir si l'addition de renforts SiC permet d'augmenter la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium. Il conviendra néanmoins de distinguer durée de vie en déformation imposée, et durée de vie en contrainte imposée. La réponse à cette question n'est malheureusement pas unique. Elle dépend de nombreux paramètres, tels que les natures de la matrice et des renforts, le traitement thermique, la taille des renforts ou le type de pilotage.

I.3.3.2.1. Influence du traitement thermique

Lors d'essais pilotés en déformation totale, Wang et al. [WANG96] ont étudié expérimentalement les durées de vie en fatigue oligocyclique d'un CMM Al-6061+22%vol.SiC_w et celles de l'alliage non renforcé, ainsi que l'influence du vieillissement sur ces durées de vie. La Figure I-28 présente leurs résultats, en termes d'amplitude de déformation totale (a) et d'amplitude de déformation plastique (b). En termes de déformation totale, dans les trois états de vieillissement, le composite présente une durée de vie plus faible que l'alliage non renforcé. Par ailleurs, le composite, comme l'alliage non renforcé, dans les états sous-vieilli (UA) et vieilli de manière optimale (PA), possèdent des durées de vie équivalentes. En revanche, les matériaux survieillis (OA) présentent un comportement différent : l'alliage OA possède la durée de vie la plus courte, comparée aux états PA et UA, tandis que le composite OA a une durée de vie plus longue, comparée aux états UA et PA (Figure I-28a). En termes de déformation plastique en revanche, le CMM survieilli montre la résistance à la fatigue plastique oligocyclique la plus élevée (Figure I-28b).

I.3.3.2.2. Influence de la taille de renfort

Han et al. [HAN95] ont étudié l'influence de la taille des particules sur les durées de vie en fatigue oligocyclique des composites Al/SiC_p (la matrice n'est pas précisée). Ils ont montré, lors d'essais pilotés en déformation totale, que l'augmentation de la taille moyenne des renforts tend à diminuer la durée de vie à bas niveau de déformation, mais tend à l'augmenter à haut niveau (Figure I-29).

Tokaji et al. [TOKA99] obtiennent les mêmes résultats lors d'essais de flexion rotative sur des alliages Al-2024 renforcés de particules SiC de 5, 20 ou 60 μm . L'influence de la taille

des particules peut être expliquée par la taille de la zone plastique au voisinage des particules dans la matrice : plus les particules sont grosses, plus cette zone est grande. A bas niveau de déformation plastique, l'accumulation de déformation plastique au cours du cyclage est très importante. A haut niveau de déformation plastique, la matrice se déforme rapidement dès les premiers cycles et dans toute la matrice (pas seulement dans la zone avoisinant les particules).

D'autre part, la probabilité pour que les petites particules se rompent est très faible par rapport à celle des grosses particules. Ainsi la matrice dans le composite à grosses particules s'endommage plus rapidement, menant alors à une plus faible durée de vie de ce composite.

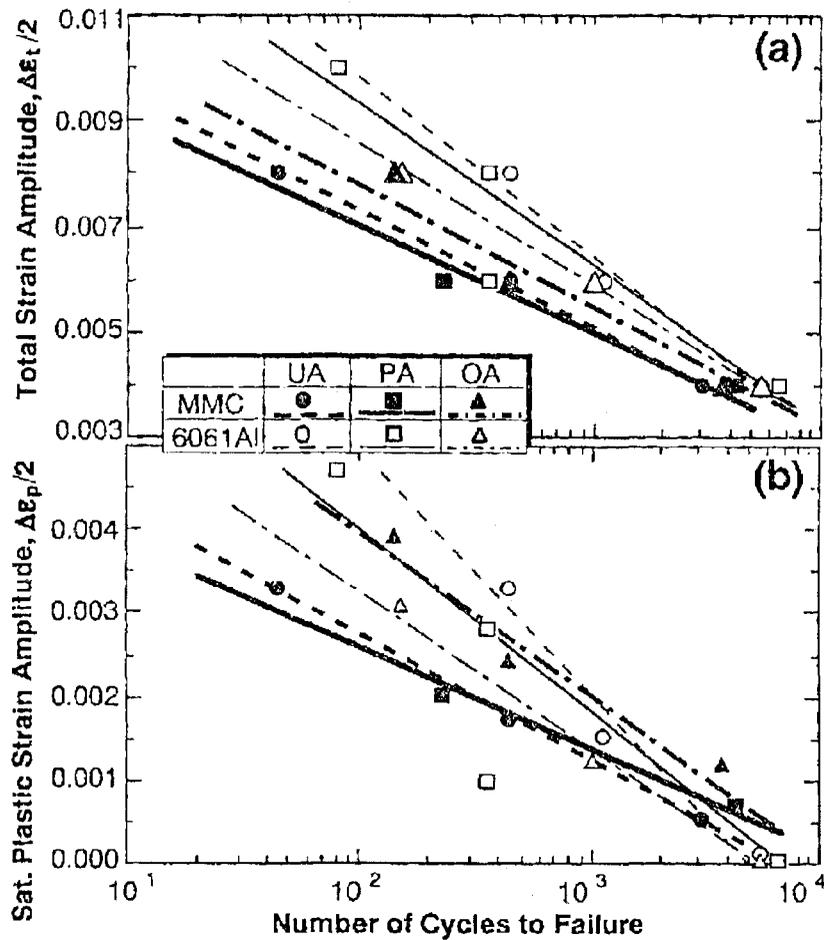


Figure I-28 : Courbes de résistance à la fatigue plastique oligocyclique : a) en terme d'amplitude de déformation totale imposée ; b) en terme d'amplitude de déformation plastique à saturation (50 % N_R). Influence du vieillissement (UA : sous-vieilli ; PA : vieilli de manière optimale ; OA : survieilli) [WANG96].

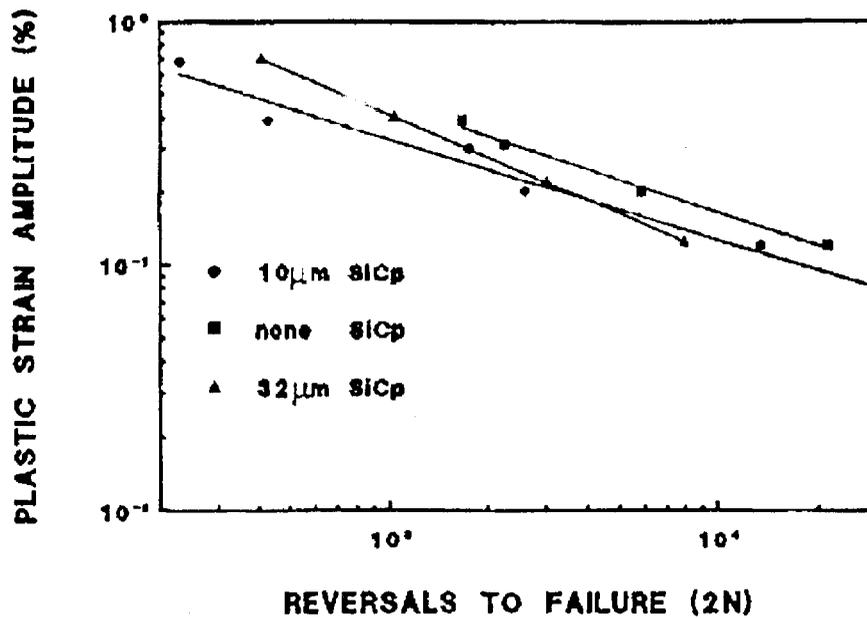


Figure I-29 : Courbes de résistance à la fatigue plastique oligocyclique d'un CMM Al/SiCp et de l'alliage non renforcé. Influence de la taille des particules [HAN95].

I.3.4. MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT SOUS SOLLICITATIONS CYCLIQUES UNIAXIALES DE TRACTION-COMPRESSION

Les mêmes mécanismes élémentaires d'endommagement des CMM sont rencontrés en fatigue uniaxiale de traction-compression et en traction monotone. Cependant, en fatigue, la rupture est précédée de la propagation d'une fissure principale, résultant de l'amorçage puis de la coalescence d'une ou plusieurs microfissures. L'amorçage se manifeste principalement sous forme de ruptures de renforts et de décohésions matrice/renforts. Puis les microfissures, ainsi que la fissure principale, se propagent soit dans la matrice, soit par rupture de renforts et décohésions matrice/renforts. C'est pourquoi, dans ce paragraphe, une part importante est consacrée aux mécanismes de propagation de fissures par fatigue des CMM.

I.3.4.1. Rupture de renforts

Poza et Llorca [POZA95] ont montré expérimentalement lors de l'étude d'un CMM Al-2014+15%vol.Al₂O₃, que les mécanismes d'endommagement de ce matériau, sous sollicitation cyclique et sous sollicitation monotone, sont très similaires : le mécanisme principal d'endommagement est la rupture de particules. En fatigue, celle-ci est très localisée au

l'éprouvette en traction monotone (Figure I-30) ; de plus, sous déformation cyclique, quelques particules se cassent en compression. La Figure I-30 nous montre par ailleurs que le traitement thermique (T4 ou T6) a peu d'influence sur ce mécanisme d'endommagement. Cependant, les auteurs remarquent, à partir des essais de fatigue, que les mécanismes de rupture finale sont la croissance et la coalescence de cavités dans la matrice à partir des particules céramiques rompues. Cette dernière étape dans le processus de rupture est rapide et démarre lorsqu'est atteinte une fraction volumique critique de renforts rompus dans une section donnée de l'éprouvette. Srivatsan et Auradkar [SRIV92] précisent par ailleurs, lors d'une étude expérimentale en fatigue plastique oligocyclique sur plusieurs CMM de type Al-2124+SiC_p avec différents taux de renforts, qu'un fort taux mène à une rupture par propagation de fissures initiées sur les renforts, alors qu'un faible taux conduit à une rupture du composite par déchirure ductile de la matrice.

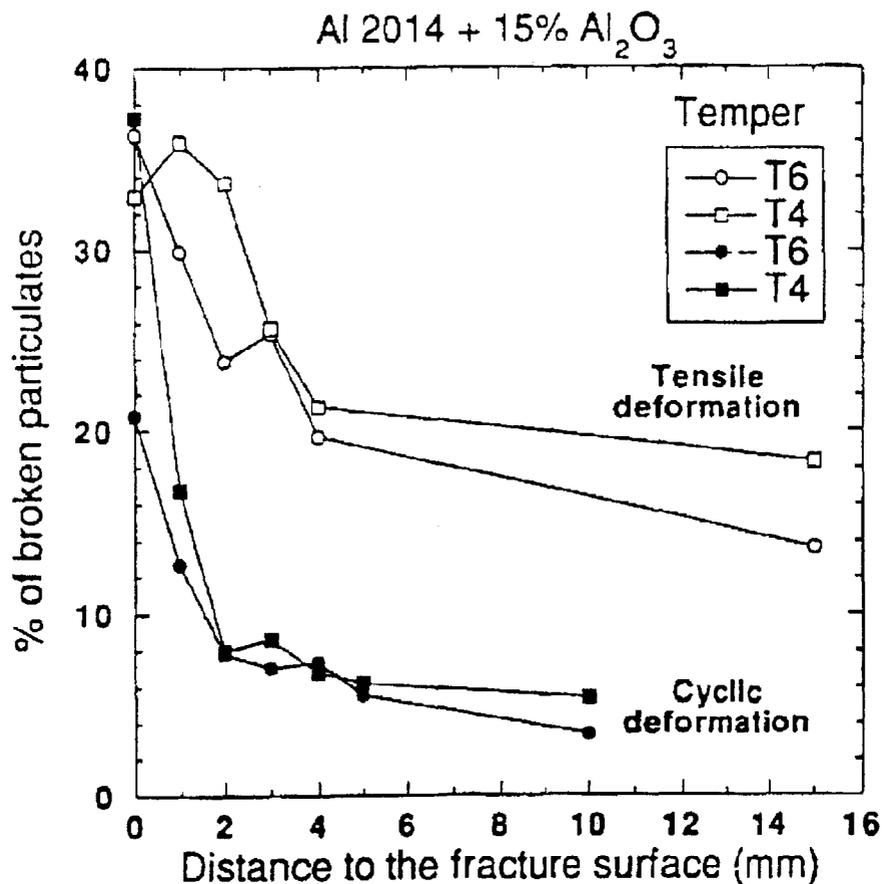


Figure I-30 : Fractions de particules rompues en traction monotone et en chargement cyclique de traction-compression, en fonction de la distance à la surface de rupture, pour différents traitements thermiques (T4 ou T6), d'un CMM Al-2014+15%vol.Al₂O₃ [POZA95].

I.3.4.2. Décohésion interfaciale

L'observation des faciès de rupture lors d'essais de fatigue sur des CMM montre que la décohésion interfaciale est également un mécanisme d'endommagement important : d'une part, elle donne naissance à de nouvelles cavités pouvant mener à la rupture finale par croissance et coalescence, comme on l'observe également en traction monotone ; d'autre part, elle crée des sites privilégiés d'amorçage de fissures de fatigue [ZHAN91]. S'appuyant sur ces observations, Toda et Kobayashi [TODA97] ont utilisé un critère d'amorçage lié à la contrainte de cohésion à l'interface matrice/particule pour simuler numériquement la propagation de fissures en mode I de CMM à renforts particuliers.

I.3.4.3. Propagation de fissures

Les faibles valeurs des facteurs d'intensité de contrainte critique en mode I, K_{Ic} , mesurés sur les CMM (de 5 à 10 MPa.m^{1/2}), sont représentatifs d'un comportement macroscopiquement fragile de ces matériaux, en parfaite corrélation avec les propriétés de traction monotone (forte résistance et faible ductilité).

La faible ténacité des CMM [HADI94, DOWN93, OGAW93] comparée à celle des alliages non renforcés correspondants entraîne également une plus faible résistance à la propagation de fissure. Aussi, il est intéressant de comprendre les mécanismes gouvernant cette propagation et d'évaluer le seuil de non propagation de fissure ΔK_S , qui est une caractéristique importante vis-à-vis de la tenue en fatigue.

I.3.4.3.1. Sites d'amorçage

Les fissures de fatigue s'amorcent principalement, dans les CMM, sur les sites d'endommagement suivants : particules ou précipités rompus, décohésions interfaciales renfort/matrice ou précipité/dendrite (dans le cas d'une structure dendritique de l'alliage). Tokaji et al. [TOKA99] montrent que, sur un alliage Al-2024 non renforcé, les fissures s'amorcent souvent sur des inclusions ou des défauts présents à la surface de l'éprouvette. Concernant le même alliage renforcé de particules SiC d'une taille moyenne de 5 μm , ils observent encore des sites d'amorçage de fissures sur de tels défauts en surface. En revanche, à plus forte taille moyenne de particules (20 puis 60 μm), les sites d'amorçage deviennent

exclusivement les particules et amas de particules SiC, préférentiellement à l'interface particule/matrice.

Levin et Karlsson [LEVI93] ont observé pour leur part l'amorçage et la propagation de fissures de surface en fatigue oligocyclique d'un CMM Al-6061+15%vol.SiC_p. Les fissures s'amorcent soit à l'interface matrice/particule dans des zones où la fraction volumique de particules est élevée (amas), soit au droit de particules isolées rompues. Une simulation numérique par EF sur une cellule élémentaire en trois dimensions a permis aux auteurs de montrer que l'hétérogénéité de distribution des contraintes induite par la présence de particules est amplifiée sur une surface libre, par rapport au cœur du matériau ; il s'en suit un amorçage préférentiel des fissures en surface.

1.3.4.3.2. Seuil de non propagation de fissure

Plusieurs auteurs [KUMA96, SHAN88, SHAN89] ont noté que la valeur seuil de non propagation de fissure ΔK_S (variation du facteur d'intensité de contrainte en dessous de laquelle il n'y a pas de propagation possible de fissure) dans un CMM, dépend fortement de son mode d'élaboration (moulage, MP...) : les composites élaborés par voie liquide ont un ΔK_S plus élevé, attribué à une plus forte fermeture de fissure induite par une rugosité plus importante du faciès de rupture. Ce facteur "rugosité" semble être le facteur dominant contrôlant la propagation de fissure au voisinage du seuil ΔK_S ; il est accru par une taille de grain plus grande et une répartition hétérogène de particules [KUMA96].

Shang et Ritchie [SHAN89] ont également noté que le seuil de non propagation dépend de la taille des particules, de la fraction volumique de renforts et du rapport de charge $R_\sigma = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ (Tableau I-3). Aux rapports de charge élevés ($R_\sigma = 0,75$), les valeurs seuils ΔK_S sont de 40 à 70% plus faibles qu'à $R_\sigma = 0,1$ et elles ne sont influencées ni par la taille des particules ni par leur fraction volumique. Lorsque le rapport de charge est faible ($R_\sigma=0,1$), l'augmentation de la taille des particules diminue ΔK_S .

On ne peut pas conclure d'une manière générale sur les valeurs seuils ΔK_S des CMM par rapport à l'alliage non renforcé : Masuda [MASU90] a montré que ces seuils sont plus élevés dans les CMM A356 et A357 renforcés de particules ou de whiskers SiC que dans les alliages de base. En revanche, Shang et al. [SHAN88] ont étudié la résistance à la propagation de fissure d'un CMM Al-7091+20%vol.SiC_p, pour deux tailles de particules (5 et 16 μm) sous un rapport de charge $R_\sigma=0,1$. Ils ont constaté l'existence d'un seuil de non propagation

identique pour l'alliage de base et pour le composite renforcé de grosses particules (16 μm), mais beaucoup plus faible pour le composite renforcé de fines particules (5 μm). Rappelons toutefois que les alliages A356 et A357 sont des alliages relativement peu résistants, tandis que l'alliage 7091 l'est beaucoup plus.

Li et al. [LI92] montrent que, à même taille moyenne de particules (environ 10 μm), la fraction volumique de particules influence fortement le seuil de non propagation de fissure (Figure I-31) : celui de l'alliage Al-LY12 est légèrement plus faible que celui du CMM correspondant renforcé de 15 % vol. SiC_p , mais il est plus élevé que celui du CMM renforcé de 6 ou 9 % vol. SiC_p .

CMM	R_σ	ΔK_s (MPa.m ^{1/2})
Al+20%vol.SiC (grosses particules de taille moyenne 10,5 μm)	0,10	4,2
	0,50	2,2
	0,75	1,3
Al+20%vol.SiC (fines particules de taille moyenne 6,1 μm)	0,10	3,0
	0,50	1,7
	0,75	1,6
Al+15%vol.SiC (grosses particules de taille moyenne 11,4 μm)	0,10	4,3
	0,75	1,5
Al+15%vol.SiC (fines particules de taille moyenne 4,5 μm)	0,10	2,6
	0,75	1,6

Tableau I-3: Seuil de non-propagation de fissure, ΔK_s , de CMM de base Al-Zn-Mg-Cu élaborés par MP et renforcés de SiC_p [SHAN89].

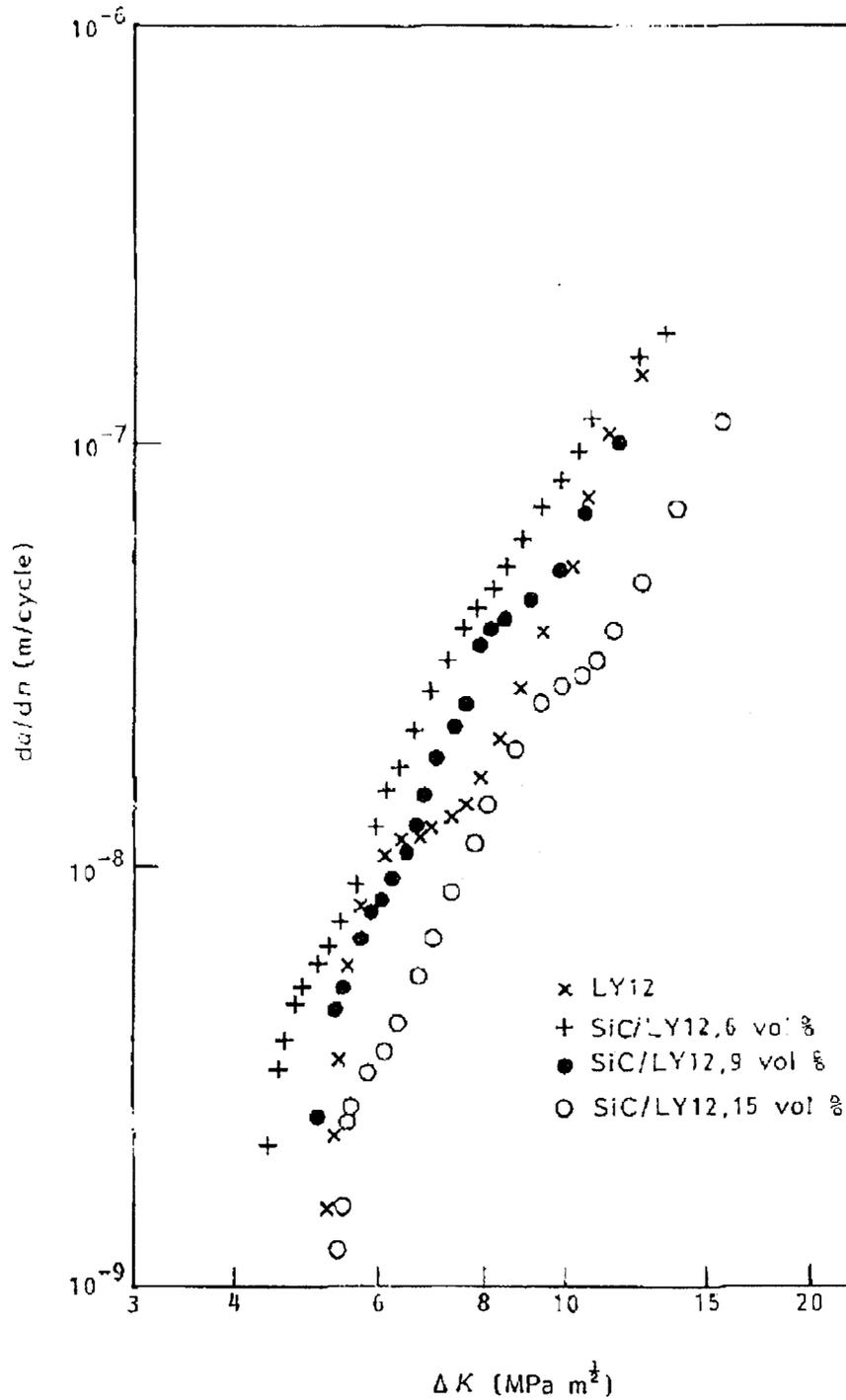


Figure I-31 : Vitesse de propagation de fissure en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte ($R_\sigma = 0,1$), dans un alliage Al-LY12 non renforcé, et renforcé de 6, 9 ou 15% vol. SiC_p [LI92].

1.3.4.3.3. Vitesse de propagation de fissure

Les caractéristiques de propagation de fissure par fatigue sont classiquement représentées par les variations de da/dN (vitesse de propagation de fissure) en fonction de ΔK (variation du facteur d'intensité de contrainte) dans un diagramme bilogarithmique. La Figure I-32 [SHAN89] montre clairement les trois stades classiques de ce type de courbe. Le stade I confirme l'existence d'un seuil de non propagation de fissure ΔK_S , lorsque les vitesses sont de l'ordre de 10^{-11} m/cycle. Le stade II est celui où s'applique la loi de Paris $da/dN = C.(\Delta K)^m$; les valeurs de m sont généralement élevées ($4 < m < 8$) pour les CMM, dans un domaine très restreint de vitesses (de l'ordre de 10^{-9} à 10^{-7} m/cycle) ; le stade III est alors atteint rapidement, en raison de la faible ténacité de ce type de matériau. La Figure I-32 représente les vitesses de propagation de fissure de plusieurs CMM Al/SiC diversement chargés en particules, dont la matrice est un alliage de la série Al-Zn-Mg-Cu. Elle montre que dans le stade I, la valeur du seuil de non propagation varie avec la fraction volumique et avec la taille moyenne de particules. En revanche, dans les stades II et III, les vitesses sont quasi indépendantes de ces deux paramètres microstructuraux.

Pour tenir compte de la fermeture de fissure, on définit le facteur d'intensité de contrainte correspondant au moment où la fissure se referme : K_{cl} (pour "closure"). La méthode de détermination de K_{cl} est représentée sur la Figure I-33. Dès lors, les vitesses de propagation peuvent être exprimées en fonction de la variation effective du facteur d'intensité de contrainte, correspondant à l'ouverture, définie par :

$$\Delta K_{cl} = K_{max} - K_{cl}$$

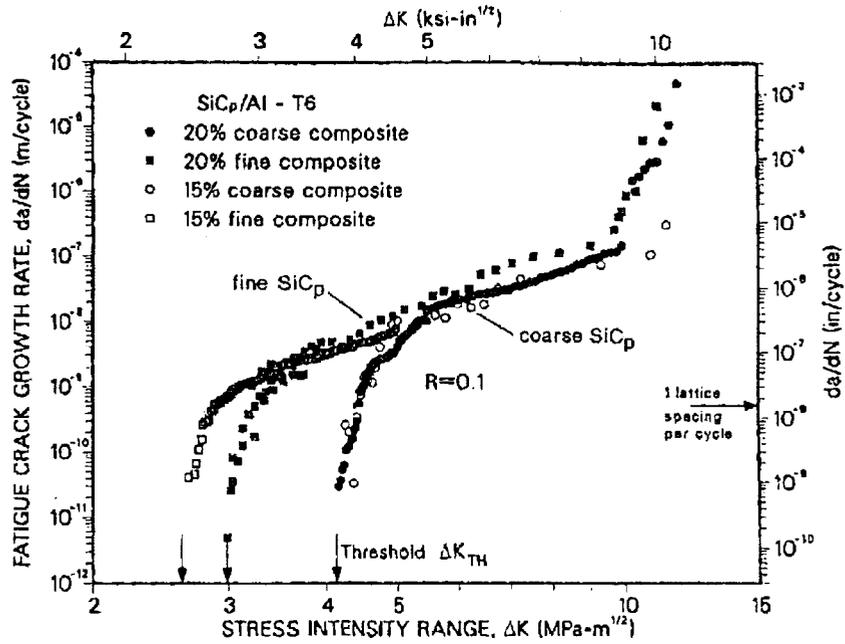


Figure I-32 : Vitesses de propagation de fissure en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte, dans un alliage de type Al-Zn-Mg-Cu traité T6 et renforcé de 15 ou 20% de petites ("fine") ou grosses ("coarse") particules ($R\sigma=0,1$) [SHAN89].

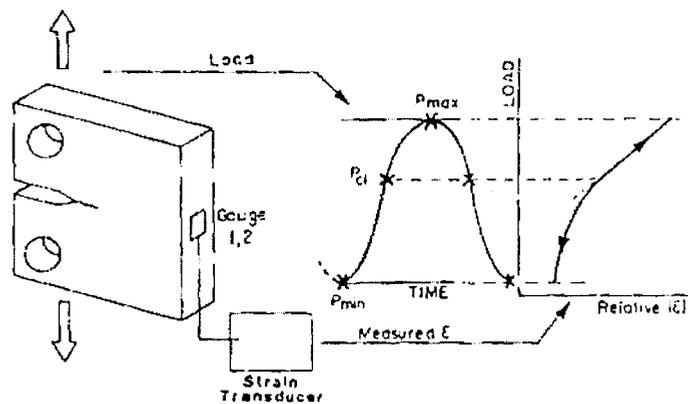


Figure I-33 : Représentation schématique de K_{cl} , par la technique des jauges collées sur la face arrière d'une éprouvette CT. P_{max} , P_{min} et P_{cl} sont les charges maximum, minimum et de fermeture de fissure, respectivement.

I.3.4.3.4. Mécanismes de propagation de fissures

Kumai et al. [KUMA96] ont étudié des CMM Al/SiC_p de fonderie possédant une structure dendritique et une répartition hétérogène de particules. L'influence de la taille des dendrites sur la propagation de fissure de fatigue dans le composite semble la même que dans l'alliage non renforcé, à savoir que la vitesse de propagation augmente avec l'augmentation de la taille de dendrite. Ceci suggère qu'il s'agit d'un facteur prépondérant par rapport à l'interaction particule/pointe de fissure, dans le contrôle de la propagation de fissure de fatigue. Pour ces auteurs, le seuil de non propagation de fissure est augmenté dans le composite, par rapport à l'alliage non renforcé, ce qu'ils attribuent à une taille de grain plus petite et à la répartition hétérogène des particules. Par contre, ces mêmes auteurs [KUMA96, KUMA92] précisent que, contrairement aux propriétés de traction pour lesquelles une structure matricielle fine et une répartition homogène de renforts sont bénéfiques, les propriétés de propagation de fissure près du seuil peuvent être accrues par une structure dendritique plus grossière et une répartition hétérogène de renforts, en considérant l'augmentation des effets de fermeture de fissure induits par une rugosité plus importante.

Des essais de fatigue in situ réalisés au MEB par Davidson [DAVA91, DAVB91, DAVI93] sur un CMM Al-2014+15%vol.SiC_p mettent par ailleurs en évidence le rôle des particules : il existe un net ralentissement de la propagation d'une fissure lorsque la pointe de celle-ci s'approche d'une particule. Lorsque la fissure est relativement éloignée des particules, des fissures secondaires apparaissent autour de la fissure principale et tendent à rejoindre la pointe de la fissure principale lorsque celle-ci arrive à proximité de la particule qui "piège" la fissure et ralentit alors sa propagation. L'auteur remarque également la facilité de la fissure à se propager dans la matrice à travers les amas de particules, lieux de fortes concentrations de contraintes. Toutefois, lorsque la fissure se propage dans la matrice loin des particules, l'auteur observe, grâce à la technique de "stéréo-imagerie", que la distribution des déformations autour de la pointe de fissure, et en particulier le COD (ouverture de fissure), est identique à ce que l'on observe pour l'alliage non renforcé correspondant : la déformation est maximale en pointe de fissure et la plasticité est beaucoup plus prononcée en avant de la pointe de fissure que sur les côtés de celle-ci. Quant à l'interaction fissure/particule, elle intensifie l'effet de concentration de contrainte autour de la particule [SHAN88], ce qui semble promouvoir la propagation de fissure le long de l'interface particule/matrice plutôt que la rupture de la particule.

Pour Ritchie [RITC88], le mécanisme de fermeture de fissure lors de la sollicitation cyclique d'un CMM, joue un rôle important au voisinage du seuil de non propagation de fissure. Ce phénomène se produit surtout lorsque le CTOD (ouverture en pointe de fissure) est faible par rapport à la taille des renforts. La fermeture de fissure est également favorisée, à faible niveau de contrainte, par le chemin tortueux emprunté par la fissure, suite à sa déviation par les particules SiC, et par la rugosité (cf. §I.3.4.3.2) ; le fond de fissure est alors sollicité en mode mixte. On peut ainsi observer, selon le cas, soit la déviation de la fissure par les particules, créant des "méandres" favorables à la fermeture de fissure ; soit le "piégeage" d'une fissure par les particules, qui peut être une des causes du ralentissement de la fissure près du seuil de non propagation. Ce ralentissement a été constaté dans les CMM, comparativement aux alliages non renforcés correspondants.

Pour leur part, Shang et al. [SHAN88, SHAN89] précisent que le phénomène de fermeture, induit par la rugosité des faces de la fissure, impose effectivement une condition concernant le seuil de non propagation de fissure : la taille de la zone plastique en pointe de fissure doit être supérieure à la taille du renfort. De ce fait, pour que la fissure avance, lorsque le facteur d'intensité de contrainte est proche du seuil, il faut que la contrainte de traction (en mode I) dans la matrice dépasse la limite d'élasticité du CMM en avant du renfort.

I.4. CONCLUSION

Les principaux résultats tirés de cette étude bibliographique peuvent être résumés comme suit.

Les CMM les plus couramment utilisés sont les alliages d'aluminium renforcés de particules ou whiskers SiC. Deux grands moyens permettent l'élaboration de ce type de matériau : la métallurgie des poudres et le moulage. La difficulté pour le fabricant est de contrôler la répartition des renforts dans le composite et de limiter les réactions chimiques à l'interface SiC/Al, fonctions des éléments d'addition dans l'alliage d'aluminium. Les CMM font l'objet d'un traitement thermique, voisin de celui de l'alliage non renforcé correspondant. Ce traitement, outre le durcissement structural de la matrice, conduit à l'apparition de contraintes thermiques résiduelles (dû à la trempe) résultant de la différence de coefficients de dilatation thermique entre l'alliage et les renforts.

L'addition des renforts céramiques dans les alliages d'aluminium permet d'augmenter sensiblement le module d'élasticité et bien souvent la limite d'élasticité et la contrainte à

rupture. En revanche, la ductilité et la ténacité sont réduites. Toutes ces propriétés sont cependant influencées par de nombreux paramètres microstructuraux relatifs à la nature de la matrice et des renforts.

La présence des renforts est une source importante d'endommagement lors de sollicitations mécaniques monotones des CMM, où le mécanisme principal de renforcement est le transfert de charge de la matrice vers les renforts par l'intermédiaire des contraintes de cisaillement. On peut ainsi observer des ruptures de renforts, des décohésions interfaciales, et des germinations de cavités dans la matrice autour des renforts.

Les propriétés en fatigue des CMM sont influencées par les mêmes paramètres que celles en traction monotone. En fatigue plastique oligocyclique, le mécanisme principal de renforcement du composite est le durcissement par écrouissage cyclique de la matrice. Le principal mécanisme d'endommagement des CMM en fatigue est l'amorçage d'une ou plusieurs microfissures, qui coalescent pour donner naissance à une fissure principale menant à la rupture. L'amorçage s'effectue le plus souvent par rupture de renforts et/ou de précipités, et par décohésions interfaciales. En termes de propagation de fissures, la microstructure des CMM joue un rôle essentiel, notamment à cause de la présence des renforts, de la réduction de la taille de grain par rapport à l'alliage non renforcé, et d'une rugosité accrue sur les faces de la fissure, entraînant une plus grande difficulté de fermeture de celle-ci.

A notre connaissance, aucune étude in-situ n'a permis de suivre en cours de sollicitation les mécanismes d'endommagement à la surface d'un CMM soumis à une sollicitation uniaxiale de traction-compression, dans le domaine de la fatigue oligocyclique. Par ailleurs, la prévision du comportement des CMM sous ce type de sollicitation a rarement été abordée.

CHAPITRE II : ETUDE EXPERIMENTALE

II.1. INTRODUCTION.....	69
II.2. MATERIAUX ETUDIES	70
II.2.1. ALLIAGE AS10U3NG	70
II.2.1.1. Nature.....	70
II.2.1.2. Propriétés mécaniques monotones	71
II.2.2. COMPOSITE F3K10S	74
II.2.2.1. Nature.....	74
II.2.2.2. Propriétés mécaniques.....	75
II.2.3. COMPARAISON COMPOSITE/ALLIAGE NON RENFORCE.....	77
II.3. DISPOSITIF EXPERIMENTAL D'ESSAIS IN-SITU	78
II.3.1. MACHINE D'ESSAI - SCHEMA CINEMATIQUE.....	79
II.3.2. INSTRUMENTATION	80
II.3.3. PILOTAGE ET ACQUISITION	81
II.3.4. EPROUVETTES UTILISEES POUR LES ESSAIS IN-SITU	83
II.4. ESSAI DE TRACTION MONOTONE.....	85
II.4.1. CONDITIONS DE L'ESSAI.....	85
II.4.2. RESULTATS	86
II.4.2.1. Endommagement observé en surface.....	86
II.4.2.2. Faciès de rupture	89
II.4.2.3. Discussion.....	92
II.5. ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE.....	94
II.5.1. ESSAI SUR EPROUVETTE LISSE.....	94
II.5.1.1. Conditions de l'essai.....	94
II.5.1.2. Résultats.....	95
II.5.1.2.1. Endommagement observé en surface	95
II.5.1.2.2. Faciès de rupture	99
II.5.1.3. Discussion.....	101
II.5.2. ESSAI SUR EPROUVETTE ENTAILLEE	103
II.5.2.1. Conditions de l'essai.....	104
II.5.2.2. Résultats.....	106
II.5.2.3. Discussion.....	113
II.5.3. SYNTHESE DES ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE	114
II.6. CONCLUSION	116

II.1. INTRODUCTION

Dans ce chapitre nous présenterons les mécanismes d'endommagement observés dans un CMM AS10U3NG+10%vol.SiC_p, sous deux types de sollicitations : traction monotone d'une part, traction-compression purement alternée dans le domaine de la fatigue oligocyclique d'autre part. Ces mécanismes d'endommagement ont été observés in-situ dans un MEB, en surface et au cours de la sollicitation.

Dans un premier temps, le matériau composite et l'alliage d'aluminium non renforcé seront présentés en termes de composition chimique, de microstructure et de propriétés mécaniques macroscopiques. Tous ces résultats ont été obtenus lors d'une précédente thèse [HOTT94].

Dans un second temps, le dispositif expérimental ayant permis la réalisation des essais in-situ dans un MEB sera exposé : fonctionnement de la "micromachine de fatigue", instrumentation associée, pilotage et acquisition, éprouvettes utilisées.

Les résultats d'essais seront ensuite présentés et discutés. Le premier essai a permis d'observer les mécanismes d'endommagement lors d'une sollicitation de traction monotone sur le composite. Les essais suivants sont deux essais de fatigue oligocyclique menés sur le composite durant lesquels les mécanismes de propagation de fissure ont été observés. Ces deux essais sont néanmoins distincts car ils ont été réalisés sur des éprouvettes de formes différentes : l'une lisse et l'autre entaillée.

Enfin, une conclusion résumera les principaux résultats de ce chapitre. Nous discuterons alors de l'intérêt de l'addition des particules SiC dans l'alliage d'aluminium AS10U3NG, en comparant les comportements macroscopiques du composite et de l'alliage non renforcé, et en interprétant les mécanismes d'endommagement observés sur le composite.

II.2. MATERIAUX ETUDIÉS

Le matériau composite étudié est un CMM de matrice AS10U3NG (NF) renforcée de 10% vol. SiC_p. L'alliage AS10U3NG, alliage d'aluminium de fonderie de la famille Al-Si-Cu, a également été étudié pour comparaison. L'alliage de base et le composite ont tous deux été refondus par Montupet S.A., à partir de lingots fournis par Duralcan (USA). Des barreaux d'alliage AS10U3NG et de composite F3K10S [HOTT94] ont été coulés de manière identique puis traités thermiquement, dans le but de comparer leurs microstructures et leurs propriétés mécaniques.

II.2.1. ALLIAGE AS10U3NG

II.2.1.1. Nature

Le Tableau II-1 indique la composition chimique de l'alliage AS10U3NG, alliage à durcissement structural. Les conditions de traitement thermique T6 ont été optimisées relativement au pic de dureté [HOTT94] : mise en solution à 493°C pendant 8 heures, puis trempé à l'eau immédiatement suivie d'un vieillissement accéléré à 175°C pendant 5 heures. La microstructure a été observée en surface au MEB et analysée qualitativement par diffraction X à dispersion d'énergie (EDS). La surface de l'échantillon observé a été pré-polie sur des disques diamantés (grains de 10 et 30 μm), puis polie à la pâte diamantée jusqu'à une rugosité de 1 μm . L'alliage non renforcé possède une structure dendritique (Figure II-1). Quelques retassures sont visibles à la surface de l'alliage (Figure II-1a). Les dendrites sont constituées essentiellement d'aluminium. Leur taille peut varier de 1 à 30 μm de diamètre. Des précipités grossiers apparaissent dans les espaces interdendritiques (Figure II-1b). On en dénombre trois types : des précipités de silicium et deux populations contenant chacune les éléments Al-Ni-Cu-Fe, mais en proportions différentes. Néanmoins, leur taille n'est pas suffisamment importante (volume inférieur à 1 μm^3) pour qu'une analyse quantitative EDS puisse être réalisée. Dans les espaces interdendritiques (zone eutectique), on observe ainsi (Figure II-1b) : des petits précipités de Si de forme allongée ou globulaire (de taille de l'ordre de 1 μm) qui apparaissent en gris en électrons rétrodiffusés ; des précipités en forme d'aiguilles ou "d'écriture chinoise", de composition Al-Ni-Cu-Fe. Ces précipités ne sont pas ceux responsables du durcissement de la matrice par précipitation, car ils ont une taille trop

importante pour bloquer le mouvement des dislocations. Les précipités durcissants, comme Mg_2Si ou Al_2Cu , n'ont pu être détectés ici, étant donné leur très faible taille.

Al	Si	Cu	Ni	Mg	Mn	Fe	Ti
84,45	10,15	3,15	0,97	0,87	0,007	0,13	0,02

Tableau II-1 : Composition chimique de l'alliage AS10U3NG (%masse).

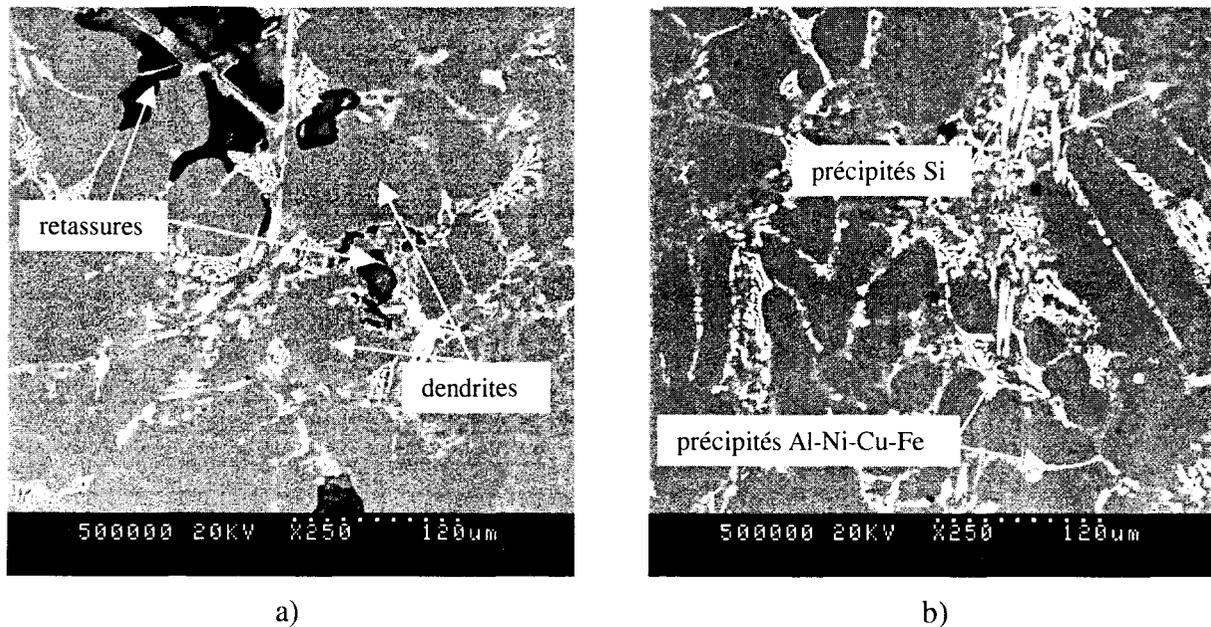


Figure II-1 : Microstructure de l'alliage AS10U3NG au MEB en électrons rétrodiffusés, a) la structure est dendritique, quelques retassures apparaissent, b) structure eutectique complexe : de nombreux précipités de différentes natures apparaissent dans les zones interdendritiques.

II.2.1.2. Propriétés mécaniques monotones

Des essais de microdureté Vickers ont été effectués sur un échantillon d'alliage AS10U3NG, dans les dendrites d'aluminium, sous une charge de 20 g :

$$HV (20) = 148 \pm 2$$

Quatre essais de traction monotone avaient été réalisés [HOTT94] sur une machine hydraulique servocontrôlée INSTRON 8501, sur des éprouvettes cylindriques de diamètre 10 mm, dans des conditions d'essais respectant la norme concernant les alliages d'aluminium de

fonderie ASTM B 557M [ASTM81], et à vitesse de déformation totale imposée $\dot{\epsilon}_t = 1,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Les courbes contrainte-déformation (Figure II-2) montrent que l'alliage AS10U3NG est macroscopiquement fragile. Il existe une dispersion importante sur les résultats de ces quatre essais qui se regroupent en essais 1 et 2 d'une part et essais 3 et 4 d'autre part. Les essais 1 et 2 se différencient essentiellement par leurs allongements à rupture. Il en est de même pour les essais 3 et 4. Par ailleurs, les classes essai1 - essai2 et essai3 - essai4 se différencient par leurs niveaux de contraintes (limites d'élasticité et résistances à la rupture).

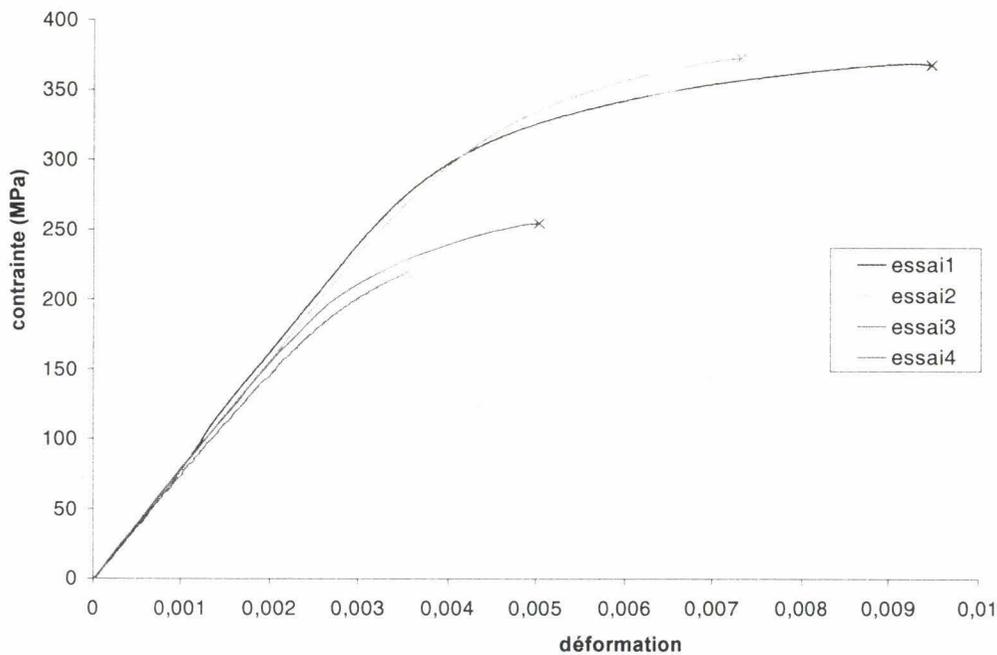


Figure II-2 : Courbes de traction monotone de l'alliage AS10U3NG concernant les 4 premiers essais réalisés [HOTT94].

Par ailleurs, plusieurs essais de fatigue en traction-compression avaient été effectués [HOTT94], à $R_\sigma = -1$, à une vitesse $\dot{\sigma} = 350 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$, sur des éprouvettes cylindriques de diamètre 10 mm, dans des conditions d'essais respectant la norme ASTM B 557M [ASTM81]. Les premiers quarts de cycle de 4 essais de fatigue purement alternée à contrainte imposée (2 essais à amplitude $\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2 = 317 \text{ MPa}$; 1 essai à $\sigma_a = 260 \text{ MPa}$; 1 essai à $\sigma_a = 230 \text{ MPa}$) sont reportés sur la Figure II-3, afin de les comparer aux courbes résultant des essais de traction monotone (essais 1 à 4). Les courbes résultant des essais de fatigue sont en bonne corrélation avec les courbes des essais 1 et 2. Bien qu'un doute subsiste encore sur la courbe réelle de traction monotone de l'alliage AS10U3NG, nous avons choisi la courbe

essai2 comme courbe de référence, dans le but de comparer les comportements en traction monotone du composite et de l'alliage non renforcé. Les propriétés mécaniques conventionnelles de l'alliage AS10U3NG évaluées à partir de la courbe *essai2* sont regroupées dans le Tableau II-3 (cf. §II.2.3).

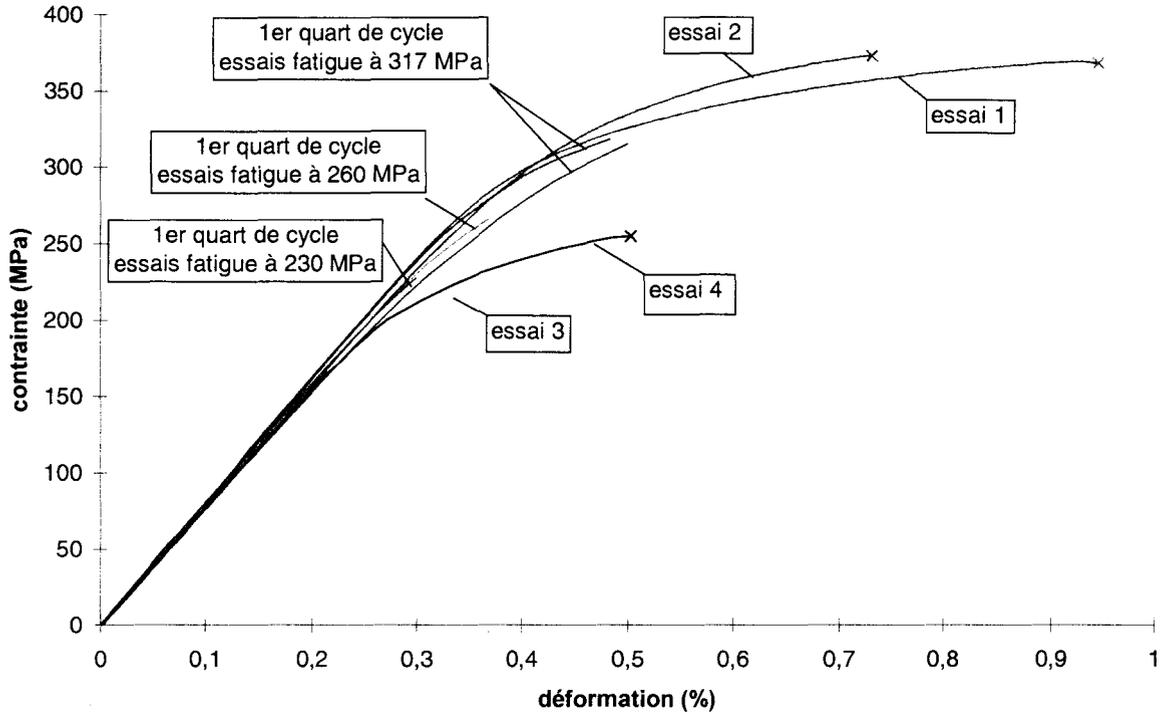


Figure II-3 : Courbes de traction monotone superposées aux premiers quarts de cycle de 4 essais de fatigue de l'alliage AS10U3NG [HOTT94].

II.2.2. COMPOSITE F3K10S

II.2.2.1. Nature

Le CMM AS10U3NG+10%vol.SiC_p a pour désignation commerciale F3K10S (Duralcan). Le Tableau II-2 indique sa composition chimique. La teneur en Si n'a pas pu être évaluée, étant donné la présence des particules SiC. Là encore, les conditions de traitement thermique T6 ont été optimisées relativement au pic de dureté [HOTT94] : mise en solution à 493°C pendant 8 heures, puis trempe à l'eau immédiatement suivie d'un vieillissement accéléré à 175°C pendant 1,5 heures.

Les particules SiC ont fait l'objet d'une analyse d'images en surface, sur un échantillon représentatif de la structure du composite [HOTT94]. Les résultats en termes de fraction volumique de particules **f**, de taille *moyenne* **d** (cf. §I.3.1.3.3) et de rapport de forme *moyen* **s** (cf. §I.3.1.3.2), sont les suivants :

$$\mathbf{f = 10\% ; d = 6 \mu\text{m} ; s = 2}$$

La matrice du composite montre une structure dendritique légèrement plus fine (Figure II-4a) que celle de l'alliage non renforcé, dû à la présence des particules, qui bloquent la croissance des dendrites pendant la phase de solidification. Cette structure dendritique est responsable de la répartition microscopiquement hétérogène (Figure II-4b) des particules SiC (en noir en électrons rétrodiffusés (ER)) dans le composite. En effet, au cours de la solidification, la croissance des dendrites repousse les particules SiC dans les espaces interdendritiques. Les zones eutectiques sont donc riches en renforts, tandis que les dendrites en sont dépourvues. Les précipités présents dans l'eutectique de l'alliage AS10U3NG sont visibles également dans l'eutectique du composite, bien que les précipités en "écriture chinoise" soient moins nombreux dans le composite. Néanmoins, un type supplémentaire de précipités apparaît ici, de nature Al-Ni-Cu-Fe (Figure II-4b). Ce sont de gros précipités blancs (en ER) le plus souvent en contact direct avec les particules SiC.

Al	Si	Cu	Ni	Mg	Mn	Fe	Ti
76,21	?	2,82	1,12	1,18	0,007	0,13	0,09

Tableau II-2 : Composition chimique du composite F3K10S (%masse).

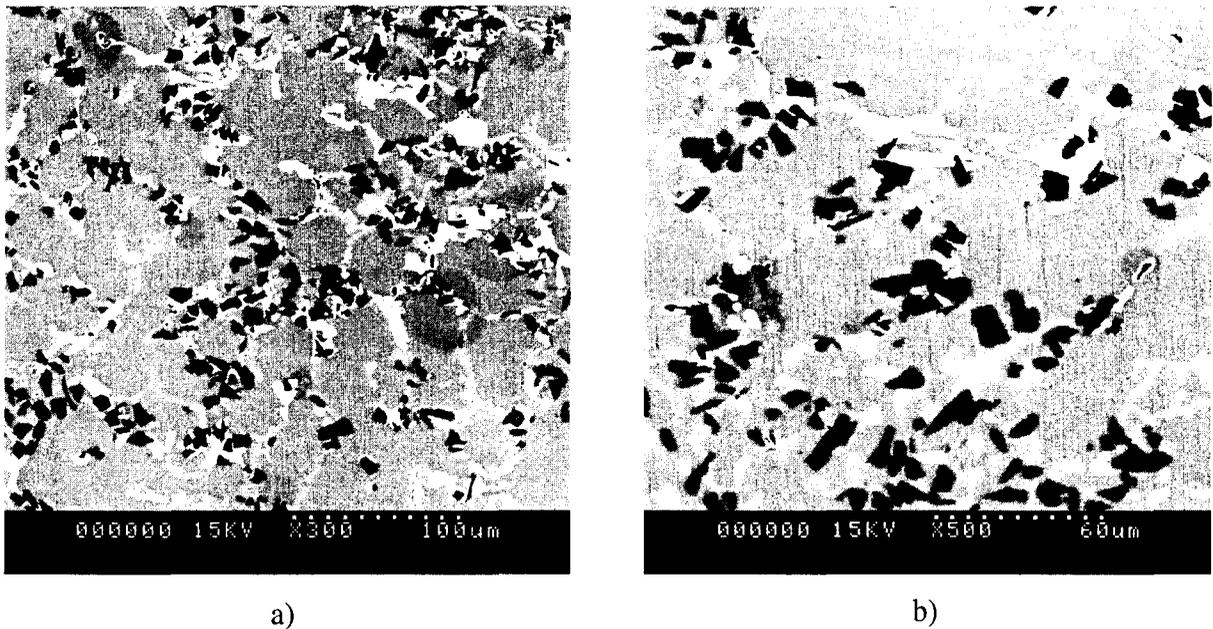


Figure II-4 : Microstructure du composite F3K10S observée au MEB en électrons rétrodiffusés, a) structure dendritique fine, b) répartition hétérogène des particules SiC (en noir) ; des précipités de type Al-Ni-Cu-Fe (en blanc) sont en contact direct avec les particules.

II.2.2.2. Propriétés mécaniques

Des essais de micro-dureté Vickers ont été effectués sur un échantillon de composite F3K10S, dans les dendrites d'aluminium dans la mesure du possible, sous une charge de 20 g :

$$\text{HV (20)} = 167 \pm 5$$

La dispersion s'est avérée plus importante que pour l'alliage AS10U3NG du fait de la présence des particules SiC. Les dendrites du CMM sont plus dures que celles de l'alliage non renforcé, dû aux précipités durcissants, invisibles au MEB.

Des essais de traction monotone avaient été réalisés [HOTT94] sur une machine hydraulique servocontrôlée INSTRON 8501 dans les mêmes conditions que pour l'alliage AS10U3NG. Les courbes contrainte-déformation (Figure II-5) montrent que le composite F3K10S est macroscopiquement fragile (allongements à rupture inférieurs à 0,5%). Les résultats montrent une très bonne reproductibilité, contrairement à l'alliage non renforcé.

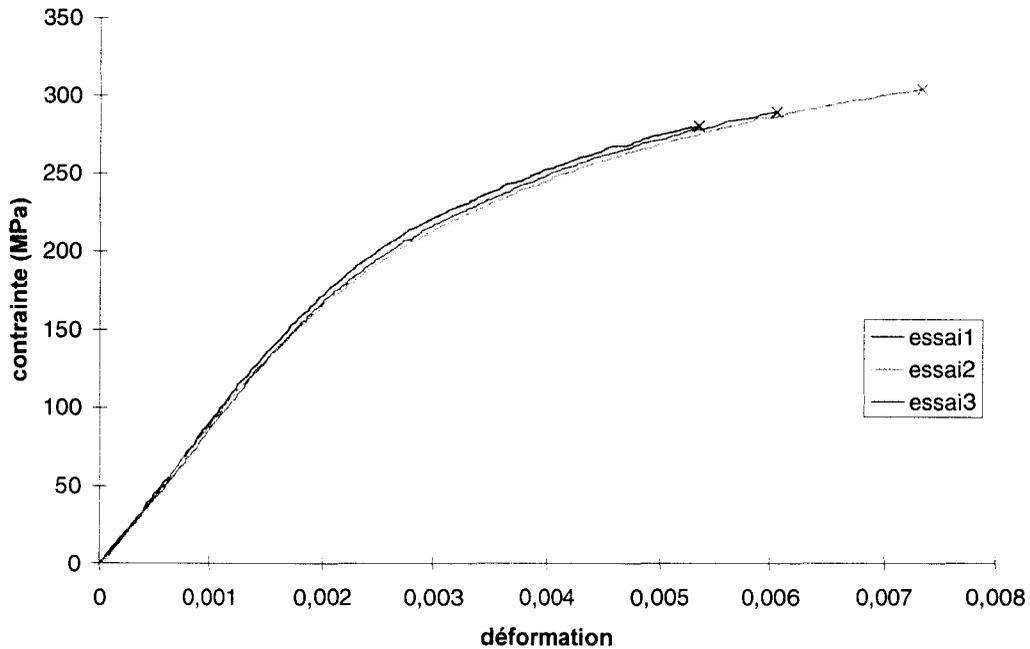


Figure II-5 : Courbes de traction monotone du composite F3K10S [HOTT94].

D'autres essais sur le composite F3K10S ont été menés dans le domaine de la fatigue plastique oligocyclique, à contrainte imposée, sur la même machine hydraulique servocontrôlée INSTRON 8501. Ils ont été effectués à $R_\sigma = -1$, à une vitesse $\dot{\sigma} = 350 \text{ MPa.s}^{-1}$. Les résultats de ces ont essais ont permis d'établir la courbe de Wöhler en contrainte imposée (amplitude de contrainte imposée en fonction du nombre de cycles à rupture, dans un diagramme semi-logarithmique) montrée en Figure II-6 [HOTT94]. Nous utiliserons cette courbe pour fixer le niveau de contrainte à imposer lors des essais de fatigue in-situ dans le MEB.

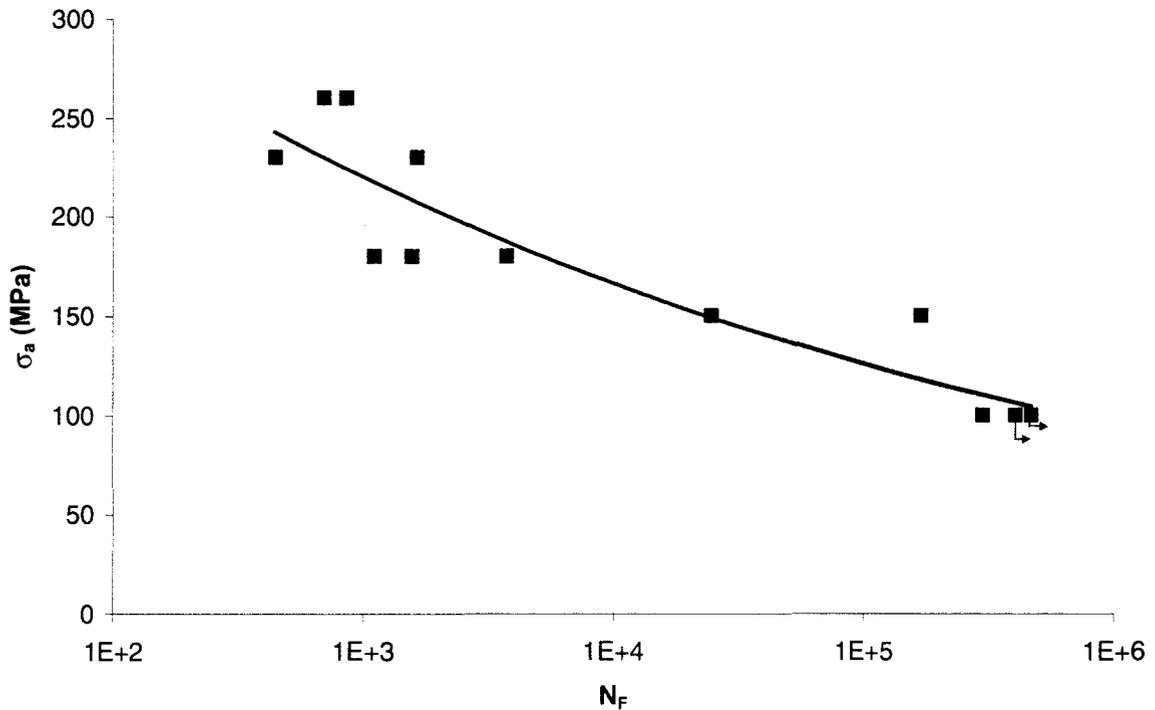


Figure II-6 : Courbe de Wöhler du composite F3K10S [HOTT94].

II.2.3. COMPARAISON COMPOSITE/ALLIAGE NON RENFORCE

Nous avons superposé les courbes résultant des essais 1 et 2 (cf. §II.2.1.2) de traction monotone de l'alliage AS10U3NG, à celles du composite (Figure II-7). L'addition de particules SiC permet d'augmenter sensiblement la raideur (et donc le module d'élasticité E) mais la capacité du composite à s'écrouir est moindre que celle de l'alliage non renforcé. Il en résulte que la contrainte à rupture ainsi que la limite d'élasticité conventionnelle (à 0,02% de déformation plastique) du composite sont plus faibles que celles de l'alliage non renforcé (Tableau II-3). Ces résultats sont quelque peu surprenants, en regard du but visé pour un composite à base Al.

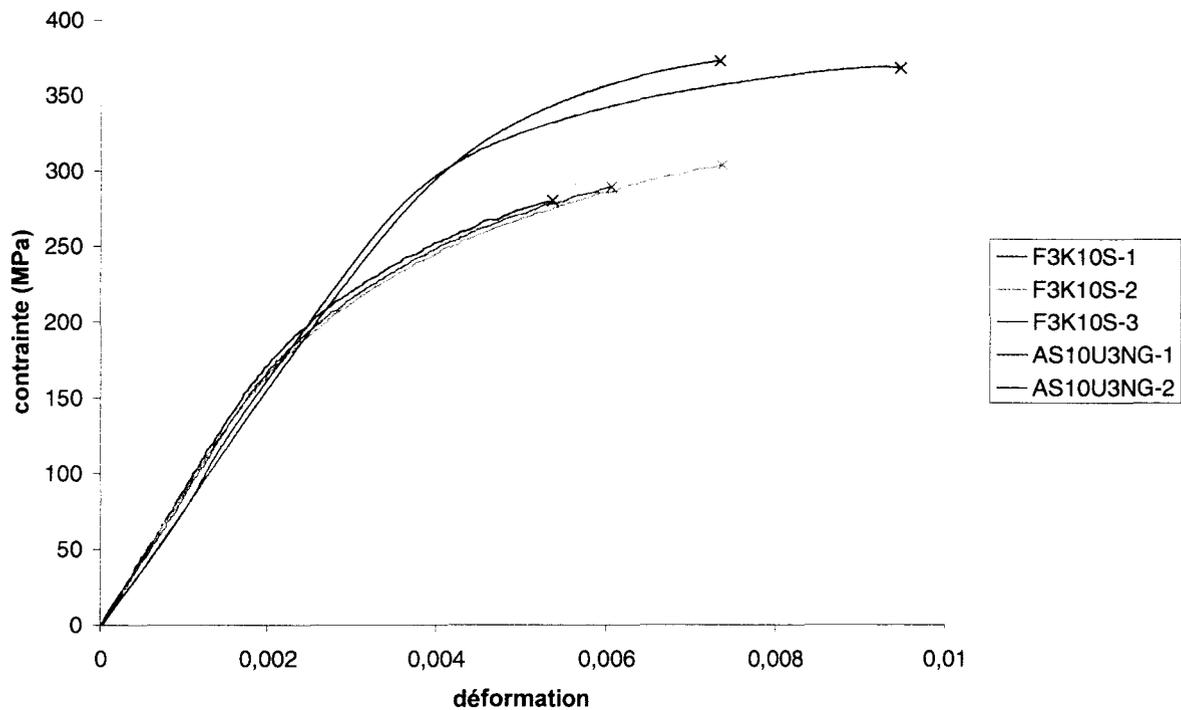


Figure II-7 : Comparaison des courbes de traction monotone de l'alliage AS10U3NG (essais 1 et 2 de la Figure II-2) et du composite F3K10S (les 3 essais de la Figure II-5).

Matériau	E (MPa)	Re _{0,02} (MPa)	R _m (MPa)	A %
AS10U3NG	76 500	296	368	0,45
F3K10S	92 000	182	289	0,26

Tableau II-3 : Propriétés mécaniques de l'alliage AS10U3NG (essai 1 de la Figure II-2) et du composite F3K10S (essai 3 de la Figure II-5) [HOTT94].

II.3. DISPOSITIF EXPERIMENTAL D'ESSAIS IN-SITU

Les essais in-situ, destinés à observer en surface les mécanismes d'endommagement du composite F3K10S sous sollicitations monotones ou cycliques, sont réalisés sur une micromachine insérée dans la chambre du MEB et installée sur la platine goniométrique. Cette "micromachine de fatigue" [LEF96] a été conçue et réalisée au laboratoire (Figure II-8).

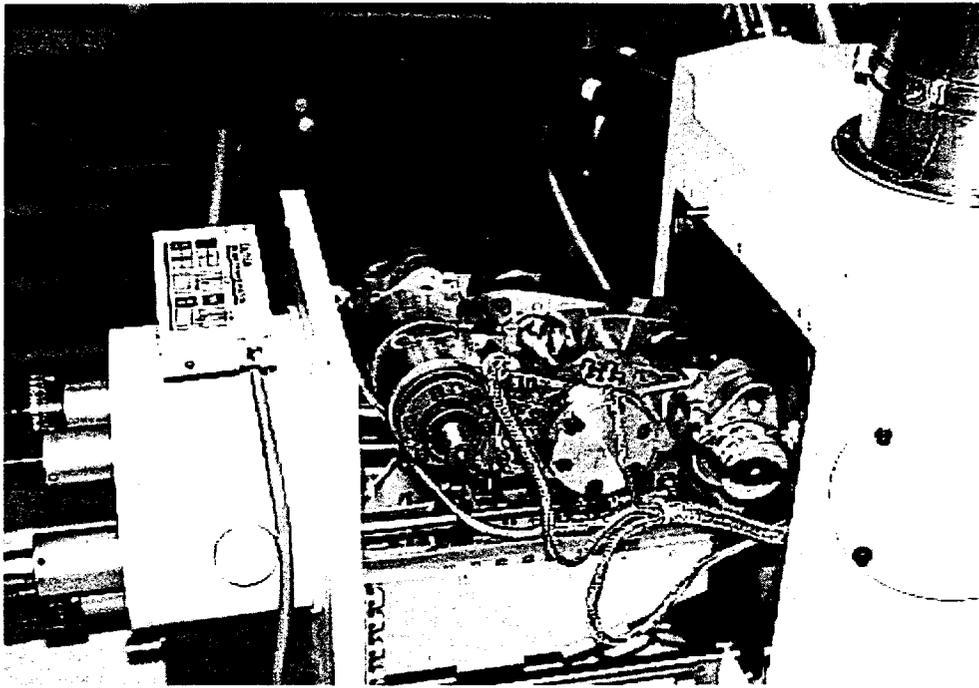


Figure II-8 : Micromachine de fatigue montée sur la platine goniométrique du MEB.

II.3.1. MACHINE D'ESSAI - SCHEMA CINEMATIQUE

La micromachine de fatigue (Figure II-9) est principalement composée de deux traverses, liées par une glissière au bâti et autocentrées par un dispositif de rappel élastique permettant de limiter les déplacements du centre de l'éprouvette par rapport à l'axe du faisceau électronique, pendant le chargement. Chaque traverse est équipée d'un moto-réducteur tirant ou poussant sur l'autre traverse par l'intermédiaire d'un système vis-écrou (vis à rouleaux précontraintes). Chacune d'elles porte par ailleurs un mors. La rotation de l'ensemble mors+éprouvette autour de l'axe de l'éprouvette est commandée afin de pouvoir observer la totalité de la surface de l'éprouvette (les deux faces pour une éprouvette plate, la surface latérale complète pour une éprouvette cylindrique). L'effort est transmis des mors à l'éprouvette par obstacle et/ou adhérence.

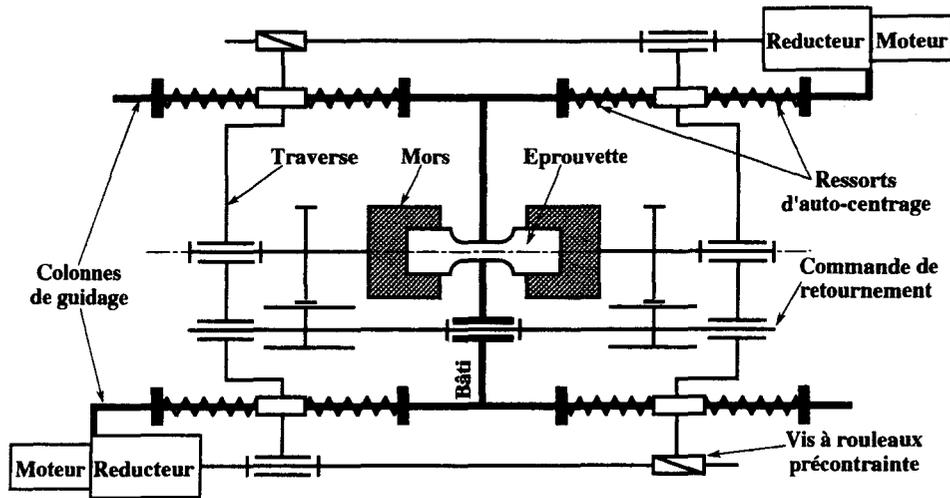


Figure II-9 : Schéma cinématique de la micromachine de fatigue.

Les caractéristiques principales de la micromachine sont les suivantes :

- course utile : 20 mm
- masse : 3,2 kg
- encombrement : 56 mm * 190 mm * 220 mm
- capacité : 6 kN
- vitesse maximale de déplacement relatif des traverses : 40 $\mu\text{m/s}$
- incrément de déplacement relatif des traverses : 0,13 μm

II.3.2. INSTRUMENTATION

La micromachine de fatigue est équipée d'un capteur de déplacement et d'une cellule de charge (Figure II-10). Le capteur de déplacement, de type LVDT, mesure le déplacement relatif des deux traverses. Ce capteur inductif a une course maximale de 20 mm et a été étalonné grâce à la connaissance de l'incrément de déplacement relatif des deux traverses. Son signal est conditionné par une carte DCM-1000 (TME).

La cellule de charge est un capteur à jauges implanté sur l'une des deux traverses. Elle a été étalonnée (Annexe B) pour mesurer l'effort transmis à l'éprouvette. Le signal transmis par la cellule de charge est conditionné par un pont d'extensométrie TS-205 (SEDEME). Par ailleurs, un micro-extensomètre est en cours de réalisation pour mesurer directement la déformation de la partie utile de l'éprouvette. Son signal sera conditionné également par un pont TS-205.

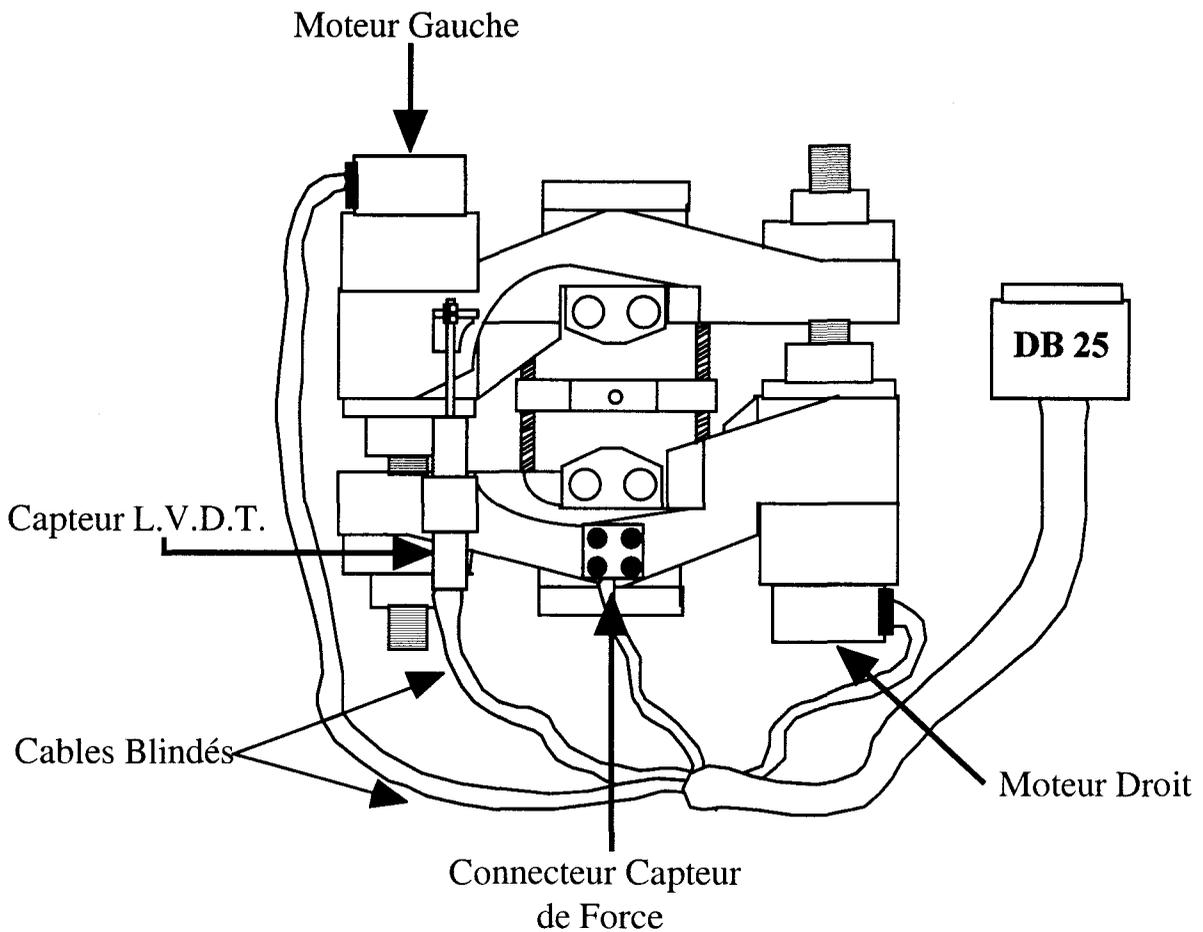


Figure II-10 : Schéma descriptif des instruments de pilotage et de mesure équipant la micromachine de fatigue.

II.3.3. PILOTAGE ET ACQUISITION

Le pilotage et l'acquisition des signaux des différents instruments de mesure équipant la micromachine sont réalisés grâce à un PC via un étage de puissance et des cartes de conditionnement et d'acquisition, par l'intermédiaire d'un programme utilisateur créé à partir du logiciel LABVIEW (Figure II-11 et Figure II-12). L'ensemble motorisation-instrumentation se trouve à l'intérieur de la chambre du MEB, sous vide pendant les essais. Un connecteur étanche permet la transmission des informations électroniques. Les différents instruments de pilotage et d'acquisition sont reliés à un "rack", qui constitue notre chaîne de mesure (conditionnement et amplification des signaux) et réalise l'étage de puissance (alimentation des moteurs). Il contient un boîtier de connexion type SCB68 (NI) qui facilite le câblage, les conditionneurs et l'alimentation. Cette dernière est réalisée grâce à un circuit intégré pour chaque moteur, afin de pouvoir les piloter séparément (mais de façon

synchronisée). Le "rack" est lui-même relié à un PC, par l'intermédiaire d'une carte de conversion analogique-numérique de type AT-MIO-16XE-50 (NI). Le logiciel LABVIEW a permis la conception d'un programme de type modulaire et graphique [LET96]. L'asservissement est assuré par un régulateur de type PID. C'est un correcteur numérique de type P.I.D. qui agit sur la vitesse de rotation des moteurs pour faire tendre vers zéro la différence entre mesure et consigne. On peut ainsi actuellement piloter en déplacement ou en effort.

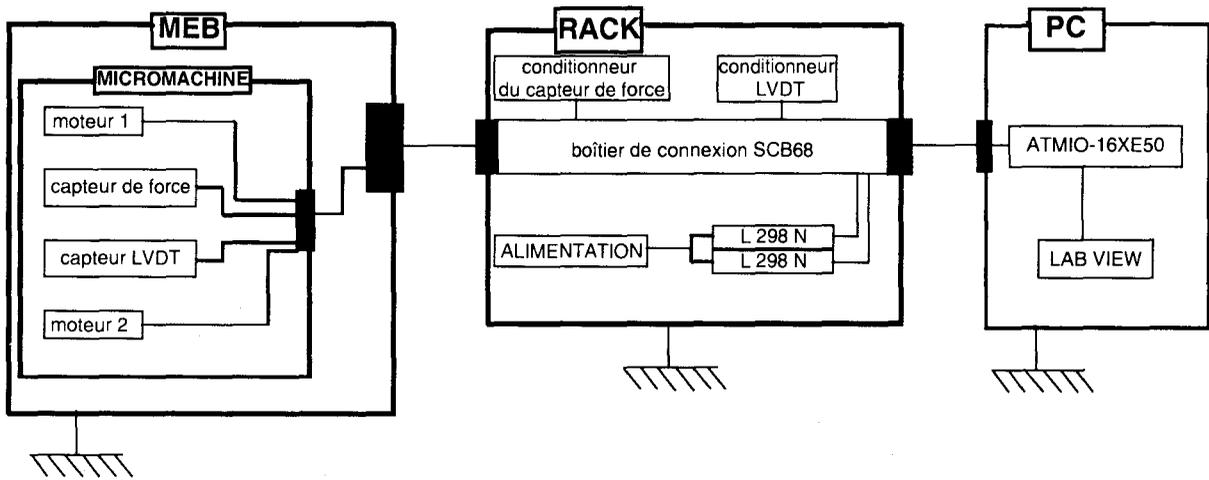


Figure II-11 : Schéma de principe de l'installation expérimentale pour le pilotage et l'acquisition des données.

L'acquisition des images pendant les essais in-situ est assurée par le logiciel d'acquisition d'images NEWTEC, installé sur un PC, lui-même relié en parallèle de l'écran de balayage du MEB. Le signal utilisé est, selon les circonstances, celui en électrons secondaires ou celui en électrons rétrodiffusés.

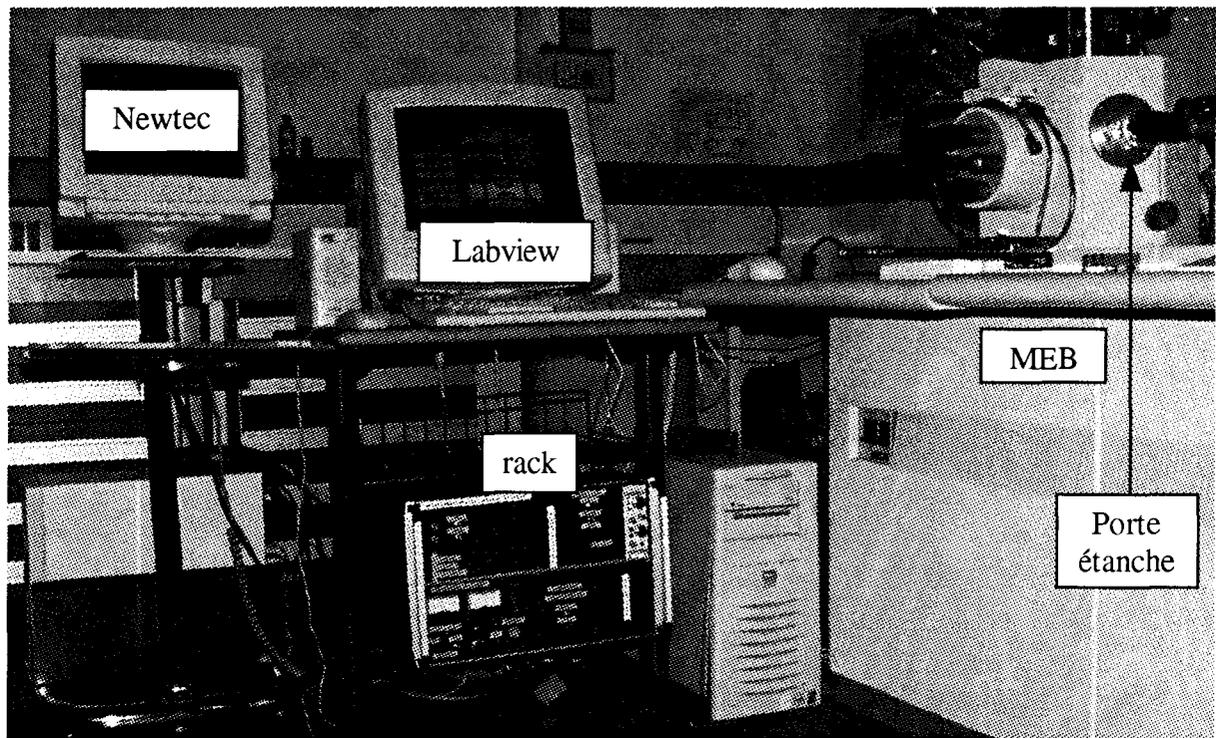


Figure II-12 : Vue d'ensemble de l'installation expérimentale.

II.3.4. EPROUVETTES UTILISEES POUR LES ESSAIS IN-SITU

2 types d'éprouvettes plates ont été utilisés lors des essais in-situ. La Figure II-13 montre le type d'éprouvette utilisé lors des essais de traction monotone et de fatigue oligocyclique. La forme de ces éprouvettes, très légèrement entaillées et d'épaisseur 2 mm, devrait permettre a priori de localiser l'endommagement dans la section minimale ($S=6 \text{ mm}^2$), supposée néanmoins non entaillée car la forme n'introduit pas de concentration de contrainte notable. L'utilisation d'une éprouvette du type de la Figure II-14 (également d'épaisseur 2 mm mais de section minimale $S=7 \text{ mm}^2$) devrait permettre a priori de localiser l'amorçage d'une fissure au droit de l'entaille mécanique en V, et de contrôler la propagation de cette fissure par fatigue, comme on peut le faire sur une éprouvette de type CT. Ces deux types d'éprouvettes ont été usinés par électroérosion. Les éprouvettes sont ensuite pré-polies sur des disques diamantés (grains de 10 et 30 μm), puis polies à la pâte diamantée jusqu'à une rugosité de 1 μm . Afin de révéler de façon nette les particules en surface de l'éprouvette, on effectue ensuite une attaque, au réactif de Keller (0,5%vol.HF - 1,5%vol.HCl - 2,5%vol.HNO₃ - 95,5%vol.H₂O), de la surface de l'éprouvette à observer. Les faces latérales ont été polies d'un manuellement.

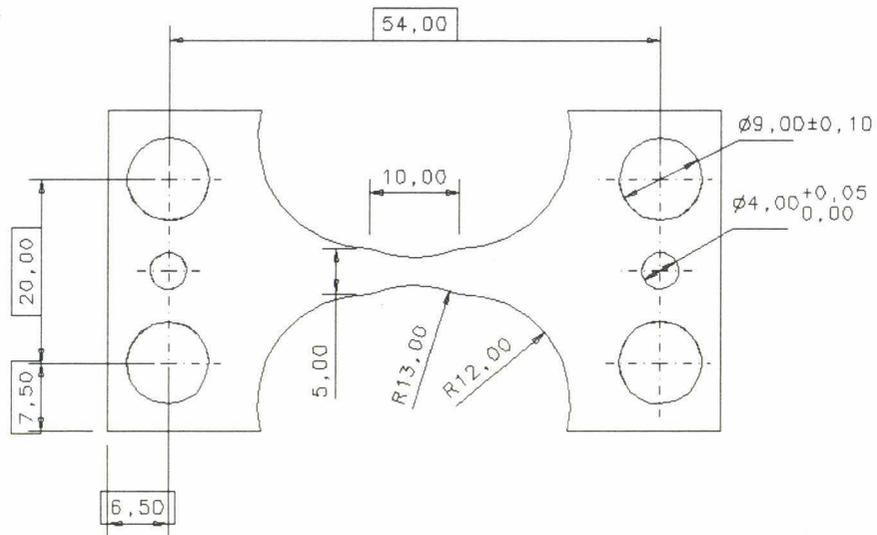


Figure II-13 : Géométrie des éprouvettes utilisées lors d'essais in-situ en traction monotone ou en fatigue oligocyclique.

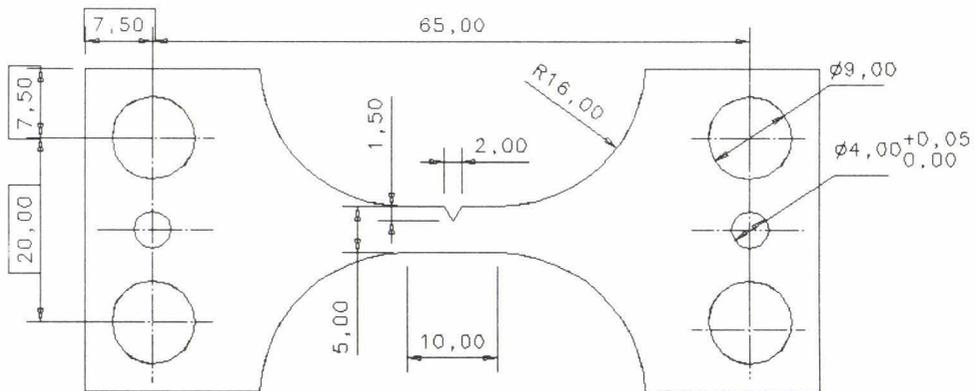


Figure II-14 : Géométrie des éprouvettes entaillées utilisées lors d'essais in-situ de propagation de fissure par fatigue.

II.4. ESSAI DE TRACTION MONOTONE

3 essais in-situ de traction monotone ont été réalisés sur le composite F3K10S. Le but de ces essais était de comprendre les mécanismes d'endommagement de surface du composite sous ce type de sollicitation. Un seul de ces essais nous a permis d'observer des mécanismes d'endommagement en surface, avant la rupture finale de l'éprouvette. Les deux autres éprouvettes ont rompu brutalement, du fait du caractère macroscopiquement fragile du composite F3K10S. De ce fait, les endommagements sur ces deux éprouvettes sont apparus pendant le dernier incrément de contrainte imposée, et n'ont donc pas pu être observés.

Notons que 3 essais du même type ont également été effectués sur l'alliage AS10U3NG. Les éprouvettes ont là aussi rompu brutalement, sans qu'aucun mécanisme d'endommagement n'ait pu être observé à la surface des éprouvettes avant la rupture.

II.4.1. CONDITIONS DE L'ESSAI

L'essai a été piloté en charge imposée, de manière incrémentale par pas de 10 MPa, à partir de la limite conventionnelle d'élasticité $Re_{0,02\%} = 180$ MPa, jusqu'à la contrainte à rupture $R_m = 303$ MPa. La section minimale de l'éprouvette étant de 6 mm^2 , la sollicitation de l'éprouvette s'est faite par incréments de 60 N, à partir de $F_{e_{0,02\%}} = 1080$ N jusqu'à une charge maximale $F_m = 1818$ N. Dans le MEB, la surface de l'éprouvette se trouvait à 30 mm de la lentille objectif, la tension d'accélération des électrons était de 15 kV, et l'intensité du filament de $60 \mu\text{A}$. Le mode utilisé pendant l'essai était celui des électrons secondaires (ES). Notons que la grande distance de travail est un handicap pour l'obtention d'une très bonne résolution. Mais malheureusement, cette distance est invariable et imposée du fait de l'encombrement et du poids de la micromachine de fatigue, posée sur la platine goniométrique du MEB, alors en butée basse. L'observation de la surface et l'acquisition d'images ont été effectuées lors de maintiens de l'éprouvette sous charge. Pendant ce laps de temps, les moteurs sont coupés, ce qui impose un déplacement relatif des traverses constant. L'éprouvette peut donc être théoriquement être sujette à de la relaxation. Notons que la direction verticale des images est la direction de la sollicitation.

II.4.2. RESULTATS

II.4.2.1. Endommagement observé en surface

Avant le début de l'essai, un défaut d'usinage existait à la surface de l'éprouvette (Figure II-15). C'est au droit de ce défaut qu'ont été observés les quelques zones endommagées au cours de l'essai (en A et B sur la Figure II-15, où l'éprouvette est vierge). Ces zones n'étaient pas endommagées avant le début de l'essai.

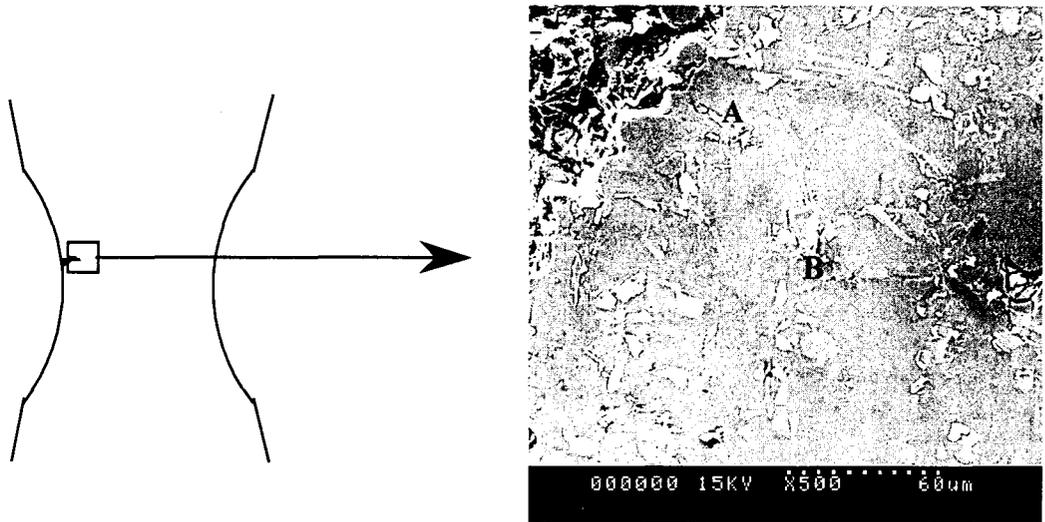
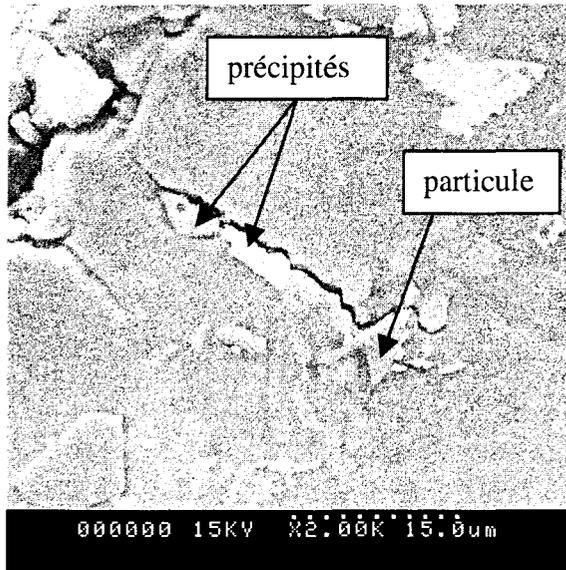


Figure II-15 : Défaut d'usinage existant à la surface de l'éprouvette avant le début de l'essai de traction in-situ.

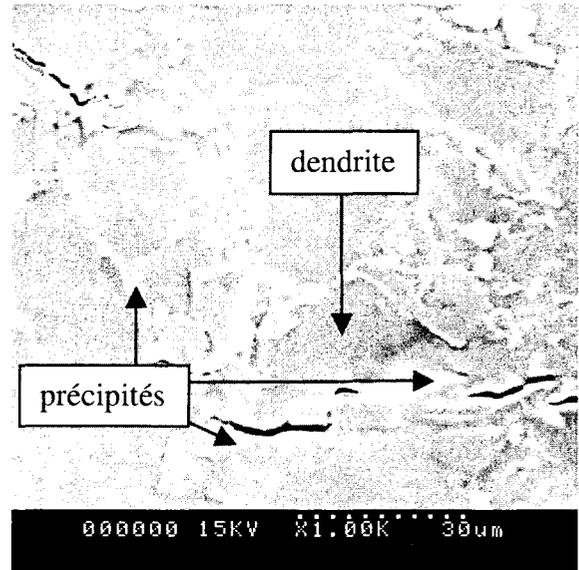
En A, sous une contrainte nominale $\sigma = 220$ MPa (73% R_m), une microfissure est apparue (Figure II-16a). L'amorçage s'est effectué par décohésions dendrites/précipités et dendrites/particules. Notons qu'au droit du défaut observé, la contrainte est plus élevée a priori que la contrainte nominale imposée, l'effet d'entaille induisant une concentration de contrainte importante.

En B, sous une contrainte nominale $\sigma = 270$ MPa (90% R_m), une nouvelle zone d'endommagement est apparue, par rupture de précipités, décohésions précipités/dendrites, et par fissuration dans une dendrite (Figure II-16b). De plus, dans la zone A, un nouvel amorçage au droit du défaut a eu lieu (Figure II-16c), dans la zone eutectique (espace interdendritique), par rupture de précipités et décohésions précipités/dendrites.

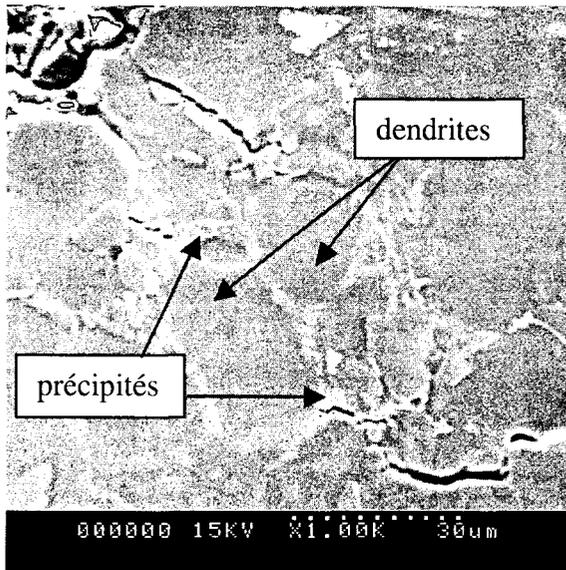
Les microfissures apparues précédemment se sont rejointes sous une contrainte nominale $\sigma = 300$ MPa (99% σ_m sur la Figure II-16d). La fissuration s'est encore manifestée dans la zone interdendritique, par rupture de précipités et décohésions précipités/dendrites.



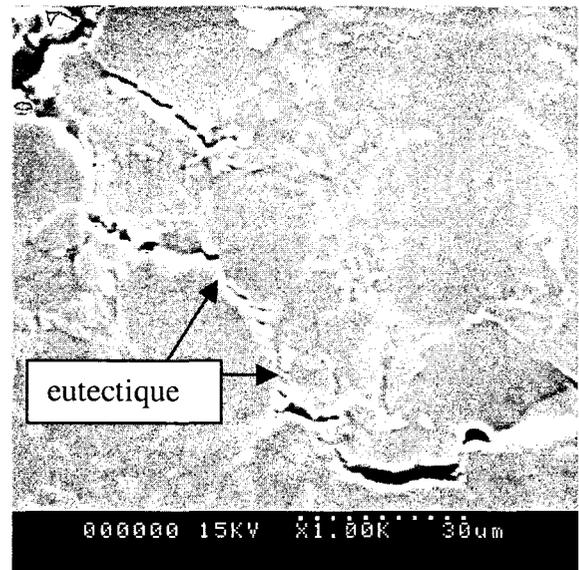
a)



b)



c)



d)

Figure II-16 : Endommagements observés pendant l'essai de traction in-situ (ES), a) en A sous $\sigma = 220$ MPa, b) en B sous $\sigma = 270$ MPa, c) en A sous $\sigma = 270$ MPa, d) en A et B sous $\sigma = 300$ MPa.

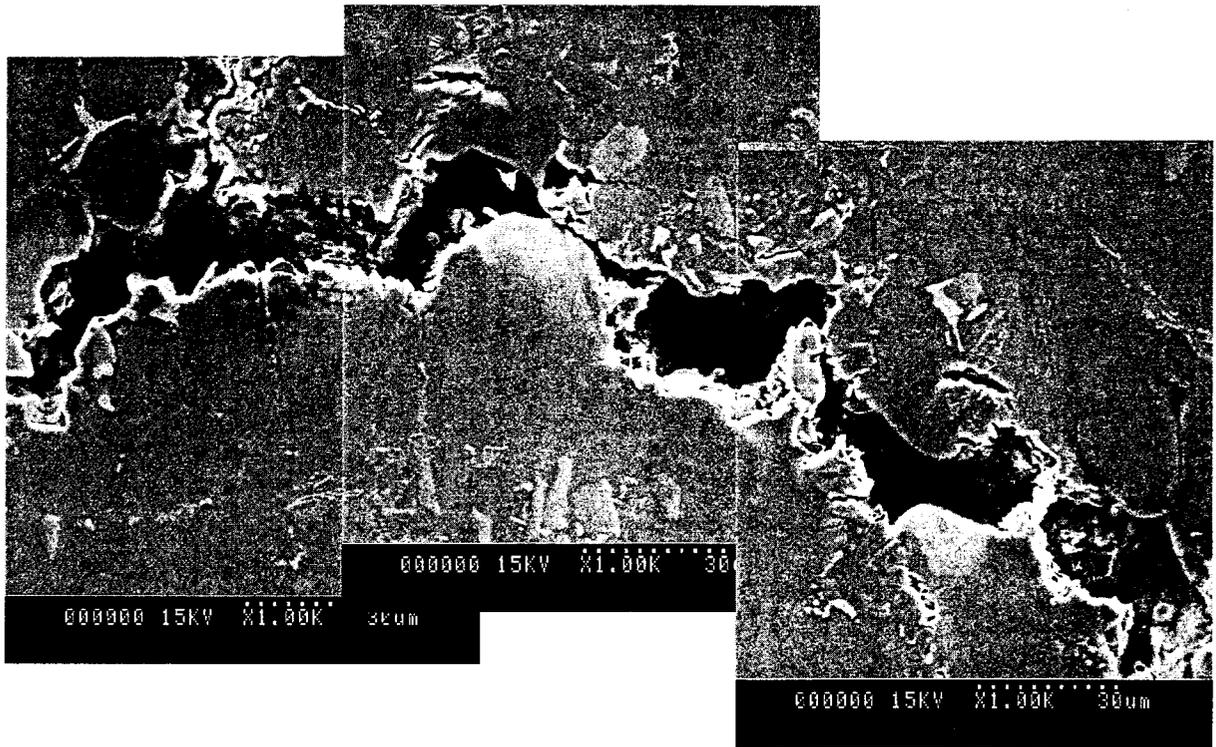
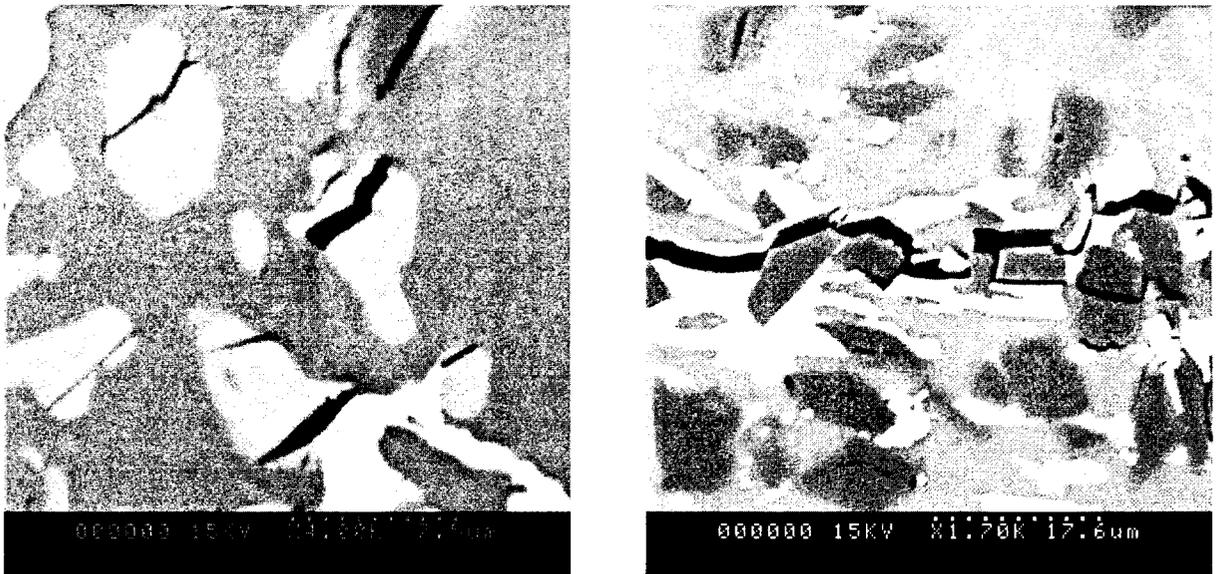


Figure II-17 : Rupture brutale de l'éprouvette sous $\sigma = 303$ MPa (ES). La fissure responsable de cette rupture s'est amorcée au droit du défaut d'usinage et a traversé l'éprouvette de bout en bout.



a)

b)

Figure II-18 : Surface de l'éprouvette après rupture totale, en électrons rétrodiffusés (ER), a) ruptures de précipités, b) décohésions particules/précipités et particules/dendrites, ruptures de particules (en gris foncé) et de précipités (en blanc et en gris clair).

La rupture brutale de l'éprouvette a eu lieu sous $\sigma = 303$ MPa (Figure II-17). La fissure responsable de cette rupture s'est amorcée au droit du défaut d'usinage et a traversé l'éprouvette de bout en bout, perpendiculairement à l'axe de sollicitation. Après la rupture, on a constaté, en électrons rétrodiffusés, de nombreux précipités rompus (Figure II-18a) et quelques particules également rompues (Figure II-18b) sur la surface de l'éprouvette. L'endommagement est resté néanmoins localisé à proximité (moins de 50 μm) du faciès de rupture. Aucun phénomène de type relaxation n'a été observé en cours d'essai.

II.1.1.1. Faciès de rupture

Etant donné l'allongement à rupture du composite F3K10S (de l'ordre de 0,30%) et de l'alliage AS10U3NG (de l'ordre de 0,50%) (Tableau II-3), on peut considérer que ces matériaux sont macroscopiquement fragiles. Par conséquent, les dendrites, dans l'alliage non renforcé comme dans la matrice du composite, se déforment peu plastiquement. Mais localement, à proximité des particules SiC, le fort désaccord élastique entre les deux phases (matrice et renfort) augmente le niveau de déformation plastique dans les dendrites du composite. Ainsi, sur la Figure II-19, on n'observe pas de cupules à cette échelle ; mais cette figure ne montre pas non plus un faciès typiquement fragile. En fait, l'aspect de ce faciès laisse supposer une cavitation privilégiée autour des particules et/ou des précipités.

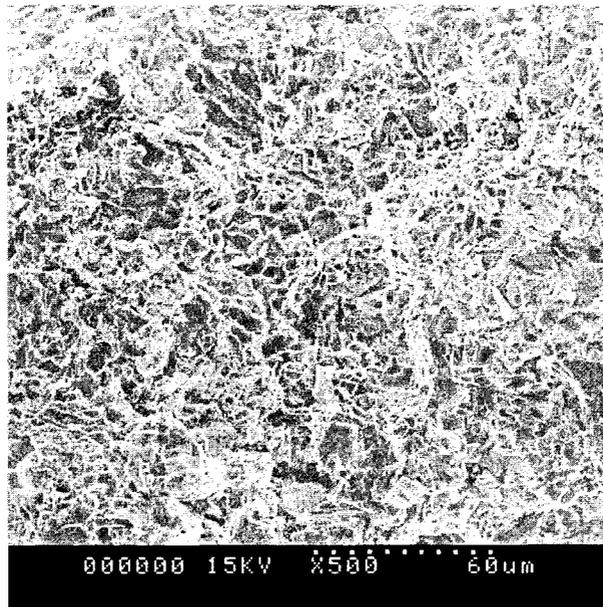


Figure II-19 : Faciès de rupture du composite F3K10S (ES).

A plus fort grossissement, localement dans la matrice (en particulier dans les dendrites), de nombreuses microcupules sont visibles (Figure II-20), confirmant le caractère ductile des dendrites, essentiellement constituées d'aluminium. En comparant les deux faces d'une même zone rompue (Figure II-21), on a pu constater la présence de particules rompues en retrouvant un morceau d'une même particule sur chacun d'eux. On a pu également découvrir ainsi des particules décohéérées (Figure II-22) : on voit la particule sur une des faces et on retrouve son empreinte sur la face opposée. En revanche, il fut plus difficile de distinguer des précipités (sauf Figure II-23a) sur le faciès sans attaque au réactif de Keller. Toutefois, une cavitation importante est apparue autour des précipités fragiles (Figure II-23b).

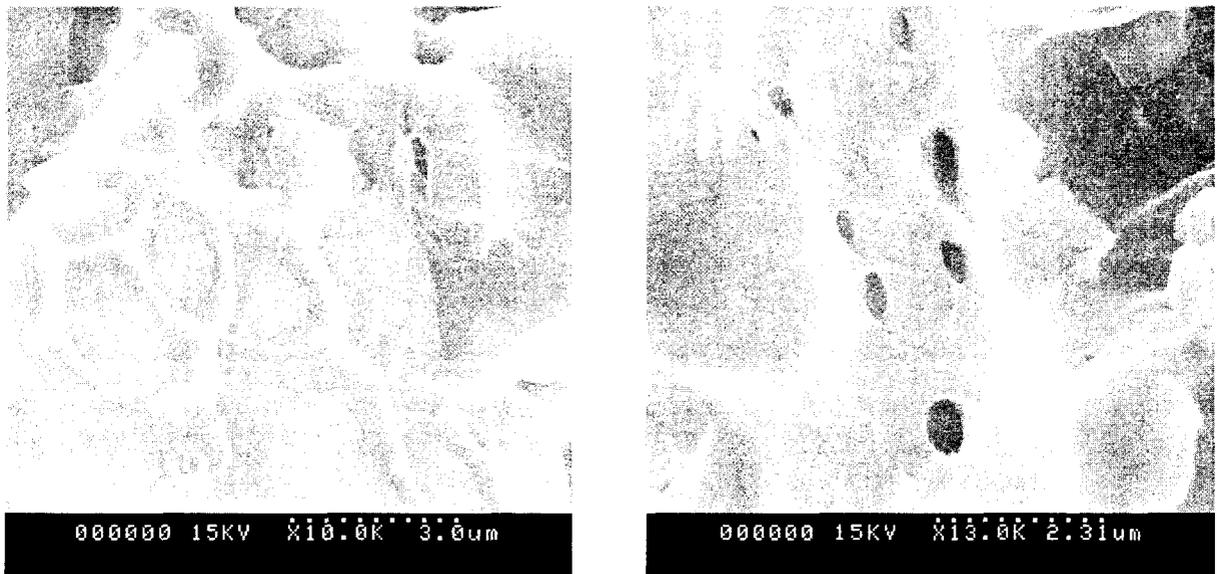


Figure II-20 : Présence de microcupules dans les dendrites d'aluminium du faciès de rupture du composite F3K10S (ES).

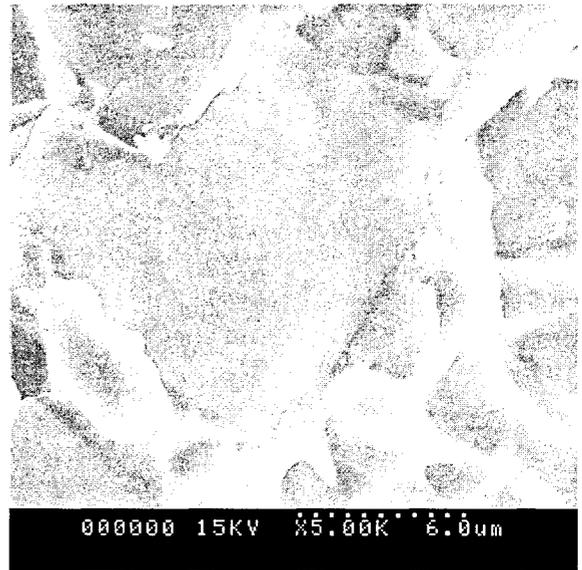
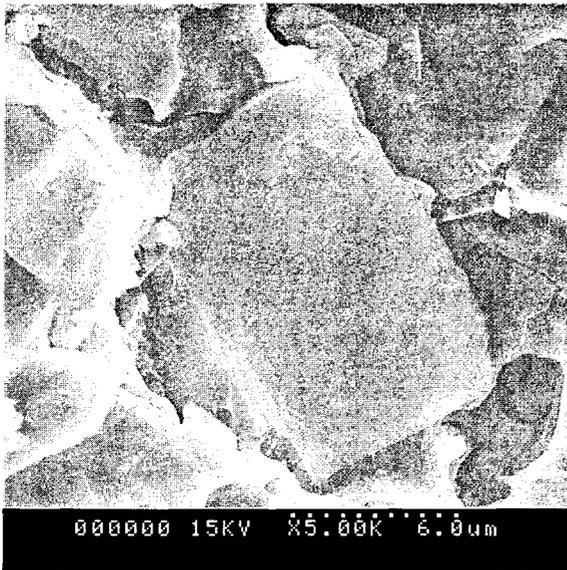


Figure II-21 : Rupture d'une particule en 2 morceaux : un morceau apparaît sur chacun des faciès.

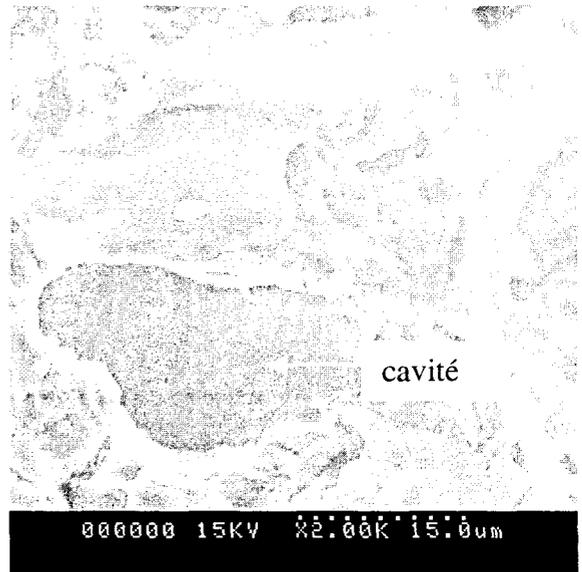
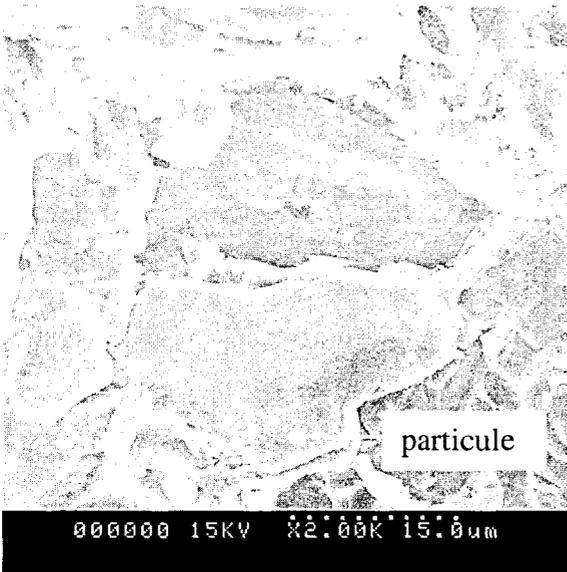


Figure II-22 : Décohésion particule/matrice : présence de la particule sur un des faciès et absence de particule sur l'autre faciès, laissant juste l'empreinte.

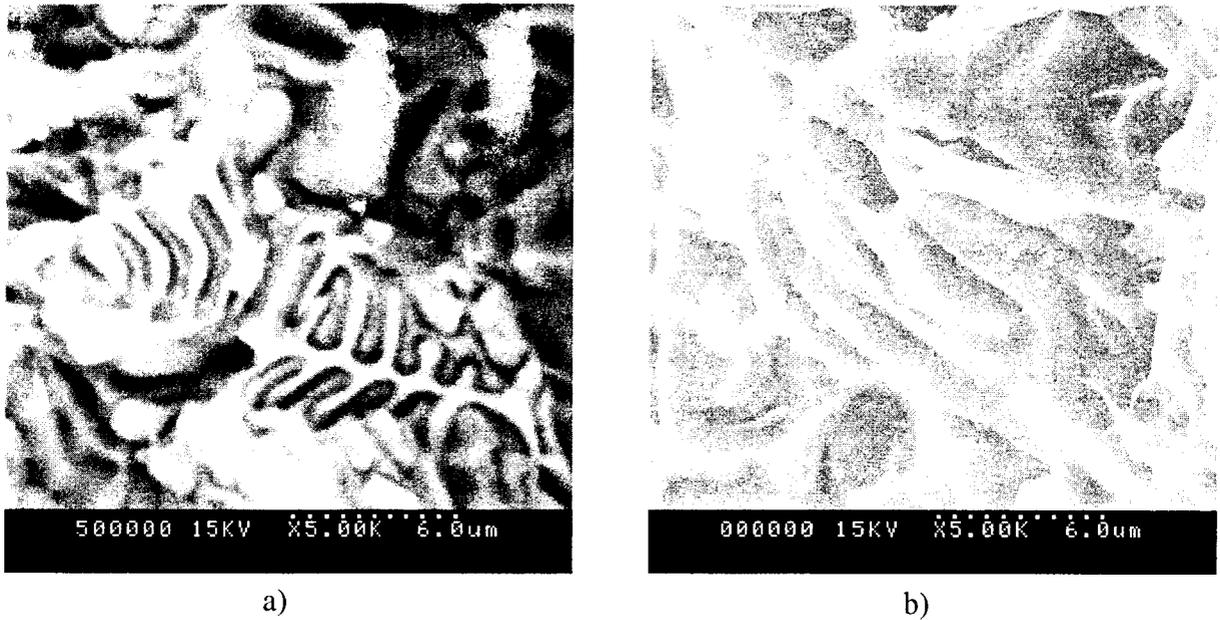


Figure II-23 : Faciès de rupture du composite F3K10S : a) précipité en "écriture chinoise" rompu (ER), b) cavitation sur les précipités (ES).

II.1.1.2. Discussion

Les micromécanismes d'endommagement de surface du CMM F3K10S ont été observés lors d'essais de traction monotone. Les résultats présentés ici correspondent à un de ces essais, car une seule éprouvette a pu être correctement observée. Contrairement à ce qu'ont observé plusieurs auteurs [BOUR94, MAIR95, DERR97] lors d'essais analogues de traction in-situ dans un MEB, sur d'autres types de CMM, l'endommagement à la surface de l'éprouvette était ici localisé et non diffus. De plus il s'est manifesté principalement sur les précipités, et non sur les particules.

L'apparition de l'endommagement s'est effectué sur un défaut d'usinage sous une contrainte nominale $\sigma = 220$ MPa, par rupture de précipités, et par décohésions précipités/dendrites et précipités/particules. Ensuite, avec l'augmentation du niveau de contrainte imposé à l'éprouvette, l'endommagement en surface a progressé par propagation des microfissures amorcées sur les précipités. Aucune rupture de particule n'a été observée avant la rupture brutale de l'éprouvette (sous $\sigma = 303$ MPa).

En fait, la matrice du composite est très peu résistante, de par la présence de ses précipités grossiers. La présence des particules SiC, par leur grande raideur, impose une contrainte importante au voisinage de celles-ci (c'est-à-dire dans la zone eutectique), où les autres composés (les précipités) sont beaucoup moins raides mais tout aussi fragiles, voire

plus. Ceci peut-il expliquer que l'alliage non renforcé AS10U3NG ($R_m = 368$ MPa) soit plus résistant que le composite F3K10S ($R_m = 289$ MPa) ?

Les essais in-situ réalisés sur l'alliage AS10U3NG en traction monotone n'avaient pas permis d'observer de mécanismes d'endommagement en surface. Pourtant, les niveaux de contrainte nominaux atteints lors de ces essais étaient élevés (jusqu'à 370 MPa au lieu de 300 MPa pour le composite). Ceci signifie que les précipités étaient capables de résister à des contraintes *nominales* supérieures à celles rencontrées lors des essais sur le composite F3K10S.

Finalement, si l'on compare un essai de traction réalisé sur l'alliage non renforcé AS10U3NG et un essai de traction réalisé sur le composite F3K10S, les mécanismes sont nettement différents. D'une part, les précipités de type Al-Ni-Cu-Fe qui s'emboîtent autour des particules SiC n'existent pas dans l'alliage AS10U3NG. D'autre part, il existe une ségrégation importante des particules dans les espaces interdendritiques, créant des amas. Ces amas de particules provoquent de fortes concentrations de contraintes dans les zones eutectiques, où se trouvent également les précipités. Par conséquent, à même contrainte *nominale* imposée, la contrainte *locale* dans les précipités du composite est supérieure à celle dans les précipités de l'alliage non renforcé.

En conclusion, les particules ne jouent pas ici leur rôle de renfort, mais jouent un rôle que l'on pourrait appeler "rôle catalyseur" de l'endommagement. De plus, la structure dendritique du composite facilite la propagation de fissure, qui s'effectue dans les zones interdendritiques, menant à la rupture brutale, par un mécanisme de type "déboutonnage", comme décrit par plusieurs auteurs sur des Al/SiC de fonderie [WANG91, KUMA96].

Toutefois, au moment de la rupture finale (et uniquement), quelques particules rompues ont été observées en surface, au voisinage du faciès de rupture. Sur celui-ci, des particules rompues et/ou décohérées de la matrice ont également été vues. Le faciès de rupture a également montré le caractère microscopiquement ductile de la matrice du composite, malgré le comportement macroscopiquement fragile du composite F3K10S.

Rappelons enfin que deux autres essais de traction monotone n'ont pas abouti. En effet, lors de ces deux essais, aucun endommagement de surface n'a été constaté, jusqu'à une contrainte nominale $\sigma = 290$ MPa tandis que les éprouvettes avaient rompu sous $\sigma_m = 300$ MPa. Ce phénomène confirme le caractère macroscopiquement fragile du composite F3K10S et montre les difficultés de manipulation de ce type de matériau lors d'essais in-situ.

II.2. ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

6 essais in-situ de fatigue oligocyclique ont été réalisés sur le composite F3K10S (3 sur chaque type d'éprouvette (Figure II-13 et Figure II-14)). Un seul essai par type d'éprouvette a permis d'observer des mécanismes d'endommagement en surface, en cours d'essai. Les quatre autres éprouvettes ont rompu brutalement sans qu'aucun amorçage ni aucune propagation n'aient pu être détectés, confirmant les difficultés de manipulation posées par ce type de matériau fragile.

II.2.1. ESSAI SUR EPROUVETTE LISSE

Le but de l'essai était de comprendre les mécanismes d'endommagement de surface du composite en fatigue oligocyclique sous sollicitations de traction-compression. Pour cela, il était nécessaire de détecter les zones endommagées en surface de l'éprouvette, au fur et à mesure du cyclage, et de suivre leur évolution.

II.2.1.1. Conditions de l'essai

L'essai in situ présenté ici a été piloté en charge. Un signal triangulaire purement alterné a été imposé avec une amplitude de force $F_a=1440$ N (soit une amplitude de contrainte nominale $\sigma_a = 240$ MPa dans la section utile), à une vitesse de chargement constante de 150 N/s (soit 21,4 MPa/s, correspondant en élasticité à une vitesse de déformation de $2,33 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Un tel niveau de contrainte place l'essai dans le domaine de la fatigue plastique oligocyclique. L'éprouvette utilisée était celle de la Figure II-13 (cf. §II.3.4).

Les observations du suivi de l'endommagement au MEB ont été réalisées en cours de sollicitation, par interruption de l'essai durant quelques dizaines de minutes au maximum. La surface de l'éprouvette se trouvait donc également à 30 mm de la lentille objectif, la tension d'accélération était de 25 kV, et l'intensité du filament de 60 μA . Le mode de détection utilisé pendant l'essai était celui des électrons secondaires. Les observations étaient réalisées en maintenant l'éprouvette sous charge maximum.

II.2.1.2. Résultats

II.2.1.2.1. Endommagement observé en surface

Les précédents essais de fatigue réalisés in-situ avaient montré que l'endommagement observé n'était pas diffus à la surface de l'éprouvette : les microfissures s'amorçaient en effet généralement sur des défauts de fonderie (retassures, soufflures, inclusions...) ou d'usinage. L'évolution de l'endommagement donnait alors lieu à une propagation de fissures courtes, puis, par propagation et/ou coalescence, à l'apparition d'une fissure principale et à sa propagation. L'éprouvette sur laquelle a été réalisé l'essai présenté ici possédait de tels défauts.

Outre la fissure amorcée sur un défaut de fonderie, ayant conduit à la fissure principale et à la rupture de l'éprouvette, quatre autres microfissures sont apparues dans la zone utile au cours de cet essai, chacune amorcée sur un défaut préexistant. La propagation de ces quatre microfissures a été rapidement bloquée ; ces fissures n'ont donc jamais rejoint la fissure principale. L'Annexe C montre l'apparition et l'évolution de ces microfissures.

Le principal défaut observé est présenté sur la Figure II-24 (éprouvette non chargée) : il s'agit d'une rainure d'environ 1 mm de long, mais très peu profonde (quelques μm). Ce défaut occasionnait une réduction de section tout à fait négligeable, mais entraînait néanmoins une concentration de contrainte très locale à l'extrémité et au fond de la rainure. La fissure amorcée au droit de la rainure est en effet à l'origine de la rupture finale de l'éprouvette.

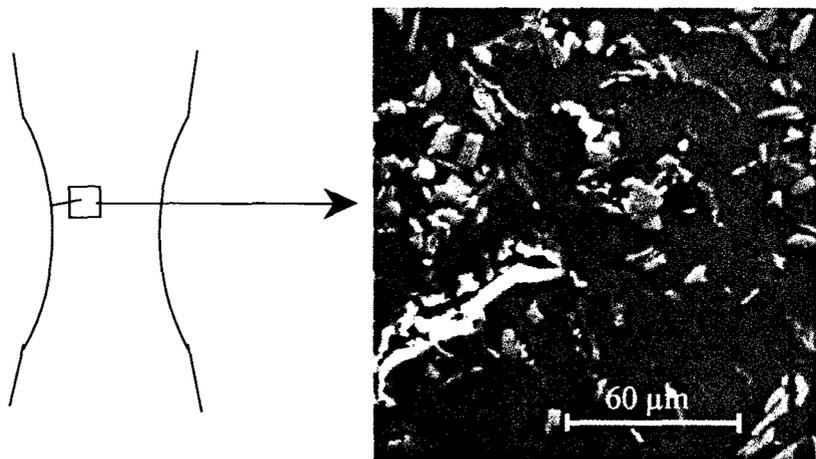
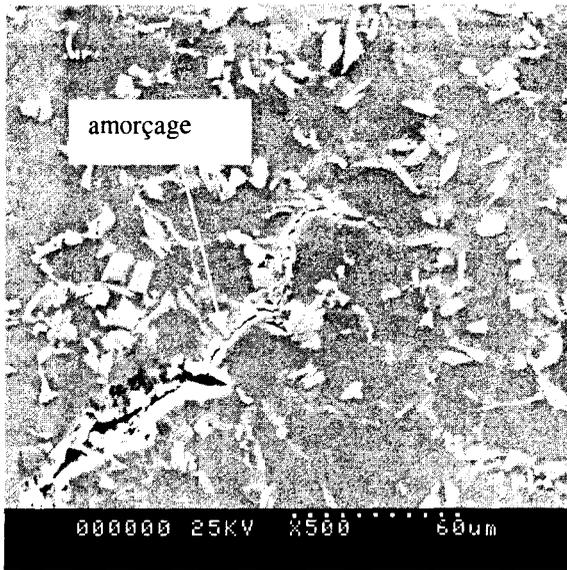


Figure II-24 : Principal défaut observé (à l'origine de la fissure principale) dans la zone utile de l'éprouvette vierge.

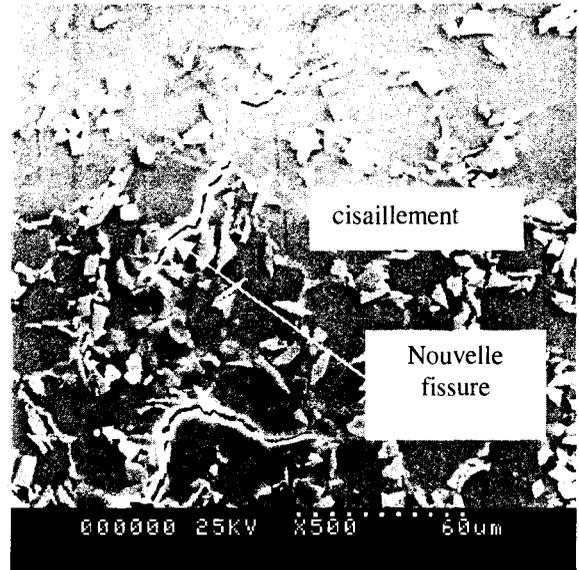
L'amorçage s'est effectué à l'extrémité de la rainure, par rupture de précipités dans l'espace interdendritique et par décohésions particules/dendrites ou particules/précipités (Figure II-25a, 20^{ème} cycle). La fissure semble "éviter" les particules, privilégiant les décohésions. Il apparaît ainsi qu'en raison de la forte hétérogénéité de la zone eutectique et de la présence des précipités et des particules de caractère fragile en son sein, cette zone est moins résistante que la dendrite qu'elle entoure. De plus, il semble ici encore que les précipités, bien que plus petits que les particules SiC, sont beaucoup plus fragiles que celles-ci. Cette fissure est ensuite restée bloquée jusqu'à plus de 900 cycles, c'est-à-dire jusque peu avant la rupture, qui s'est produite à 936 cycles.

En revanche, après 130 cycles, une nouvelle fissure (non observée au 120^{ème} cycle) est apparue au voisinage de la précédente (Figure II-25b et Figure II-25c). Il est toutefois possible qu'en profondeur, ces deux fissures n'en formaient qu'une seule. L'amorçage en surface de cette nouvelle fissure s'est effectué dans l'espace interdendritique, par rupture de précipités, en évitant là encore les particules SiC. Cette fissure s'est ensuite propagée très rapidement dans une dendrite par cisaillement (en quelques cycles seulement). Il n'y a pas eu de propagation stable de la fissure dans la dendrite, et aucune trace d'émoussement n'est apparue en fond de fissure. Puis, la propagation s'est effectuée à nouveau dans l'eutectique, en rompant les précipités.

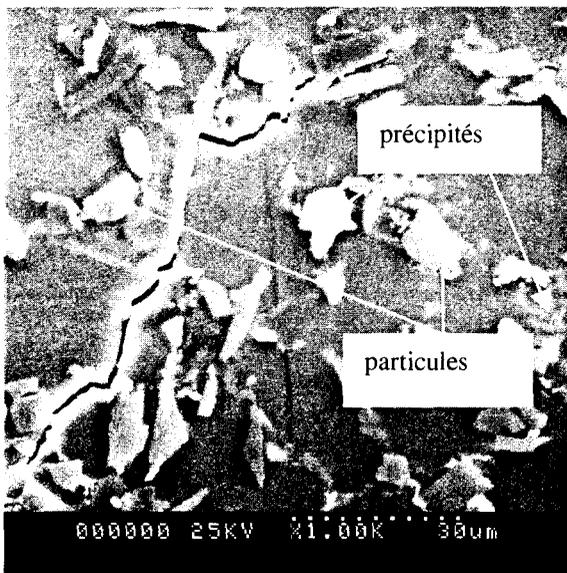
Entre le 130^{ème} (Figure II-25c) et le 500^{ème} cycle (Figure II-25d), la fissure s'est propagée d'environ 30 μm . Durant cette période, une nouvelle bande de cisaillement s'est créée dans une dendrite. On aperçoit en outre, pour la première fois, des particules rompues en mode I en avant de la fissure. L'essai étant piloté en charge, la contrainte en pointe de fissure a sensiblement augmenté depuis l'amorçage, l'augmentation de la longueur de fissure entraînant une réduction de la section supportant la charge. Ainsi, le champ des contraintes en avant de la pointe de fissure s'avère désormais suffisant pour rompre les particules qui se trouvent juste en avant de la fissure.



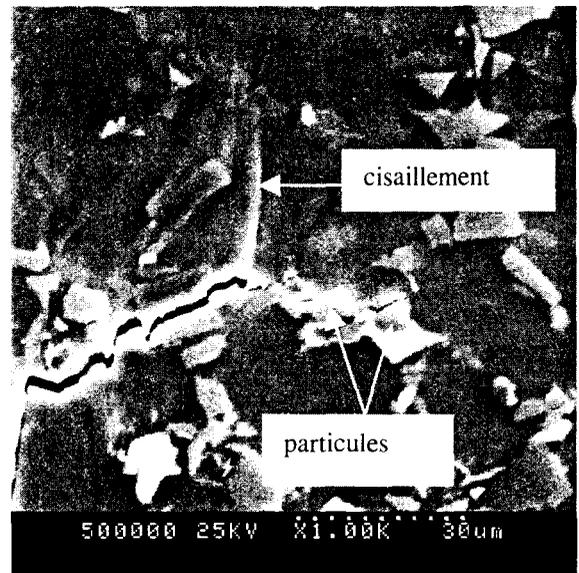
a)



b)



c)



d)

Figure II-25 : Fissures ayant mené à la rupture, a) amorçage au droit d'un défaut après 20 cycles, b) amorçage et propagation d'une nouvelle fissure après 130 cycles, c) détail de la nouvelle fissure après 130 cycles, d) état de cette seconde fissure après 500 cycles.

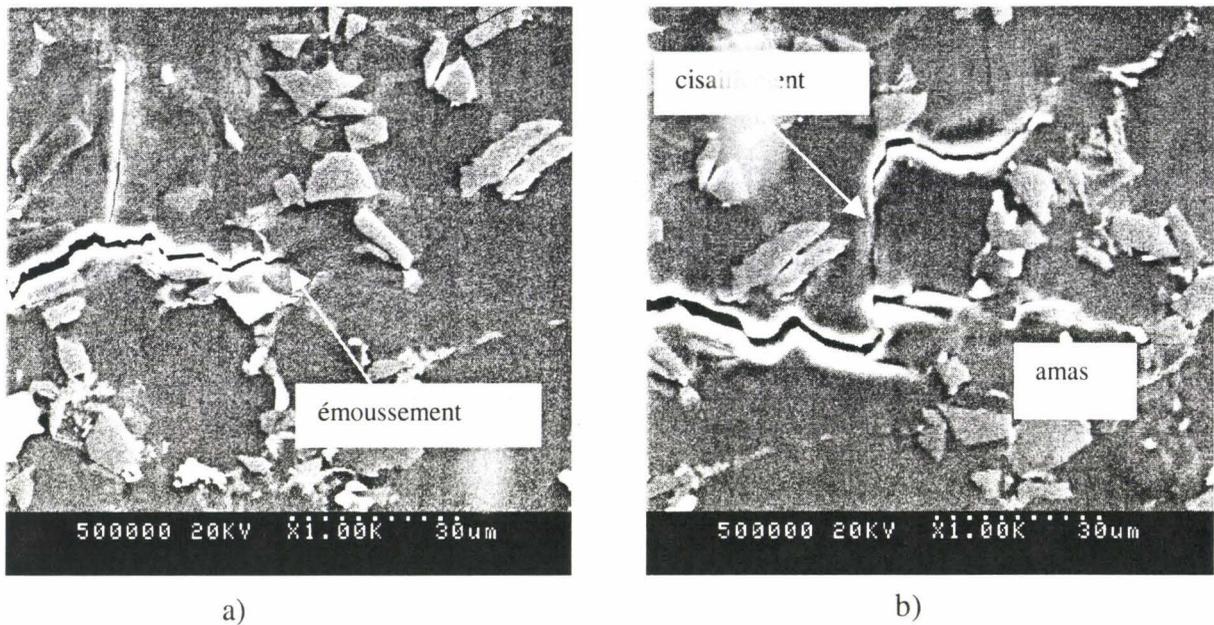


Figure II-26 : Propagation de la fissure principale (ES), a) état de la fissure après 650 cycles, b) après 950 cycles.

Entre le 500^{ème} (Figure II-25d) et le 650^{ème} cycle (Figure II-26a), la fissure principale s'est propagée très lentement et préférentiellement en mode I dans l'eutectique, "délaissant" la bande de cisaillement dans laquelle une fissure secondaire était apparue. Puis à nouveau, la fissure se propage dans une dendrite, de manière stable, en mode I, ce qui prouve que la contrainte en pointe de fissure augmente. On constate dès lors un émoussement en fond de fissure, qui traduit une accumulation de déformation plastique importante à ce stade de l'essai.

Entre le 650^{ème} (Figure II-26a) et le 900^{ème} cycle (Figure II-26b), la fissure s'est propagée d'environ 150 µm. La vitesse de propagation de fissure a donc sensiblement augmenté. La fissure, après avoir rompu une dendrite par propagation stable, s'est propagée en mode I dans l'eutectique, par succession de ruptures de précipités et de décohésions précipités/particules. Puis, la fissure a semblé "piégée" par un amas de particules et a emprunté à nouveau un plan de cisaillement dans une dendrite, avant de rejoindre l'eutectique par rupture de précipités en mode I. Le cisaillement dendritique semble être un "échappatoire" à un obstacle, en l'occurrence ici un amas de particules.

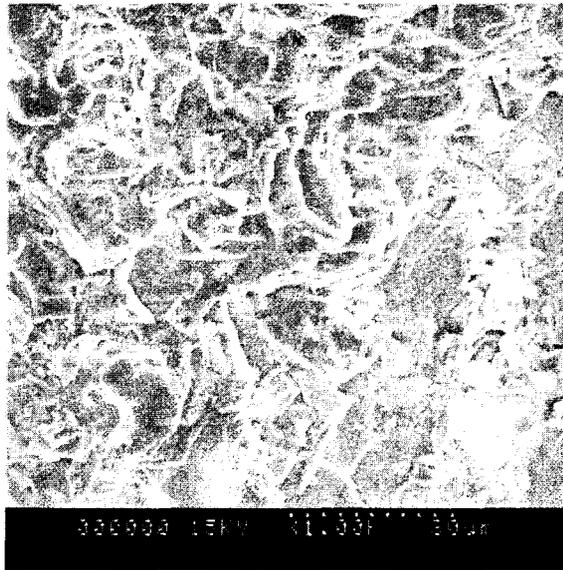
L'éprouvette s'est rompue après 936 cycles, par instabilité sur le dernier cycle : l'essai étant piloté en charge, l'effort maximal n'a jamais été atteint. Au cours des 36 derniers cycles, la fissure qui s'était amorcée à l'extrémité de la rainure préexistante (Figure II-25a) s'est

propagée ; elle a rejoint la fissure principale à un moment non décelé entre le 900^e et le 936^e cycle, pour conduire à la rupture.

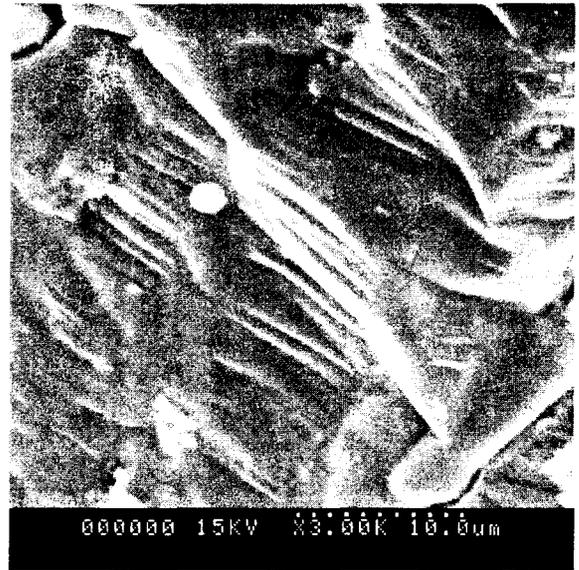
Tant que la fissure se propage de manière stable, l'observation est possible à tout instant. Les cycles cités ici ne correspondent pas aux seules observations, mais le nombre de celles-ci est néanmoins limité. En effet, l'observation et l'acquisition d'images prennent quelques dizaines de minutes durant lesquelles l'éprouvette reste sous charge maximale. Or les arrêts sous charge de l'éprouvette (à déplacement maintenu constant) induisent des phénomènes de relaxation qui, s'ils sont trop souvent répétés, risquent d'influer sur la réponse de celle-ci. Un compromis doit donc être trouvé, en particulier lorsque la rupture approche : une trop grande fréquence d'observation risque de précipiter celle-ci, et en limiter le nombre ne garantit pas l'observation des derniers cycles. Notre compromis était d'une observation tous les 50 cycles. La rupture s'étant produit au 936^{ème} cycle, la dernière image de la fissure dont nous disposons est celle à 900 cycles (Figure II-25f).

II.4.2.1.1. Faciès de rupture

Sur le faciès de rupture, à l'œil on n'observe pas de franche démarcation entre la zone de propagation de fissures par fatigue et la zone de rupture finale. Toutefois, on peut distinguer des reliefs propres à la zone de propagation, à suffisamment fort grossissement (à partir de $G=500$ au MEB). On y observe un relief "à facettes", juxtaposées les unes aux autres et pouvant être de tailles très différentes (Figure II-27a). Ce relief témoigne d'une propagation plutôt brutale dans le composite F3K10S. Toutefois, on aperçoit par endroit quelques stries, probablement à la traversée d'une dendrite (Figure II-27b) ; de telles stries sont néanmoins peu nombreuses. Dans la zone de rupture finale, l'aspect à cupules du faciès (Figure II-27c) montre le caractère microscopiquement ductile du composite. On peut également distinguer des particules rompues ou décohérées (Figure II-27d), mais aucun précipité n'a pu être détecté avec certitude sur les faciès.



a)



b)



c)



d)

Figure II-27 : Faciès de rupture, a) relief « à facettes » dans la zone de propagation par fatigue, b) stries de fatigue dans une dendrite de la zone de propagation par fatigue, c) aspect à cupules de la zone de rupture finale, d) particules rompues et décohéérées dans la zone de rupture finale.

II.4.2.2. Discussion

Les micromécanismes d'endommagement en fatigue du CMM F3K10S ont été observés en surface lors d'essais de traction-compression purement alternée sur éprouvettes lisses, dans le domaine de la fatigue oligocyclique. Les résultats présentés ici correspondent à un de ces essais, les autres n'ayant pas donné de résultats satisfaisants en termes d'observations.

L'endommagement en fatigue du composite n'est pas diffus mais localisé. Il se manifeste par l'amorçage d'une ou plusieurs microfissures, suivi de leur propagation et de leur éventuelle coalescence, donnant alors naissance à une fissure principale, dont la propagation mène à la rupture finale de l'éprouvette.

Les mécanismes de propagation de fissure sont nombreux et complexes, étant entendu que les amorçages observés apparaissent toujours sur ou à proximité des défauts de surface. Il faut de plus tenir compte du fait que les observations étaient faites en surface, on ne peut objectivement pas affirmer que les mécanismes de propagation de fissure en profondeur sont identiques à ceux observés. Toutefois, les observations des faciès de ruptures semblent confirmer celles réalisées en surface. En d'autres termes, les nombreuses observations réalisées nous ont permis de comprendre les mécanismes de propagation de fissure dans le CMM F3K10S.

Les fissures s'amorcent sur des défauts, comme souvent en fatigue à température ambiante dans de nombreux matériaux même relativement homogènes. Dans le matériau composite étudié ici, les particules et les précipités sont situés dans la zone eutectique, qui est la zone la plus fragile, tandis que les dendrites d'aluminium se déforment plastiquement et se rompent de manière ductile. En traction-compression purement alternée, après un amorçage non perpendiculaire à la direction de sollicitation, la fissure tend progressivement à se propager globalement en mode I. Mais, à une échelle plus fine, elle peut être déviée lorsqu'elle rencontre des obstacles durs. Une compétition s'instaure alors entre les particules SiC, les précipités et les dendrites d'aluminium.

On distingue deux étapes différentes dans la propagation de fissure, suivant les micromécanismes mis en jeu. La transition de la première étape vers la seconde s'effectue lorsqu'est atteinte une longueur critique de la fissure principale. L'essai étant piloté à amplitude d'effort imposé constant, il existe donc une contrainte critique en pointe de fissure qui permet de passer de la première vers la seconde étape. Les mécanismes de propagation de

fissure dépendent donc du niveau de contrainte en pointe de fissure. Aussi, le Tableau II-4 résume les différents mécanismes rencontrés respectivement lors de chacune de ces étapes.

Durant la 1^{ère} étape, la contrainte ne semble pas assez élevée pour que la fissure se propage en mode I à travers les dendrites d'aluminium. La fissure se propage alors dans les zones eutectiques, le plus souvent par des décohésions précipités/particules ou par des ruptures de précipités, semble-t-il plus fragiles que les particules. En l'absence de précipités en pointe de fissure, la décohésion interfaciale particules/dendrites apparaît. La fissure semble ainsi "contourner" les particules.

Lors de la 1^{ère} étape toujours, un autre mécanisme se développe : le "cisaillement dendritique". Il s'agit d'une bande de cisaillement qui apparaît dans une dendrite, et que la fissure principale ou une fissure secondaire empreinte. Ce "cisaillement dendritique" a lieu préférentiellement lorsque ce sont des particules qui font obstacle à la propagation et lorsque la dendrite voisine est de taille suffisamment importante. En effet, plus les dendrites sont grandes, plus les fissures ont tendance à les traverser. Il semble donc y avoir une influence de la taille des dendrites sur les mécanismes de propagation de fissure dans le composite, comme l'avaient constaté Kumai et al. [KUMA96]. La dendrite cisillée en Figure II-25b est en effet de taille assez importante (25 μm de diamètre). On peut considérer qu'il s'agit d'une rupture brutale de la dendrite, dans la mesure où cette rupture est soudaine (nous n'avons pas observé, à proprement parler, de "propagation" de la fissure par fatigue dans la bande de cisaillement). Cette rupture succède à une déformation plastique de la dendrite, phase relativement "molle" du matériau. Ainsi, puisqu'il s'agit d'une rupture brutale de la dendrite, on peut penser que sa taille importante implique une contrainte à rupture plus faible que celle des dendrites avoisinantes, de taille plus petite (effet équivalent à un effet de taille de grain). De plus, le cisaillement des dendrites est favorisé par la triaxialité des contraintes dans le composite, dû à sa microstructure.

Par ailleurs, avec l'accroissement de la longueur de fissure, l'essai étant piloté en charge, la contrainte croît en pointe de fissure et on observe la 2^{nde} étape, caractérisée par les micromécanismes cités dans le Tableau II-4. Des mécanismes supplémentaires de ceux de la 1^{ère} étape apparaissent : une particule en pointe de fissure est susceptible de se rompre ; de même, la fissure peut se propager de manière stable en mode I à travers une dendrite, avec un émoussement en pointe de fissure, dû à l'accumulation de déformation plastique. Nous n'identifions pas ici ces deux étapes aux stades I et II de propagation des fissures de fatigue habituellement décrits dans la littérature. En effet, le stade I est généralement associé à une

propagation de fissure courte, très influencée par la microstructure, tandis que le stade II est associé à la propagation d'une fissure longue en mode I, très peu influencée par la microstructure. En revanche, l'éprouvette étudiée ici est très petite et donc, globalement, la propagation est relativement courte, et très influencée par la microstructure du matériau lors des deux étapes observées.

Mécanismes de la 1 ^{ère} étape	Mécanismes de la 2 ^{nde} étape
Ruptures de précipités	Mécanismes de la 1 ^{ère} étape
Décohésions précipités / particules	Ruptures de particules
Décohésions particules / dendrites	Ruptures de dendrites en mode I
Cisaillement dendritique	

Tableau II-4 : Mécanismes de propagation de fissure rencontrés sur éprouvettes lisses, durant la 1^{ère} étape et la 2^{nde} étape.

II.4.3. ESSAI SUR EPROUVETTE ENTAILLEE

L'essai sur éprouvette lisse a permis de montrer que l'endommagement du composite F3K10S, sous sollicitations cycliques de traction-compression purement alternée, n'était pas diffus. Au contraire, il se manifestait par l'amorçage d'une ou plusieurs microfissures, puis par la propagation d'une fissure principale. Ainsi ont été identifiés et discutés les mécanismes de propagation de fissure et leur dépendance à la microstructure.

L'utilisation d'éprouvettes entaillées (Figure II-14) a permis de réaliser des essais de propagation de fissure avec, cette fois, le but avoué de faire se propager une fissure. L'intérêt de la forme entaillée de l'éprouvette était de localiser l'amorçage. Par ailleurs, nous avons tenté de contrôler la propagation de fissure lors de ces essais, de façon à ce qu'elle reste stable. Toutefois, il n'était pas dans notre objectif de mesurer la vitesse de propagation. Les résultats présentés ici correspondent à l'un de ces essais.

Les mécanismes d'amorçage et de propagation observés sur l'éprouvette entaillée sont-ils les mêmes que ceux observés sur l'éprouvette lisse ?

II.4.3.1. Conditions de l'essai

L'essai in-situ présenté ici a été réalisé sur une éprouvette entaillée d'épaisseur 2 mm (Figure II-14). Le rayon en fond d'entaille était de 0,125 mm, ce qui occasionnait un coefficient de contrainte $K_t \cong 3,6$ calculé avec les abaques du CETIM [CETI77]. Sa forme a permis de localiser l'amorçage au niveau de l'entaille et de suivre, en surface de l'éprouvette, la propagation de l'unique fissure ainsi développée.

L'essai était piloté en charge, mais sous amplitude de force F_a (avec $R_F = -1$) variable par paliers (Figure II-28), suivant la longueur de la fissure, dans le but d'observer la propagation la plus longue possible, sans risque de rupture prématurée par instabilité. La vitesse de chargement imposée était de 50 N/s. L'amplitude de contrainte à imposer localement en fond d'entaille était initialement $\sigma_a^{loc} = 250$ MPa, soit une contrainte nominale $\sigma_a^{nom} = \sigma_a^{loc} / K_t \cong 70$ MPa. La section minimale en fond d'entaille étant $S = 7$ mm², l'amplitude de chargement à imposer initialement était $F_a = 490$ N. Toutefois, la concentration de contrainte en fond d'entaille pouvait être encore plus élevée du fait de l'hétérogénéité du matériau composite. Par sécurité, afin d'éviter une rupture prématurée de l'éprouvette, l'amplitude de chargement initiale imposée était $F_a = 300$ N. L'amorçage ne s'étant pas effectué à cette amplitude lors des 250 premiers cycles, ni aucun endommagement n'ayant été observé, la charge a été augmentée à $F_a = 500$ N, valeur pour laquelle l'amorçage a eu lieu entre le 250^e et le 300^e cycle. Une fois l'amorçage observé en surface, on pouvait augmenter légèrement la charge puisque la taille de la zone de concentration de contrainte est plus petite à la pointe de la microfissure qu'en fond de l'entaille en V, en raison des acuités et des longueurs respectives de la fissure et de l'entaille. Ensuite, avec l'accroissement de la longueur de fissure, il s'agissait de réduire régulièrement l'effort imposé, ceci afin de compenser, au moins partiellement, la réduction de l'aire supportant la charge. La Figure II-28 présente les variations d'amplitude de charge imposées au cours du cyclage ainsi que l'évolution de la longueur de fissure à partir du fond d'entaille. Le but de cette manœuvre est de garder sensiblement la contrainte nominale effective (tenant compte de la variation d'aire supportant la charge) constante au cours de l'essai. La présente les variations de la contrainte nominale effective en fonction du nombre de cycles imposée. Cette contrainte a été calculée comme suit :

$$\sigma = \frac{F}{2 \cdot (3,5 - L)} \text{ où } L \text{ est la longueur de la fissure.}$$

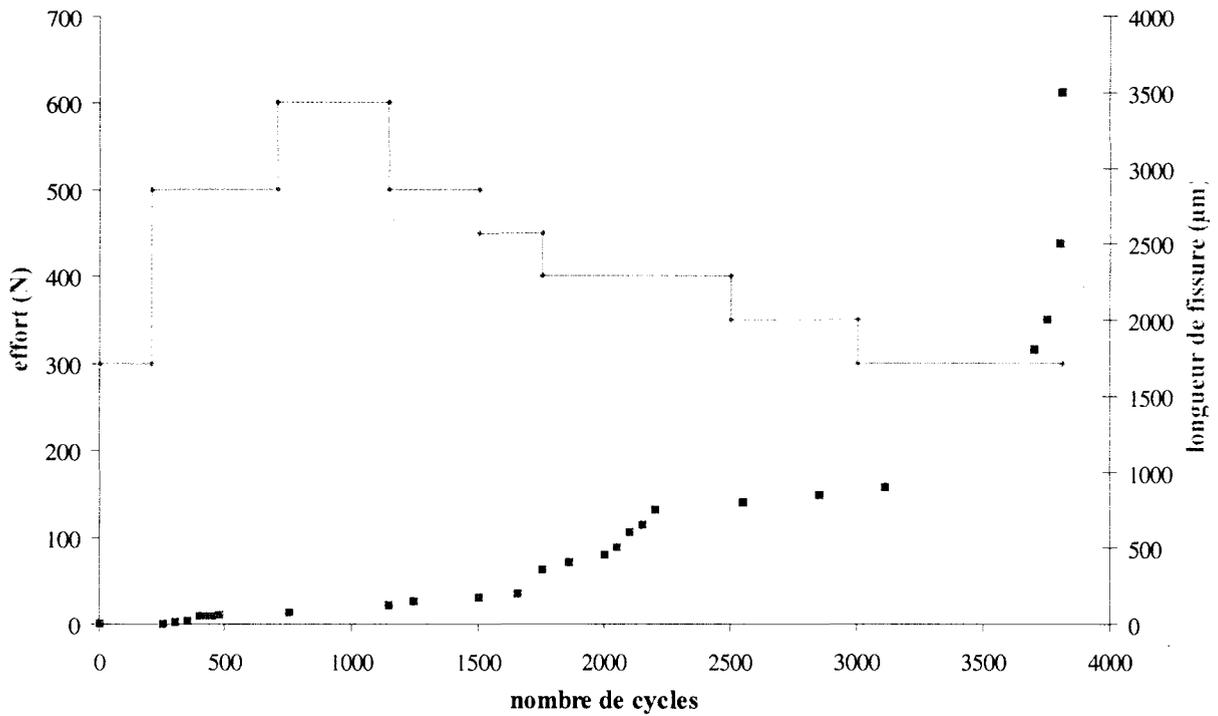


Figure II-28 : Evolution de l'amplitude de l'effort imposé à l'éprouvette au cours du cyclage ; évolution de la longueur de la fissure.

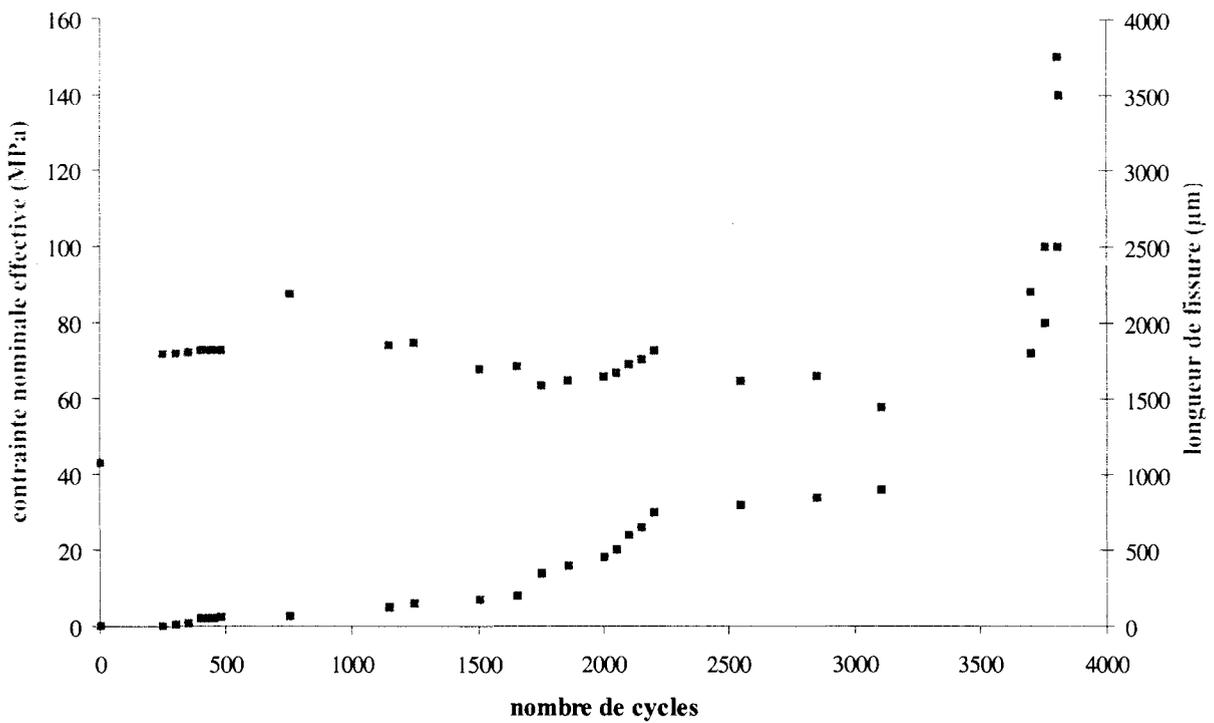


Figure II-29 : Evolution de l'amplitude de contrainte nominale effective imposée à l'éprouvette au cours du cyclage ; évolution de la longueur de la fissure.

Les observations de la propagation de fissure au MEB ont été réalisées en temps réel au cours de l'essai, tous les 50 cycles environ, sous charge maximale. La direction verticale des images était la direction de sollicitation. La surface de l'éprouvette se trouvait à 30 mm de la lentille objectif, la tension d'accélération des électrons était de 25 kV et l'intensité du filament de 60 μ A. Le mode de détection utilisé pendant l'essai était celui des électrons rétrodiffusés (ER).

II.4.3.2. Résultats

La Figure II-30 montre le fond de l'entaille de l'éprouvette avant le début de l'essai. Les particules SiC apparaissent en gris foncé, les précipités Al-Ni-Cu-Fe en blanc ou gris clair. En revanche, les précipités Si apparaissent en un gris proche de celui des dendrites, ce qui ne facilite pas leur observation (Figure II-30b).

Le premier endommagement en fond d'entaille est apparu entre le 250^e et le 300^e cycle, sous l'amplitude d'effort $F_a = 500$ N, sous la forme de rupture d'une particule (Figure II-31a). Mais une microfissure n'est apparue réellement qu'à partir du 350^e cycle (Figure II-31b). Cette microfissure s'est amorcée par ruptures de précipités Si et de particules SiC. De plus, une microfissure est apparue dans un amas de particules SiC, en avant de la fissure amorcée au droit de l'entaille (Figure II-31b en haut à gauche).

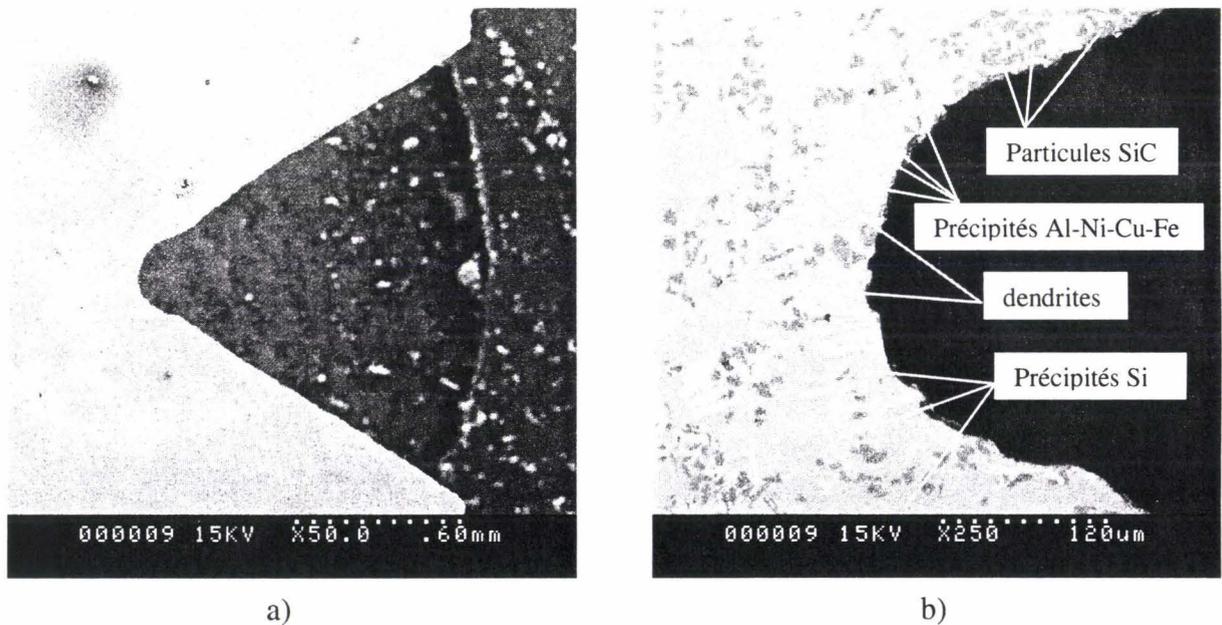


Figure II-30 : Entaille mécanique sur l'éprouvette, a) vue globale, b) détail du fond d'entaille.

Entre le 350° et le 400° cycle, la fissure s'est propagée dans la zone eutectique par rupture de précipités Si et par décohésions particules/précipités (Figure II-31c).

Entre le 400° et le 420° cycle, le précipité qui se trouvait entre la fissure amorcée au droit de l'entaille, et la microfissure dans l'amas de particules, a rompu à son tour (Figure II-31d). Ceci peut s'expliquer par le fait que les deux fissures n'en formaient qu'une seule en profondeur. Il est ainsi possible que, prochainement, elle émerge totalement en surface.

Entre le 420° et le 450° cycle, en avant de la fissure se trouvait une dendrite (Figure II-32a). L'eutectique qui l'entourait présentait des précipités Al-Ni-Cu-Fe rompus et de nombreuses décohésions (Figure II-32b) à ce stade de l'essai.

Entre le 450° et le 480° cycle, la fissure a totalement débouché en surface (Figure II-32c), c'est-à-dire que les deux microfissures qui avaient semblé disjointes n'en formaient alors plus qu'une en surface.

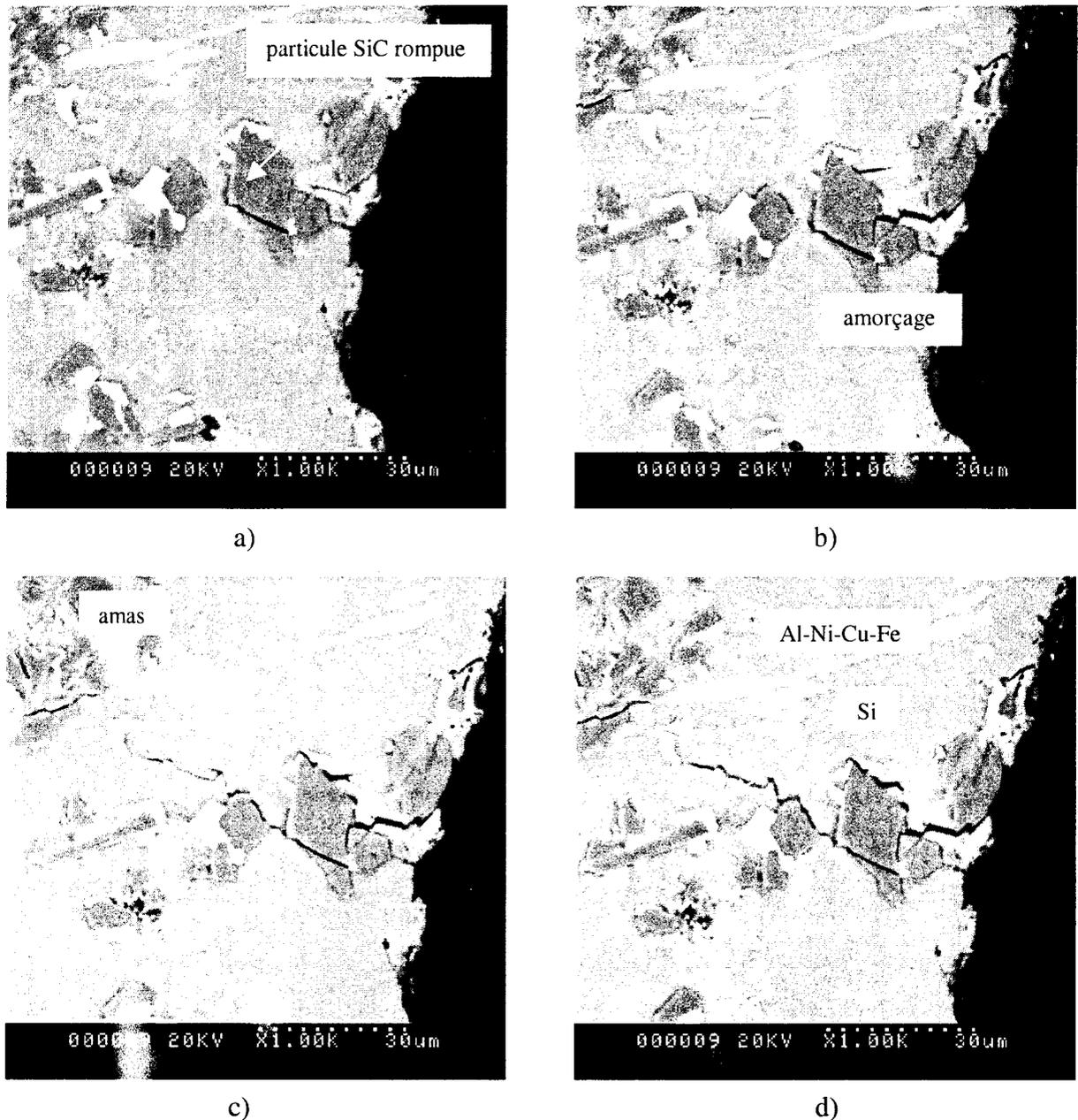


Figure II-31 : Amorçage et propagation d'une fissure en fond d'entaille entre le 1^{er} et le 420^e cycle, a) 300^e cycle : apparition d'un endommagement par rupture d'une particule, b) 350^e cycle : amorçage d'une microfissure au droit de l'entaille ; apparition d'une microfissure en avant de la fissure, dans un amas de particules SiC, c) 400^e cycle : propagation de la fissure dans l'eutectique, d) 420^e cycle : rupture du précipité Al-Ni-Cu-Fe se trouvant juste entre la pointe de la fissure amorcée et la microfissure dans l'amas de particules SiC.

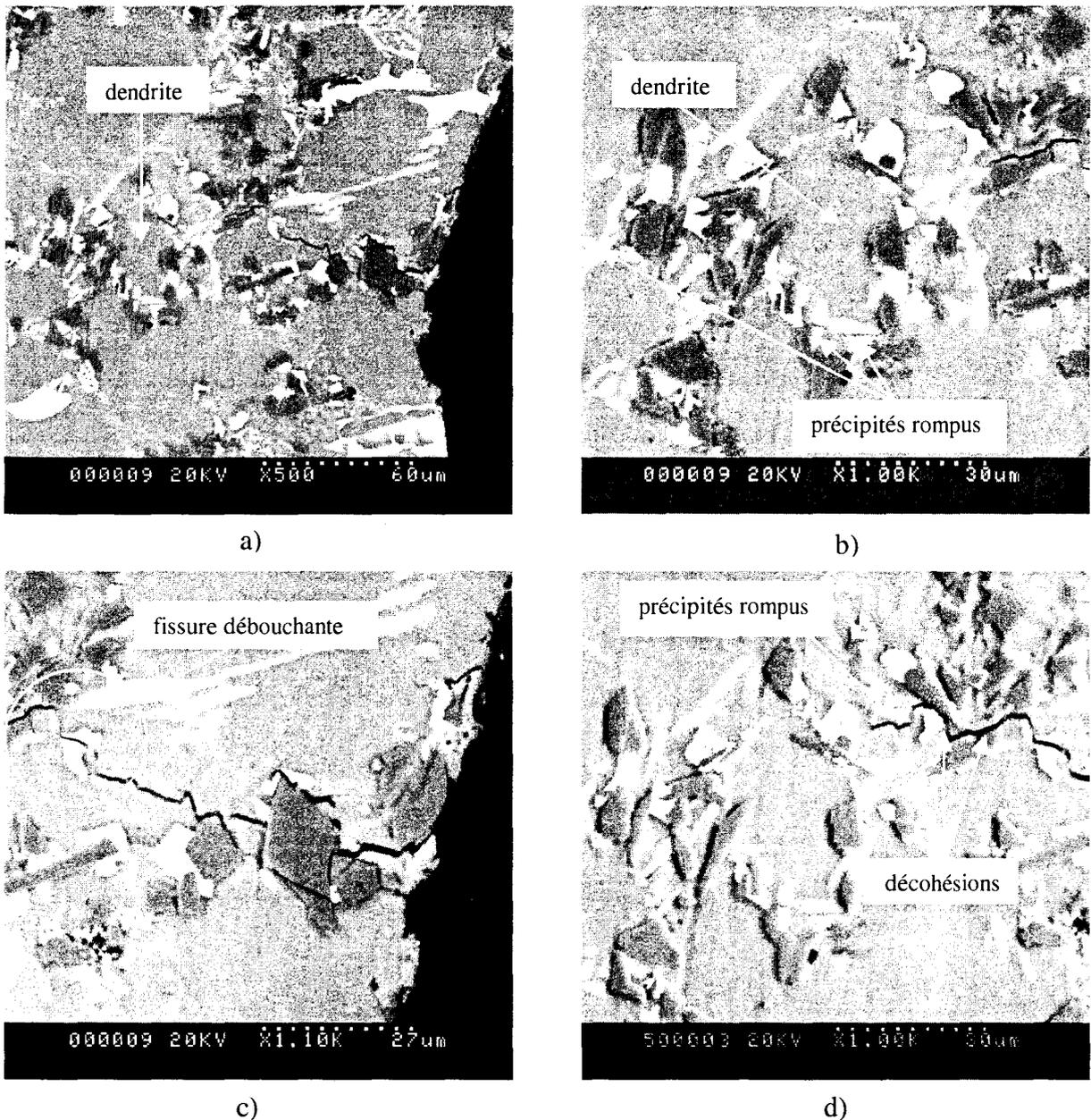


Figure II-32 : Propagation de la fissure entre le 450^e et le 750^e cycle, a) état de la fissure au 450^e cycle, b) 450^e cycle : précipités Al-Ni-Cu-Fe rompus en avant de la fissure, c) 480^e cycle : la fissure a totalement débouché en surface, d) 750^e cycle : propagation de la fissure dans l'eutectique.

Puis plus rien ne s'est produit jusqu'au 700^e cycle, moment choisi alors pour augmenter la charge ($F_a = 600 \text{ N}$), afin de réamorcer la propagation. Dès lors, entre le 700^e et le 750^e cycle, la fissure a recommencé à se propager par rupture de précipités et décohésions particules/précipités (Figure II-32d). La Figure II-33a montre l'état de la fissure (ouverte puisqu'à charge maximale) au 750^e cycle.

Puis plus rien ne s'est produit jusqu'au 1100^e cycle. Il est possible qu'à cœur, un obstacle (tel un amas de particules) ait empêché la fissure de se propager pendant cet intervalle. L'amplitude de 600 N a néanmoins été conservée. Entre le 1100^e et le 1150^e cycle, la fissure a recommencé à se propager (Figure II-33b), d'une longueur de près de 50 μm (en 50 cycles). La vitesse atteignant dès lors en moyenne près de 1 $\mu\text{m}/\text{cycle}$ en surface, l'effort a été ramené à $F_a = 500$ N par sécurité. En outre, la Figure II-33b montre clairement que l'amorçage ne s'est pas produit tel qu'on l'imaginait au départ (c'est-à-dire ce que l'on observait sur la Figure II-31b) ; la fissure contourne la grosse particule : il y a donc eu décohésion particule/dendrite.

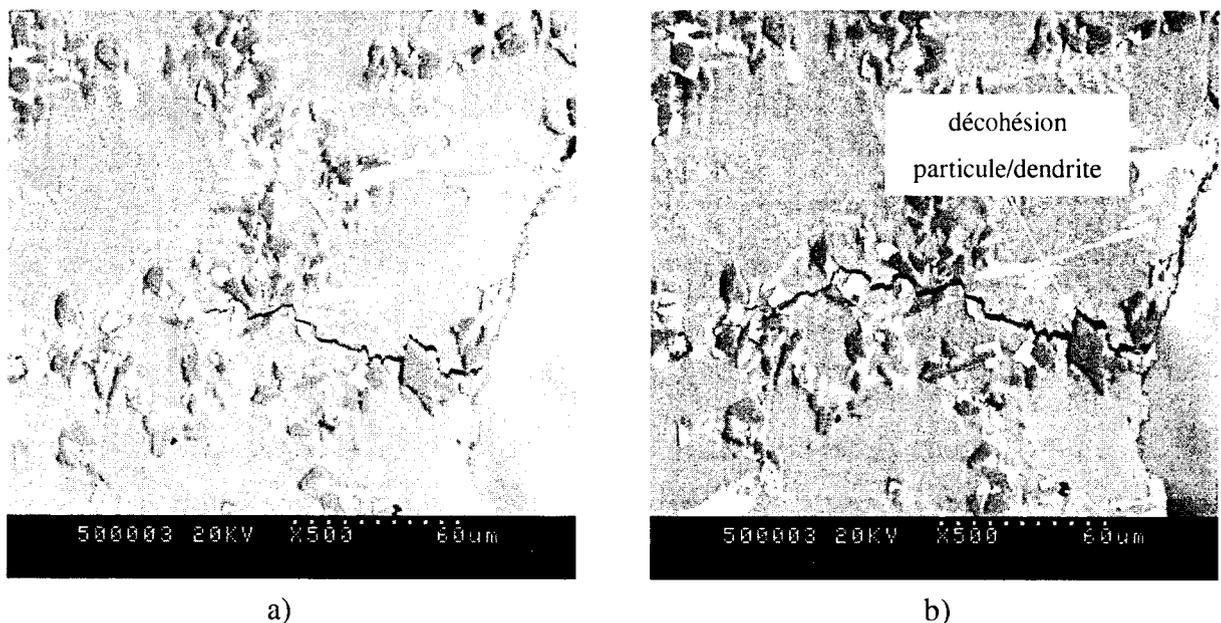


Figure II-33 : Propagation de la fissure entre le 750^e cycle et le 1150^e cycle, a) état de la fissure au 750^e cycle, b) état de la fissure au 1150^e cycle.

Entre le 1150^e et le 1250^e cycle, la fissure a continué à se propager dans l'eutectique par rupture de précipités (Figure II-34a). On aperçoit de plus des précipités rompus en avant du front de fissure.

Entre le 1250^e et le 1500^e cycle, la fissure s'est propagée en surface par rupture d'une zone eutectique de très faible épaisseur ici (Figure II-34b), où seuls deux précipités séparent deux dendrites. Cet eutectique semble moins fragile (comparativement à la plupart des zones eutectiques où se regroupent plusieurs précipités et particules), puisque la fissure a très peu progressé en 250 cycles. De plus, il semble qu'une déformation plastique soit apparue sous la forme de bandes de glissement sur les bords et en fond de fissure, comme en atteste la Figure II-34c ; ceci voudrait dire que la fissure traverse alors une dendrite, seul constituant à pouvoir se déformer plastiquement, et non plus une zone eutectique.

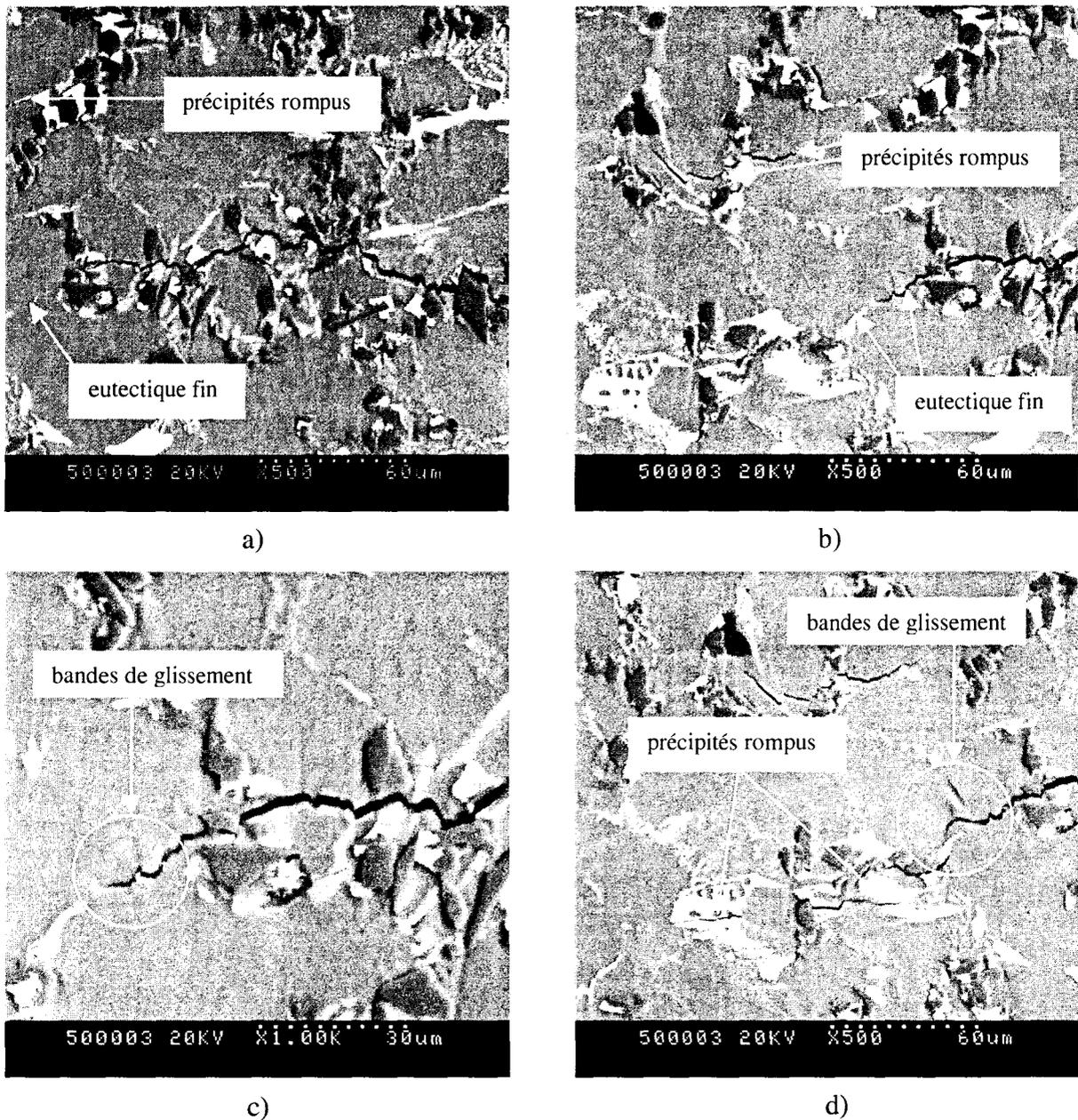


Figure II-34 : Propagation de la fissure entre le 1250° et le 1650° cycle, a) état de la fissure au 1250° cycle, b) état de la fissure au 1500° cycle : des microfissures apparaissent en avant du front de fissure, c) 1500° cycle : apparition de bandes de glissement, d) 1650° cycle : la fissure a rejoint l'eutectique ; bandes de glissement très marquées dans la dendrite.

Au 1500° cycle, la longueur de fissure étant alors de 200 μm , nous avons choisi de réduire la charge à $F_a = 450 \text{ N}$. De nouvelles microfissures apparaissent en avant du front de fissure, par rupture de précipités (Figure II-34b).

Entre le 1500° et le 1650° cycle, la fissure s'est propagée partiellement dans la dendrite précédemment décrite, avec des bandes de glissement maintenant très visibles en surface

(Figure II-34d). Ces bandes de glissement résultent d'un écoulement en fond de fissure lors des cycles précédant l'observation de la Figure II-34. La fissure a ensuite rejoint l'eutectique où de gros précipités Al-Ni-Cu-Fe entourant quelques particules SiC ont été rompus. La Figure II-35a montre l'état de la fissure au 1650^e cycle.

Entre le 1650^e et le 1750^e cycle, la fissure a continué à se propager rapidement dans l'eutectique, en rompant les précipités et par décohésions précipités/particules (Figure II-35b). La vitesse importante de propagation de la fissure (plus de 1 $\mu\text{m}/\text{cycle}$ en moyenne) nous a encore une fois imposé de réduire l'effort, à une amplitude $F_a = 400 \text{ N}$. Au 1750^e cycle, la fissure a atteint une longueur d'environ 350 μm .

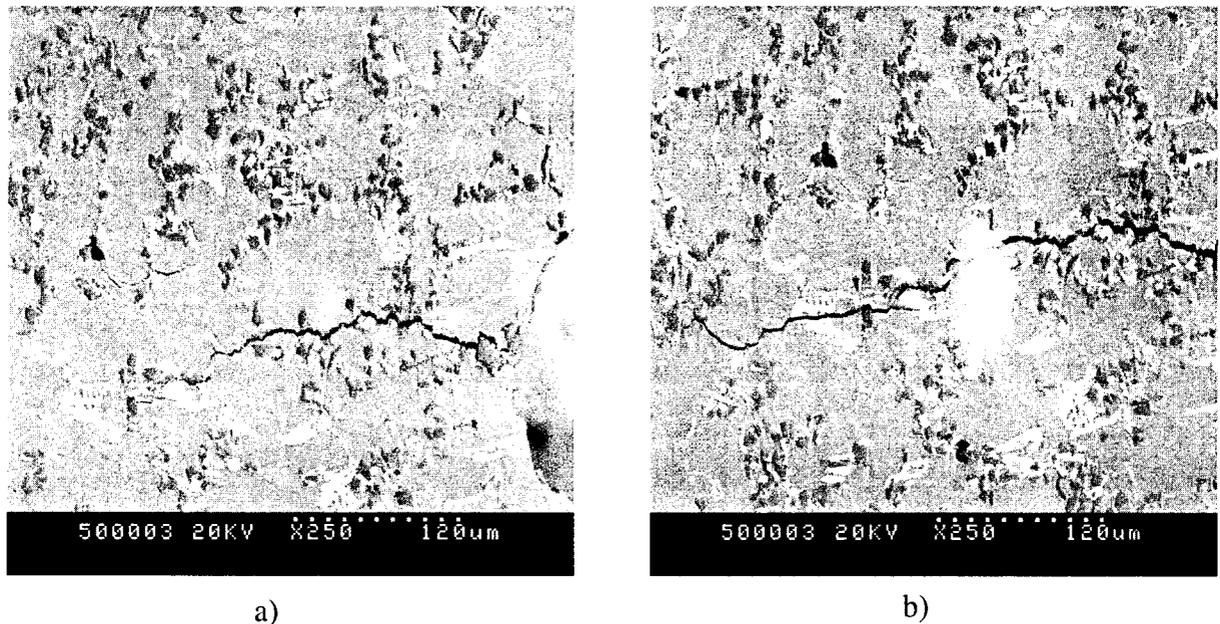


Figure II-35 : Propagation de la fissure du 1650^e au 1750^e cycle, a) état de la fissure au 1650^e cycle, b) 1750^e cycle : propagation rapide dans l'eutectique.

Par la suite, les mêmes mécanismes de propagation se sont succédés et ont été observés jusqu'à la rupture (au 3807^e cycle) : la fissure s'est propagée dans l'eutectique par : ruptures de précipités, décohésions précipités/particules, décohésions dendrites/particules. L'Annexe D regroupe les images montrant la propagation de cette fissure du 1750^e cycle jusqu'à la rupture finale. L'étude du faciès de rupture n'est pas évoquée ici. En effet, les mêmes phénomènes que ceux identifiés lors de l'essai sur éprouvette lisse en fatigue oligocyclique (cf. §II.5.1.2.2), ont été observés.

II.4.3.3. Discussion

Ici, les micromécanismes de propagation de fissure par fatigue du CMM F3K10S ont été observés en surface lors d'essais de traction-compression purement alternée, dans le domaine de la fatigue oligocyclique, sur des éprouvettes entaillées. Une fois encore, un seul essai a abouti sur trois tentatives.

L'amorçage de l'endommagement s'est manifesté au droit de l'entaille par la rupture d'une particule et de plusieurs précipités. Une microfissure s'est ensuite développée par rupture de précipités et par décohésions particules/matrice, jusqu'à devenir la fissure principale, dont nous avons suivi la propagation. Dans le but de contrôler la propagation, un signal triangulaire purement alterné ($R_F = -1$) a été imposé avec une amplitude de force variable par paliers (Figure II-28). Au fur et à mesure de l'accroissement de la longueur de fissure, l'effort imposé a été réduit progressivement, afin de compenser, au moins partiellement, la réduction de l'aire supportant la charge.

La fissure principale s'est propagée quasi-exclusivement en mode I d'un point de vue macroscopique, essentiellement par rupture de la zone eutectique d'un point de vue microscopique. Nous n'avons pas ici distingué différentes étapes de propagation de fissure, où les mécanismes auraient pu être différents. Le Tableau II-5 résume les micromécanismes rencontrés, à savoir des ruptures de précipités, des décohésions précipités/particules et des décohésions dendrites/particules. De plus, aucune particule n'a été rompue par la fissure pendant sa propagation. Une seule dendrite a été traversée par la fissure (la rareté de ce mécanisme explique qu'il n'ait pas été mentionné dans le Tableau II-5), alors qu'aucun précipité ni aucune particule ne se trouvaient à la pointe ou à proximité de la fissure. Ceci confirme en premier lieu la fragilité de la zone eutectique comparée aux dendrites. En second lieu, dans la zone eutectique elle-même, les précipités, quels qu'ils soient, sont plus fragiles que les particules SiC, ce qui avait déjà constaté lors des précédents essais.

Ruptures de précipités
Décohésions précipités / particules
Décohésions particules / dendrites

Tableau II-5 : Mécanismes de propagation de fissure rencontrés sur éprouvette entaillée.

II.4.4. SYNTHESE DES ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

Deux essais de fatigue réalisés in-situ dans le MEB ont permis l'observation des micromécanismes d'endommagement en fatigue du CMM F3K10S étudié : l'un sur éprouvette lisse, l'autre sur éprouvette entaillée.

Lors de l'essai in-situ de traction-compression en fatigue oligocyclique, effectué sur l'éprouvette entaillée, les mécanismes d'endommagement de surface se sont avérés moins nombreux et moins complexes que ceux rencontrés lors de l'essai sur éprouvette lisse. Sur celle-ci, deux étapes distinctes de propagation de fissure ont été observées, que nous avons appelés 1^{ère} et 2^{nde} étapes. La 2^{nde} étape n'a pas été observée lors de l'essai sur l'éprouvette entaillée.

Concernant l'amorçage, plusieurs microfissures sont apparues sur la surface de l'éprouvette lisse, sur des défauts de fonderie. Une seule d'entre elles s'est propagée durablement, donnant naissance à la fissure principale. Sur l'éprouvette entaillée, l'amorçage a eu lieu au fond de l'entaille. La fissure ainsi créée s'est ensuite propagée sans qu'aucune autre microfissure n'apparaisse sur la surface de l'éprouvette.

Globalement, les mécanismes de la 1^{ère} étape de propagation de fissure par fatigue rencontrés lors de l'essai sur l'éprouvette lisse ont été également observés sur l'éprouvette entaillée (Tableau II-4 et Tableau II-5). La propagation s'est effectuée par des ruptures de précipités, et par des décohésions précipités/particules et dendrites/particules. Toutefois, si des bandes de cisaillement sont apparues à proximité du fond de fissure lors de l'essai sur l'éprouvette entaillée, aucune fissure ne s'y est propagée. Au contraire, lors de l'essai sur l'éprouvette lisse, des bandes de cisaillement sont apparues et des fissures (secondaires et principale) s'y sont propagées, donnant naissance à ce que nous avons appelé le "cisaillement dendritique".

Le chargement imposé à l'éprouvette entaillée, d'amplitude décroissante, était destiné à contrôler la propagation, afin que celle-ci demeure stable. Celui-ci a en effet empêché la contrainte en pointe de fissure de devenir suffisamment importante pour franchir la transition 1^{ère} étape / 2^{nde} étape de propagation de fissure décrite au §II.5.1.3. Ainsi, les mécanismes de propagation de la 2^{nde} étape observés sur l'éprouvette lisse (Tableau II-4), où la charge est restée constante, n'ont pas été rencontrés lors de l'essai sur l'éprouvette entaillée. En effet, sur l'éprouvette lisse, des particules se sont rompues et des dendrites ont été fissurées en mode I, ce qui n'a quasiment pas été observé lors de l'essai sur l'éprouvette entaillée. A peine peut-on noter qu'une particule y a été rompue à l'amorçage, créant ainsi un premier endommagement ; de même une dendrite a été traversée en mode I par la fissure, mais dans des circonstances très particulières : il n'y avait que deux précipités et aucune particule à proximité de la pointe de fissure, ce qui a favorisé la fissuration de la dendrite.

En conclusion, ce sont quasi-exclusivement les zones eutectiques qui ont été rompues sur l'éprouvette entaillée. Au contraire, l'éprouvette lisse s'est rompue par combinaison de ruptures eutectiques et dendritiques.

II.5. CONCLUSION

Les mécanismes d'endommagement d'un CMM AS10U3NG+10%vol.SiC_p (F3K10S) ont été observés in-situ dans un MEB, lors de sollicitations de traction monotone et de fatigue oligocyclique en traction-compression purement alternée.

Il était nécessaire de bien connaître au préalable la nature du composite et de l'alliage non renforcé correspondant. Il s'agit de deux matériaux de fonderie, dont l'étude de la microstructure et des propriétés mécaniques macroscopiques avait déjà fait l'objet d'une thèse dans le laboratoire [HOTT94]. Ces matériaux possèdent une structure dendritique. L'espace interdendritique est constitué d'un eutectique où l'on trouve des précipités grossiers de composition Al-Ni-Cu-Fe ou Si, dans l'alliage non renforcé comme dans le composite. Les particules SiC du composite sont également situées dans la zone eutectique et sont le plus souvent en contact avec les précipités. Les propriétés mécaniques montrent que le composite et l'alliage non renforcé correspondant sont macroscopiquement fragiles ($A\% < 0,5 \%$). Le composite est plus rigide, mais possède une limite conventionnelle d'élasticité et une contrainte à rupture plus faibles que l'alliage non renforcé, ainsi qu'un allongement à rupture réduit.

L'essai de traction monotone réalisé in-situ dans un MEB sur le composite a permis d'analyser physiquement la nature de ces propriétés. Sous sollicitation monotone (et plus tard également sous sollicitation cyclique), l'endommagement à la surface du composite n'est pas diffus mais localisé. Ce sont principalement les précipités présents dans l'eutectique qui rompent lors de l'application d'un chargement de traction monotone, et non pas les dendrites et/ou les particules. Et, dû à la présence de ces précipités grossiers et fragiles, la matrice du composite est très peu résistante. On peut expliquer ceci par le fait que, lors de l'application d'un même chargement extérieur, les précipités fragiles sont plus contraints dans la matrice du composite que dans l'alliage non renforcé, en raison de la présence des particules raides. De plus, les particules SiC sont le plus souvent regroupées en amas dans l'espace interdendritique, ce qui amplifie le phénomène de concentration de contrainte dans les zones eutectiques. Les particules jouent donc un rôle de "catalyseur" de l'endommagement, et celui-ci n'est pas diffus mais localisé. Il se manifeste par l'amorçage d'une microfissure sur un défaut de surface. Puis cette microfissure se propage par des ruptures de précipités, et par des

décohésions précipités/particules et précipités/dendrites. C'est uniquement au moment de la rupture finale que quelques particules rompues ont été observés.

Les mécanismes d'endommagement en fatigue oligocyclique du composite ont été observés en surface lors d'essais de traction-compression purement alternée. Là encore, l'endommagement n'est pas diffus mais localisé. Il se manifeste par un amorçage sur un défaut de surface dans le cas de l'essai effectué sur une éprouvette lisse, et au droit d'une entaille mécanique dans le cas de l'essai effectué sur une éprouvette entaillée. La microfissure ainsi développée donne naissance à une fissure, dont nous avons étudié les mécanismes de propagation. Après une propagation sinueuse au voisinage de l'amorçage, la propagation s'effectue essentiellement dans l'espace interdendritique, par des ruptures de précipités, par des décohésions particules/précipités et par des décohésions dendrites/précipités ; ceci constitue une 1^{ère} étape de propagation de fissure. Les particules retardent en général la propagation de la fissure, qui semble les "contourner" la plupart du temps. Quand la contrainte en pointe de fissure est suffisamment grande (cas de l'essai effectué sur l'éprouvette lisse), une 2^{nde} étape de propagation de fissure apparaît, durant laquelle la fissure peut rompre des particules. Elle peut également se propager dans une dendrite, créant un émoussement en pointe de fissure. En conclusion, aucun endommagement diffus n'a été observé sur le composite, ni sous sollicitation monotone, ni sous sollicitation cyclique. En revanche, nos observations nous ont permis de comprendre les modes de propagation empruntés par les fissures, tant en traction monotone qu'en fatigue.

Nous verrons dans le chapitre III, où nous traiterons de la prévision du comportement du CMM F3K10S en traction monotone et en traction-compression purement alternée, les difficultés que posent l'intégration, dans la modélisation, de tels endommagements localisés.

**CHAPITRE III : MODELISATION DU
COMPORTEMENT DU COMPOSITE**

III.1. INTRODUCTION	118
III.2. DEFINITION DU VER	119
III.3. MODELISATION DU COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE	121
III.3.1. CONDITIONS AUX LIMITES	121
III.3.2. HOMOGENEISATION	122
III.3.3. VER SAIN	122
III.3.3.1. Influence de la forme des particules	123
III.3.3.2. Prise en compte des contraintes résiduelles	128
<i>III.3.3.2.1. Calcul des contraintes thermiques résiduelles</i>	<i>129</i>
<i>III.3.3.2.2. Modélisation du comportement du composite en traction monotone - Prise en compte des contraintes résiduelles</i>	<i>133</i>
III.3.3.3. Simulation d'un matériau constitué d'amas de particules.....	136
III.3.3.4. Identification par résolution inverse	139
III.3.4. VER ENDOMMAGE.....	142
III.3.4.1. Endommagement par rupture de particules	142
III.3.4.2. Endommagement par décohésion à l'interface particule/matrice.....	146
<i>III.3.4.2.1. Endommagement par décohésion en mode I</i>	<i>146</i>
<i>III.3.4.2.2. Endommagement par décohésion en mode II</i>	<i>149</i>
III.3.4.3. Endommagement ductile de la matrice.....	152
<i>III.3.4.3.1. Répartition homogène des particules</i>	<i>153</i>
<i>III.3.4.3.2. Répartition en amas des particules</i>	<i>159</i>
III.3.5. SYNTHESE - DISCUSSION.....	161
III.4. MODELISATION DU COMPORTEMENT SOUS SOLLICITATIONS CYCLIQUES DE TRACTION-COMPRESSION	163
III.4.1. COMPORTEMENT DE L'ALLIAGE NON RENFORCE	163
III.4.2. CONDITIONS AUX LIMITES	165
III.4.3. MODELISATION DES BOUCLES D'HYSTERESIS DU COMPOSITE	166
III.4.4. ECROUISSAGE CYCLIQUE.....	174
III.5. CONCLUSION	180

III.1. INTRODUCTION

Le but de ce chapitre est la modélisation du comportement du composite F3K10S, en traction monotone uniaxiale dans un premier temps, sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression dans un second temps.

Le comportement d'un CMM est fonction des propriétés mécaniques et de l'agencement géométrique des différentes phases constituant ce matériau. La modélisation micromécanique est fondée sur le passage de l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique. Cette modélisation permet de créer un lien entre la microstructure et les propriétés mécaniques macroscopiques. Ceci est rendu possible grâce aux méthodes d'homogénéisation. Celles-ci peuvent être analytiques (Mori-Tanaka, modèle à trois phases, modèle autocohérent) [BOUR94, DERR97] ou numériques (calculs par EF). Nous avons choisi de nous intéresser aux méthodes numériques, car le code EF que nous utilisons (ABAQUS) permet d'intégrer facilement différents modèles d'érouissage (isotrope, cinématique, combiné) et d'endommagement (cavitation de la matrice, propagation de fissure).

Après avoir défini le volume élémentaire représentatif (VER) du matériau composite, nous modéliserons dans un premier temps son comportement en traction monotone uniaxiale. C'est sur ce VER que sera effectuée l'homogénéisation permettant d'accéder aux contraintes et déformations globales. Nous supposerons tout d'abord que le matériau ne s'endommage pas, nous regarderons l'influence de la prise en compte ou non des contraintes thermiques résiduelles dues à la trempe. Puis nous intégrerons différents types d'endommagement (cavitation dans la matrice, rupture de particules, décohésions particule/matrice) dans la modélisation du comportement du composite. Nous discuterons dans cette partie de l'influence de quelques paramètres microstructuraux (forme et orientation des particules, effet d'amas) sur ce comportement. Les différents résultats numériques obtenus seront comparés aux résultats expérimentaux.

Dans un second temps, nous modéliserons le comportement du composite sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression, avant l'amorçage de microfissures. Le but sera donc de simuler les boucles d'hystérésis contrainte-déformation, jusqu'à l'obtention d'un cycle stabilisé. L'ensemble des calculs permettra de modéliser numériquement

l'érouissage cyclique du composite. Nous comparerons alors les courbes d'érouissage cyclique expérimentale et numérique.

Nous concluons enfin sur le bien-fondé du choix du modèle, notamment concernant le VER représentant le mieux le comportement mécanique du composite F3K10S.

III.2. DEFINITION DU VER

Le composite est supposé être un assemblage périodique de cellules hexagonales identiques (Figure III-1a), et il est ensuite fait l'hypothèse qu'un hexagone peut être représenté par un cercle [TVER82, CHRI89, LLOR92]. Les renforts SiC, entourés de matrice, se trouvent au centre de chaque cellule. La périodicité implique l'hypothèse d'une répartition homogène des particules SiC dans le composite. La matrice du composite est supposée avoir les mêmes comportements mécanique et thermique que l'alliage non renforcé. Elle est supposée homogène, c'est-à-dire que les précipités ne sont pas représentés comme des entités individuelles. Seul leur effet sur le comportement moyen de la matrice est pris en compte. La périodicité de la structure permet de considérer uniquement le VER de la Figure III-1b. Il s'agit d'une cellule élémentaire axisymétrique qui peut, compte tenu de la symétrie, être représentée par un quart de section dans un repère cylindrique (Figure III-1c).

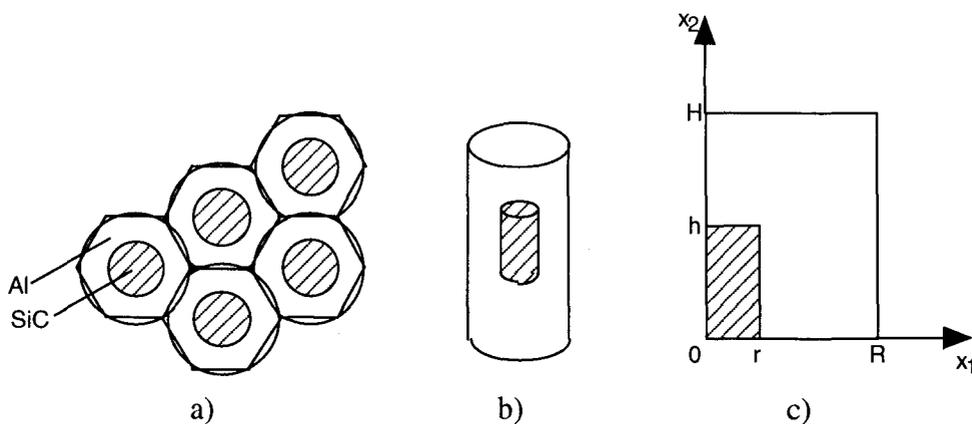


Figure III-1 : Etapes successives permettant la détermination du VER du composite, a) représentation hexagonale périodique, b) cellule cylindrique unitaire, c) VER axisymétrique à particule cylindrique.

Les dimensions \mathbf{R} , \mathbf{H} , \mathbf{r} et \mathbf{h} du VER à particule cylindrique sont déterminées par la connaissance de la fraction volumique \mathbf{f} de particules dans le composite, et du rapport de forme moyen des particules \mathbf{s} , qui est supposé être aussi celui de la cellule élémentaire :

$$f = \frac{r^2 h}{R^2 H} \text{ et } s = \frac{h}{r} = \frac{H}{R}, \text{ ce qui implique : } \left(\frac{r}{R} \right)^3 = f$$

avec $4rh = d^2$, où d est la taille moyenne des particules (cf. §I.3.1.3.3).

Rappelons que les données moyennes mesurées expérimentalement sont les suivantes (cf. §II.2.2.1) :

$$f = 10\% ; d = 6 \mu\text{m} ; s = 2$$

Toutefois les particules SiC dans le composite F3K10S présentent des rapports de forme variables et des orientations variables et aléatoires. De plus, la répartition des particules n'est en réalité pas uniforme. Or, la forme de la particule joue un rôle important dans la réponse du VER soumis à un chargement mécanique ou thermique. Aussi nous étudierons l'influence du rapport de forme sur le comportement monotone du composite. Plusieurs valeurs de \mathbf{s} seront donc utilisées dans ce paragraphe ($s = 0.5, 1$ ou 2). De plus, la Figure III-1c impose une forme cylindrique de révolution de la particule, mais on peut également la supposer sphérique, dans le cas où $s = 1$. La Figure III-2 représente un VER à particule sphérique. Dans ce cas, la répartition des renforts étant toujours supposée uniforme, les dimensions de la cellule élémentaire (dont le quart de la section est alors un carré) sont telles que :

$$\frac{2}{3} \left(\frac{r}{R} \right)^3 = f = 0,1$$

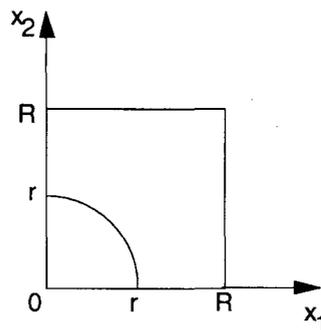


Figure III-2 : VER axisymétrique à particule sphérique.

A priori, étant donné la forme des particules du composite F3K10S (cf. §II.2.2.1), l'utilisation d'un VER à particule cylindrique semble la plus appropriée.

III.3. MODELISATION DU COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE

Après avoir exprimé les conditions aux limites permettant le calcul par EF simulant le comportement mécanique du VER en traction monotone, nous traiterons plusieurs cas de comportement. En premier lieu, nous modéliserons le comportement du composite en supposant qu'il ne subit pas d'endommagement au cours du chargement. Dans cette partie, nous étudierons notamment l'influence de la forme des particules et l'effet d'amas. Nous étudierons ensuite l'influence de la prise en compte des contraintes thermiques résiduelles dues à la trempe. En second lieu, nous considérerons que le composite s'endommage, et ce sous différentes formes : ruptures de particules, décohésions particule/matrice, cavitation de la matrice ductile. Dans tous les cas, nous comparerons les prévisions de la modélisation à la courbe expérimentale de traction monotone du composite.

III.3.1. CONDITIONS AUX LIMITES

L'ensemble des variables mécaniques dépend uniquement des coordonnées x_1 et x_2 du VER (Figure III-1c). L'hypothèse de périodicité de la structure impose que la cellule élémentaire (VER) reste cylindrique de révolution quel que soit son état de contrainte. La ligne définissant la surface latérale ($x_1 = R$) de la cellule doit donc rester droite et parallèle à la direction de sollicitation. Par ailleurs, le calcul est piloté en déformation, en imposant un déplacement sur la surface supérieure de la cellule cylindrique. Les conditions aux limites s'expriment par les équations suivantes :

$$u_1(0, x_2) = u_2(x_1, 0) = 0$$

$$u_1(R, x_2) = u_1(R, 0) = U_1^*$$

$$u_2(x_1, H) = U_2^*$$

III.3.2. HOMOGENEISATION

Le but est d'accéder à la déformation et à la contrainte moyennes sur la cellule élémentaire, dans la direction de sollicitation. Celles-ci sont calculées respectivement à partir des valeurs de déplacement U_2^* et de forces de réaction T_2 sur la surface supérieure ($x_2 = H$) du VER, ou par moyenne sur le volume. Les deux formulations sont équivalentes s'il n'existe aucune discontinuité dans le maillage. En toute rigueur, les expressions en termes de "champs au loin" (déplacements et forces de réaction) sont les mieux adaptés, car elles correspondent à la réalité physique des mesures lors des essais classiques de caractérisation mécanique des matériaux :

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{\Omega} \int_{\Omega} \varepsilon_{22}(x_1, x_2) d\Omega = \frac{U_2^*}{H}$$

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\Omega} \int_{\Omega} \sigma_{22}(x_1, x_2) d\Omega = \frac{\sum T_2(x_1, H)}{S}$$

où S est l'aire de la surface supérieure ($S = \pi R^2$) et où la somme s'effectue sur tous les nœuds de cette surface.

III.3.3. VER SAIN

Nous considérons dans cette partie que le VER ne subit aucun endommagement au cours du chargement et que, sauf précision contraire, la matrice du composite obéit à un écrouissage isotrope identifiée sur le comportement de l'alliage non renforcé AS10U3NG (cf. §II.2.1.2). Nous utilisons une loi de Ludwig (cf. §I.3.1.2.2) :

$$\sigma = \sigma_0 + K(\varepsilon_p)^n$$

avec $\sigma_0 = 200$ MPa , $K = 831$, $n = 0,256$. Les caractéristiques élastiques de l'alliage non renforcé sont : $E_m = 76$ GPa et $\nu_m = 0,29$. Les courbes expérimentale et simulée de l'alliage non renforcé sont représentées sur la Figure III-3.

Les particules SiC sont supposées élastiques, de module d'Young $E_r = 450$ GPa et de coefficient de Poisson $\nu_r = 0,17$ [DURA].

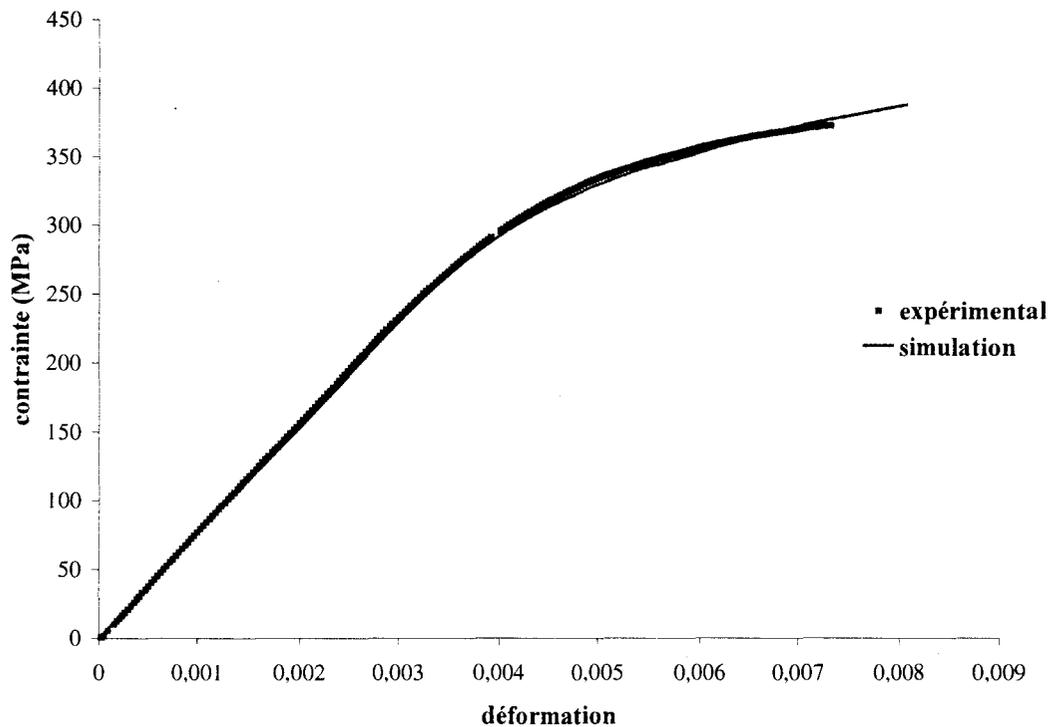


Figure III-3 : Courbes expérimentale et simulée de traction monotone de l'alliage AS10U3NG.

III.3.3.1. Influence de la forme des particules

La Figure III-4 et la Figure III-5 montrent les maillages des VER définis au §III.2 et utilisés pour l'étude de l'influence de la forme des particules. Ils ont été réalisés à l'aide du logiciel IDEAS avec des éléments quadrilatères isoparamétriques à 8 nœuds, à intégration réduite (4 points de Gauss). Pour tenir compte de l'hétérogénéité de répartition des particules dans le composite, nous verrons au §III.3.3.3 comment définir un VER qui permette de simuler des amas de particules.

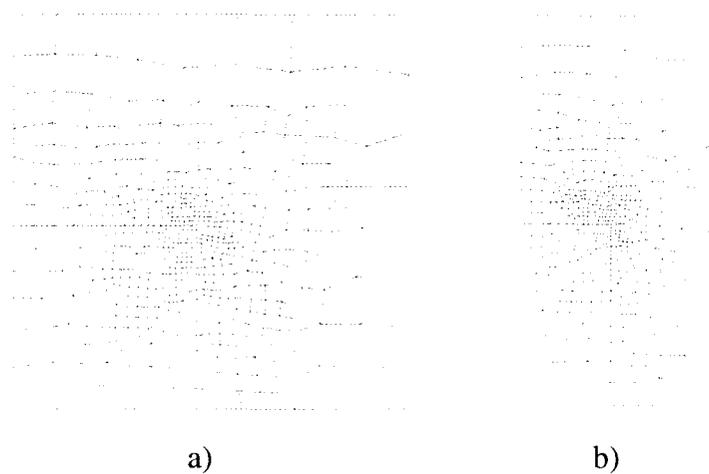


Figure III-4 : Maillages des VER à particule cylindrique pour les calculs EF, a) $s=1$, b) $s=2$.

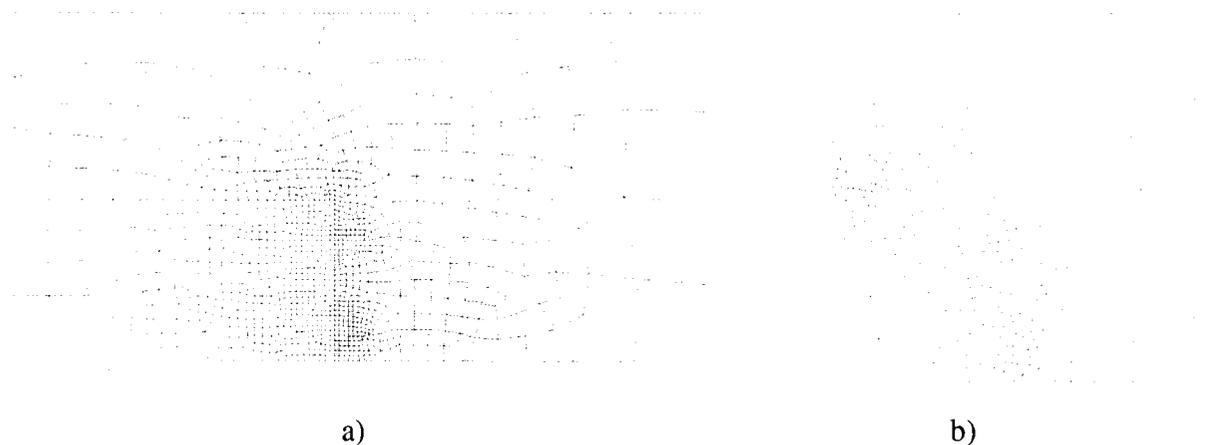


Figure III-5 : Maillages des VER pour les calculs EF, a) particule cylindrique avec $s=0,5$, b) particule sphérique.

Nous avons effectué un calcul analogue sur les 4 VER (Figure III-4 et Figure III-5), afin de comparer les résultats correspondants, dans le but d'étudier l'influence de la forme des particules. Les résultats en terme de relation contrainte - déformation sont donnés sur la Figure III-6. On remarque que toutes courbes numériques sont assez éloignées de la courbe expérimentale. Il est trop tôt pour faire un commentaire sur ce résultat : plusieurs effets n'ont pour l'instant pas été pris en compte : l'existence d'un endommagement, celle de contraintes résiduelles dues à la trempe et l'effet d'amas de particules en particulier. Remarquons que la courbe numérique la plus basse est celle résultant du calcul sur le VER à particule sphérique, tandis que la plus haute est celle résultant du calcul sur le VER à particule cylindrique avec $s = 2$. Les VER à particules cylindriques avec $s = 0,5$ et $s = 1$ présentent des niveaux

quasiment égaux et intermédiaires entre les deux autres VER. Le module d'Young du composite est prédit correctement, sauf dans le cas du VER à particule cylindrique avec $s = 2$, où il est légèrement surestimé (Tableau III-1). Ces résultats confirment notamment ceux de Llorca et al. [LLOR91] obtenus sur le même type de VER (cf. §I.3.1.3.2).

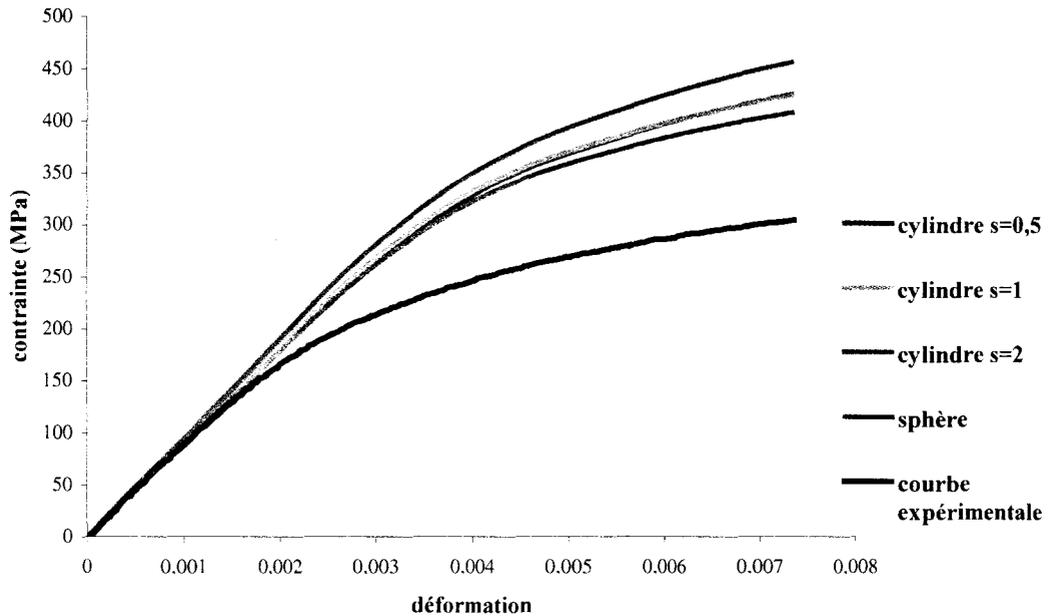


Figure III-6 : Courbes de traction monotone du composite, expérimentale et numériques pour différentes formes de particules.

Composite F3K10S	expérimental	$s = 0,5$	$s = 1$	$s = 2$	sphère
Module d'Young (GPa)	89,5	90	91,5	95,5	89,5

Tableau III-1 : Modules d'Young expérimental et calculés.

Ces résultats peuvent être expliqués en termes de pression hydrostatique (qui est l'opposée de la contrainte hydrostatique (cf. Annexe A)) et de déformation plastique équivalente. Les isovaleurs de ces grandeurs dans chaque VER sont représentées respectivement sur la Figure III-7 et sur la Figure III-8. Ces isovaleurs sont données sous chargement maximum, correspondant à la déformation totale (0,73 %) à rupture du matériau réel.

Les niveaux de pression hydrostatique atteints dans le VER à particule sphérique, sous chargement maximum, sont les plus bas (Figure III-7a), tandis que ceux atteints dans le VER à particule cylindrique avec $s = 2$ sont les plus élevés (Figure III-7d). On observe clairement l'influence de la forme de la particule sur le niveau de pression hydrostatique dans la matrice, notamment au voisinage proche de la particule : le profil "régulier" de la sphère est moins contraignant que le profil discontinu ("en coin") du cylindre. Par ailleurs, les niveaux atteints dans les VER à particules cylindriques avec $s = 0,5$ et $s = 1$ sont intermédiaires et similaires (respectivement en Figure III-7c et Figure III-7b). Dans tous les cas, la contrainte hydrostatique est globalement de traction dans la matrice, puisque la pression hydrostatique y est globalement négative.

Il est également possible de raisonner en terme de déformation plastique équivalente (Figure III-8). Si les niveaux atteints sont du même ordre (le maximum atteint varie selon la forme du VER entre 2,50% et 3,75%), les répartitions s'avèrent différentes. Sur les trois VER à particules cylindriques (Figure III-8b, Figure III-8c et Figure III-8d), le profil en coin de la particule engendre une bande de cisaillement plastique à 45° dont l'étendue est importante. Les niveaux atteints sont les plus élevés dans le VER avec $s = 2$. Sur le VER à particule sphérique (Figure III-8a), la zone plastique est plus petite (mais aussi quasiment à 45°), et plus localisée à l'interface particule / matrice, dû au profil "régulier" de la particule sphérique.

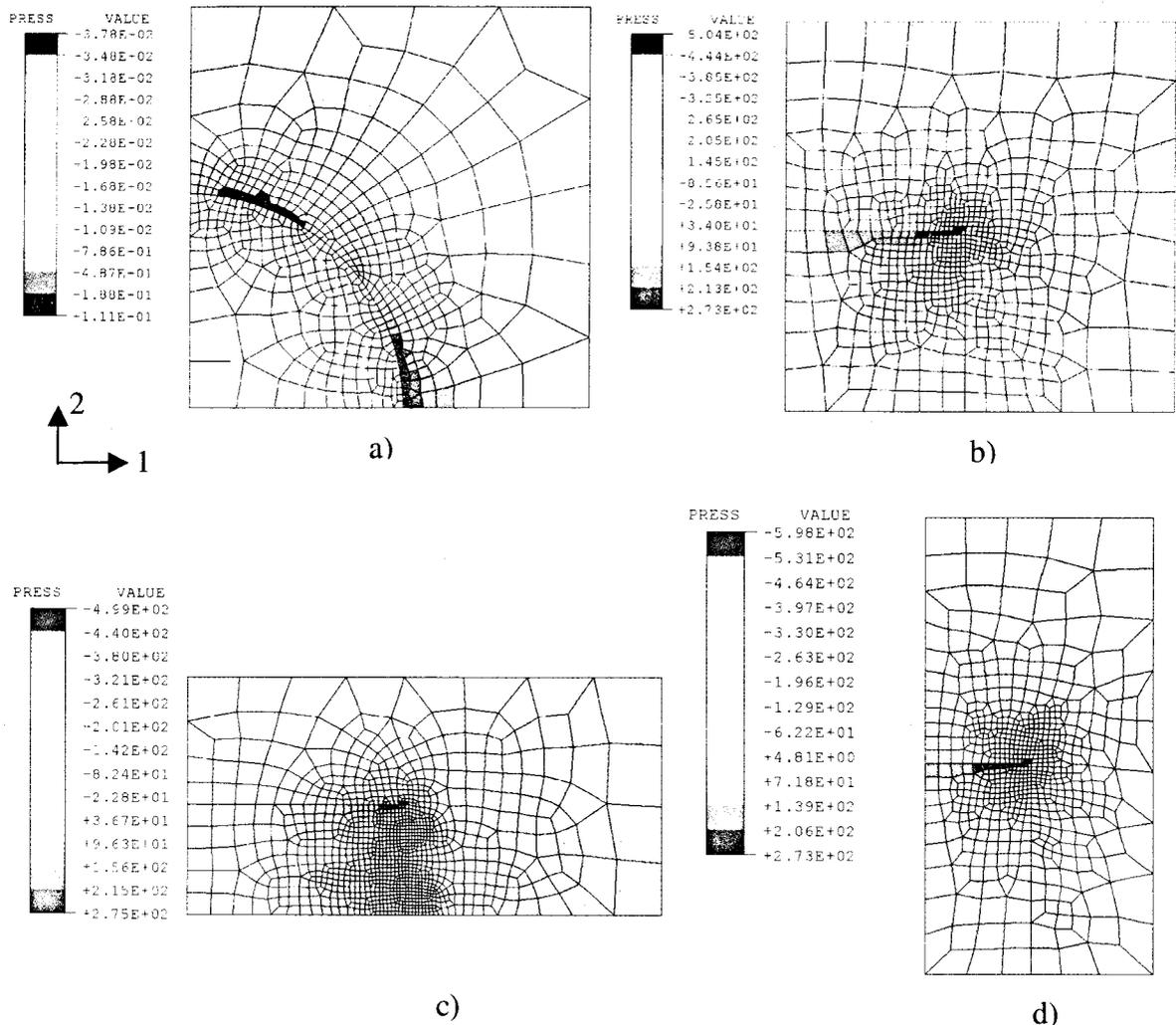


Figure III-7 : Isovaleurs de pression hydrostatique, sous chargement maximum ($\epsilon_t = 0,73\%$), sur les VER à particule sphérique (a), cylindrique avec $s = 1$ (b), cylindrique avec $s = 0,5$ (c), cylindrique avec $s = 2$ (d).

Quel est donc le VER à considérer ? Le VER à particule sphérique présente la courbe simulée de traction monotone qui se rapproche le plus de la courbe expérimentale. Malheureusement cette géométrie ne correspond pas à la géométrie réelle des particules au sein du composite F3K10S (cf. §II.2.2.1). La forme des particules est en réalité plutôt anguleuse et se rapproche donc plus d'une forme cylindrique que d'une forme sphérique. Le VER à particule cylindrique, qui s'en rapproche le plus, sera donc utilisé, mais avec quel rapport de forme ? $s = 2$ est la valeur moyenne mesurée expérimentalement, mais aucune orientation privilégiée des particules n'existe en réalité dans le composite. Or la forme allongée de la particule dans la direction de chargement, pour ce VER, augmente sensiblement les niveaux de contrainte atteints, et surestime la raideur de la structure en terme de module d'Young (Tableau III-1). Le choix de $s=0,5$ n'aurait aucun sens, ce VER ayant été

défini uniquement à titre de comparaison. Le choix se porte donc naturellement sur des particules relativement équiaxes, de rapport de forme $s = 1$. C'est le VER qui sera utilisé par la suite.

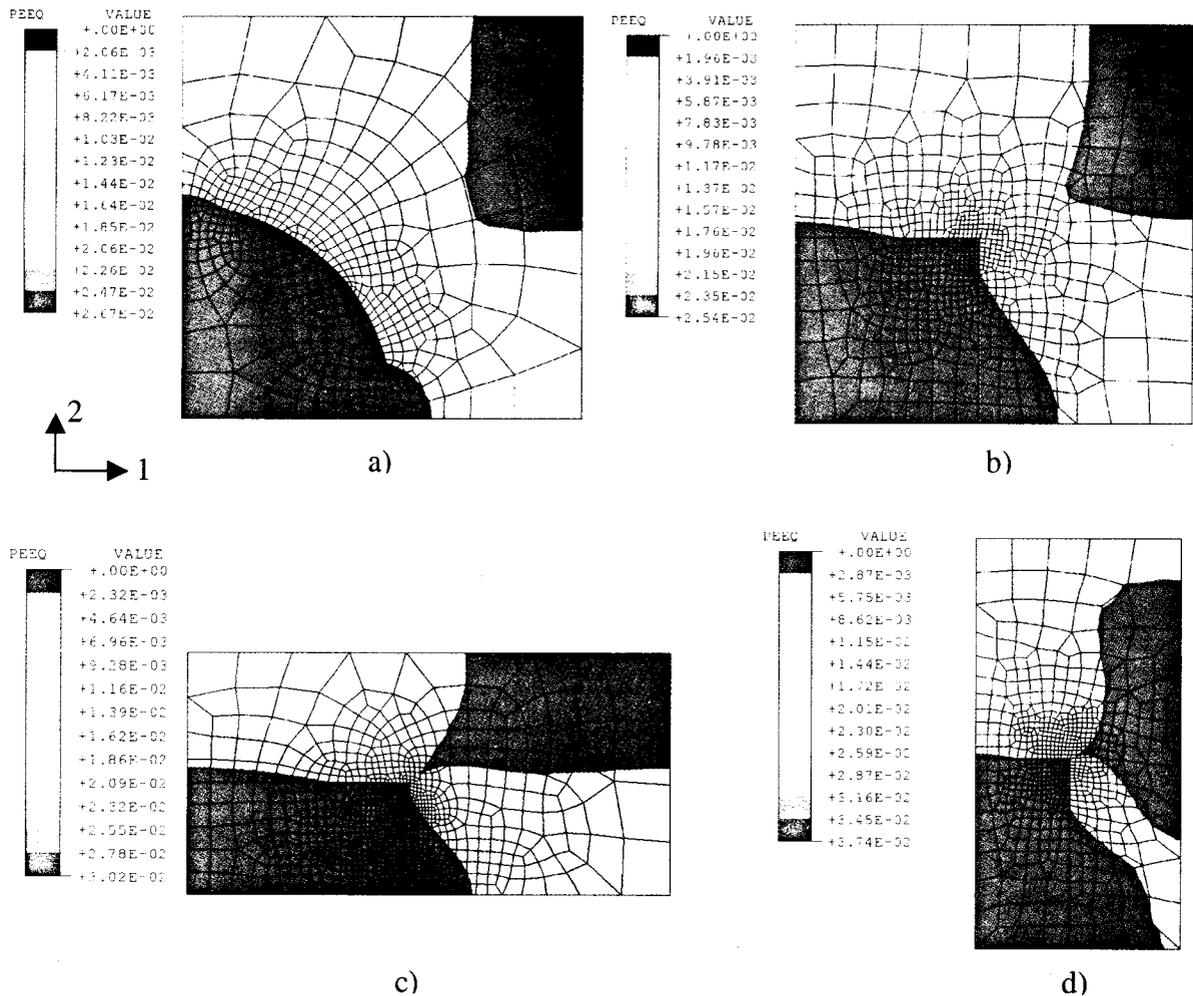


Figure III-8 : Isovaleurs de déformation plastique équivalente, sous chargement maximum ($\epsilon_t = 0,73\%$), sur les VER à particules sphérique (a), cylindrique avec $s = 1$ (b), cylindrique avec $s = 0,5$ (c), cylindrique avec $s = 2$ (d).

III.3.3.2. Prise en compte des contraintes résiduelles

Dans un premier temps, nous effectuerons le calcul des contraintes thermiques résiduelles dues à la trempe, au sein du VER. Ensuite, nous modéliserons le comportement du composite en traction monotone en prenant en compte les contraintes thermiques résiduelles.

III.3.3.2.1. Calcul des contraintes thermiques résiduelles

Le composite F3K10S a subi un traitement thermique de type T6 (cf. §II.2.2.1) : mise en solution à 493°C pendant 8 heures, puis trempe à l'eau immédiatement suivie d'un vieillissement accéléré à 175°C pendant 1,5 heures. Nous nous proposons ici de simuler le refroidissement au cours de la trempe, car celui-ci induit des contraintes thermiques résiduelles dues à la différence entre les coefficients de dilatation thermique de la matrice d'alliage d'aluminium et des renforts SiC. Conformément aux travaux de plusieurs auteurs [HOAM94, HOMS94, SUER93], nous ne modélisons pas ici le vieillissement (cf. §I.2.5). Les contraintes thermiques résiduelles se superposent aux contraintes de service, il est donc nécessaire de les évaluer et de les prendre en compte lors de l'application d'un chargement. Pour y parvenir, nous effectuons un calcul découplé thermique / mécanique. Le calcul thermique permet d'accéder à l'évolution des températures nodales au cours du refroidissement. Le calcul mécanique permettant l'obtention des contraintes thermiques résiduelles s'effectue postérieurement au calcul thermique, en prenant en compte l'évolution des températures nodales déterminée lors du calcul thermique.

Considérons dans un premier temps l'aspect thermique. Les seuls phénomènes thermiques à prendre en compte dans le VER sont la dilatation et la conduction ; au contraire, la convection et le rayonnement seront négligés, n'ayant aucun sens relativement à la notion de VER. Un champ de température variable dans le temps est appliqué sur la surface latérale du VER ($x_1 = R$) et sur la surface supérieure ($x_2 = R$). Il s'agit d'une rampe simulant le refroidissement, à partir de la température de mise en solution (493°C) jusqu'à la température ambiante (20°C). Une courte période de stabilisation des températures au sein du VER est ensuite simulée, pour des raisons de convergence du calcul mécanique ultérieur (Figure III-9). La vitesse de refroidissement n'a aucune importance dans notre calcul, le matériau étant supposé non visqueux. Le temps n'est en réalité qu'un artefact de calcul. En effet, seule la conduction fait intervenir le temps au niveau du calcul thermique [ABAQ99]. Or, pendant tout ce calcul thermique, étant donné les faibles dimensions du VER (quelques μm), la température y est instantanément uniforme. En conséquence, les contraintes résiduelles résultent uniquement de l'hétérogénéité de dilatation thermique.

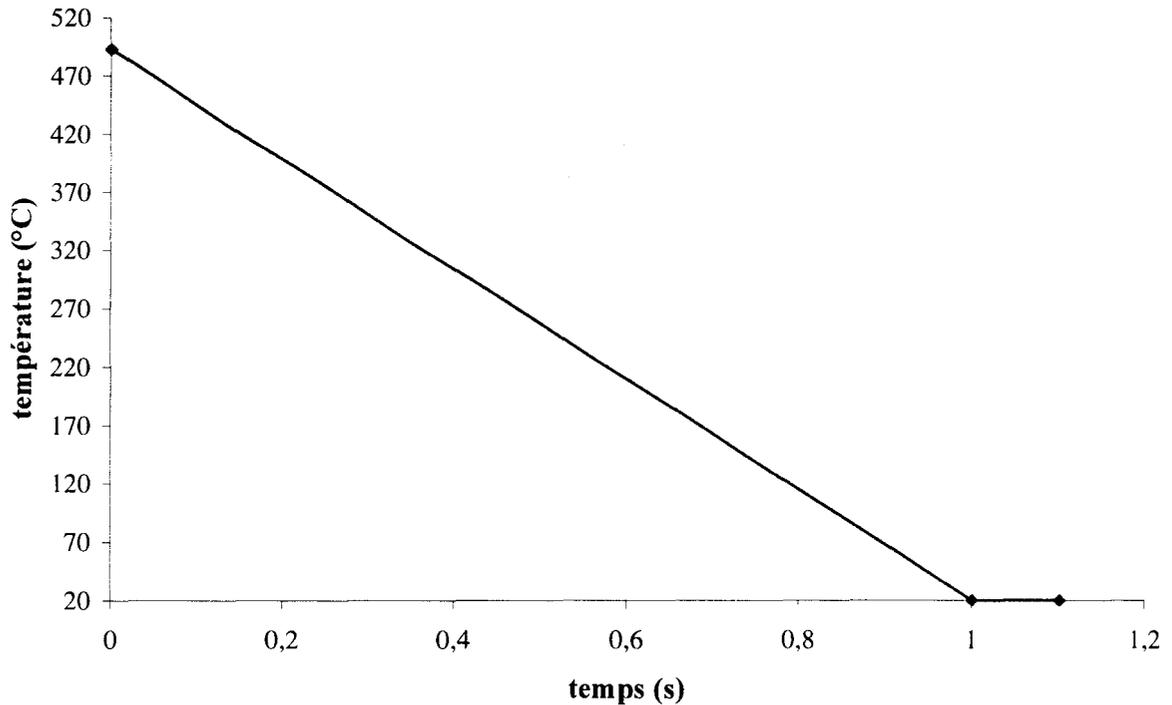


Figure III-9 : Simulation de la trempe par application d'un champ de température extérieur imposé à la surface latérale du VER.

Pour pouvoir effectuer le calcul thermique, nous avons besoin des caractéristiques thermiques des deux constituants, le renfort SiC et la matrice d'alliage d'aluminium. Concernant la matrice, nous avons, faute de données, pris les données de l'aluminium pur à 99% [DURA]. Ces données sont regroupées dans le Tableau III-2. Notons que les caractéristiques thermiques de l'aluminium varient avec la température, contrairement à celles de la particule SiC, étant donné que les températures considérées sont faibles pour une céramique.

Le calcul mécanique permettant l'obtention des contraintes thermiques résiduelles nécessite la connaissance du comportement élasto-plastique de la matrice en fonction de la température. Des essais à chaud avaient été effectués au sein du laboratoire, sur l'alliage non renforcé AS10U3NG. Ces essais avaient été réalisés sur une machine hydraulique servocontrôlée INSTRON 8501, équipée d'un four à résistances, sur des éprouvettes cylindriques, à des températures de 100°C, 200°C, 280°C, 300°C et 320° C. Les conditions d'essais respectaient la norme concernant les alliages d'aluminium de fonderie ASTM B 557M [ASTM81], et la vitesse de déformation totale imposée était $\dot{\epsilon}_t = 1,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Le comportement élasto-plastique de l'alliage au-delà de 320° C a été extrapolé (Figure III-10). Néanmoins, des précédents calculs avaient montré que cette extrapolation n'avait pas

d'influence sur les résultats en termes de contraintes thermiques résiduelles au sein du VER [GENE99]. Celles-ci étaient en effet les mêmes, que l'on considère le comportement identique entre 320°C et 493°C, ou que l'on extrapole le comportement au delà de 320°C.

Renfort SiC	Densité (kg/m ³)	Chaleur spécifique (J/kg.m ³)	Coefficient de dilatation (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Conductivité thermique (W/m.K)
	3200	670	3,5	100

Matrice aluminium							
Densité 2700 kg/m ³							
Température (°C)	15	27	127	227	327	427	572
Chaleur spécifique (J/kg K)	900	902	956	1001	1042	1086	1143

Température (°C)	20	77	127	227	327	427	527
Coefficient de dilatation (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	22,50	24,10	24,90	26,50	28,20	30,40	33,50

Température (°C)	25	50	100	200	300	400	500
Conductivité thermique (W/m.K)	237	239	240	237	2333	226	219

Tableau III-2 : Propriétés thermiques des constituants du VER [DURA].

En complément des conditions aux limites (cf. §III.3.1) permettant de respecter la symétrie et la périodicité du problème, nous devons également ici nous assurer que la face supérieure du VER ($x_2 = R$) reste plane et perpendiculaire à la direction de sollicitation, afin d'assurer la périodicité de la structure pendant le refroidissement. Il convient alors d'imposer la condition :

$$u_2(x_1, R) = u_2(R, R) = U_2$$

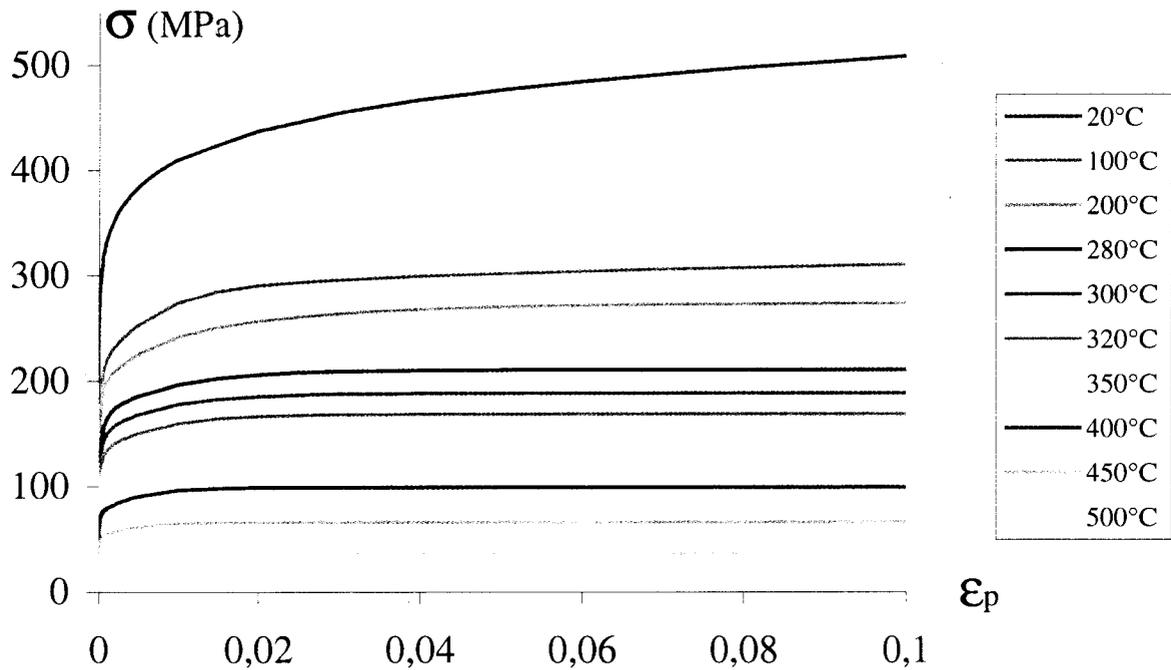


Figure III-10 : Courbes d'écroutissage de l'alliage AS10U3NG à différentes températures.

Les résultats du calcul mécanique des contraintes résiduelles peuvent être visualisés en termes d'isovaleurs de pression hydrostatique dans le VER (Figure III-11a). Conformément aux résultats de la littérature (cf. §I.2.5 [SUN92]), le champ de contraintes résiduelles est de compression dans le renfort et en moyenne de traction dans la matrice, bien que localement de compression au voisinage immédiat de la particule. Le niveau de contrainte atteint est relativement important, la pression hydrostatique atteignant -120 MPa dans la matrice loin de la particule, plus de +300 MPa dans la matrice au coin de la particule, et autour de +600 MPa dans la particule. Les résultats du calcul mécanique des contraintes résiduelles peuvent également être visualisés en termes d'isovaleurs de déformation plastique équivalente dans le VER (Figure III-11a). Là aussi, les niveaux atteints dans la matrice sont relativement importants, notamment autour de la particule, où la déformation dépasse 3%, atteignant même environ 10% au coin de la particule.

La Figure III-12a montre que les déformations ϵ_{22} sont de compression dans la matrice (sur la Figure III-12a, E22 désigne la déformation longitudinale ϵ_{22} et sur la Figure III-12b, S22 désigne la contrainte normale σ_{22}), ce qui va avoir tendance à abaisser la limite d'écoulement plastique en traction du composite par rapport à celle obtenue sans prise en compte du champ de contraintes résiduelles.

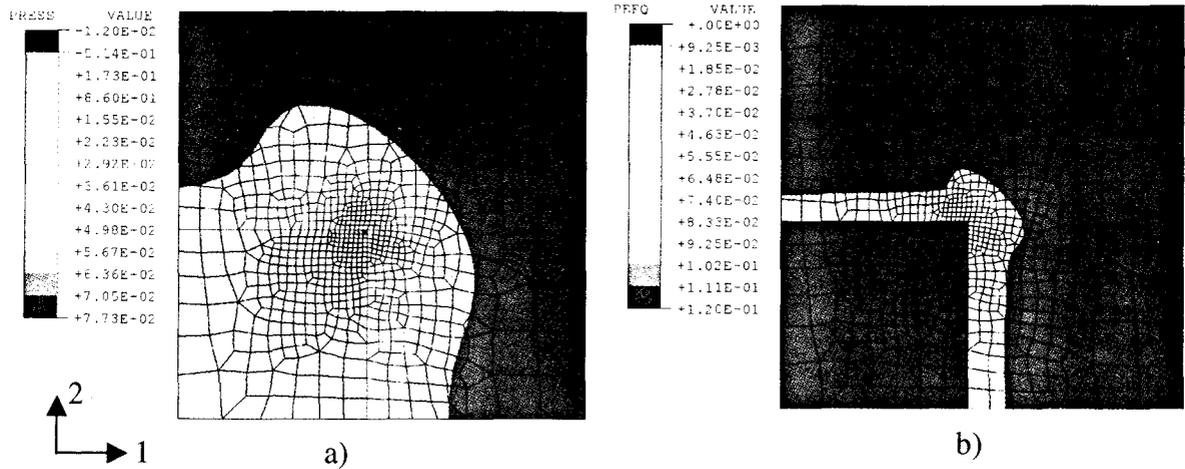


Figure III-11 : Isovaleurs de pression hydrostatique (a) et de déformation plastique équivalente (b) au sein du VER, après la trempe.

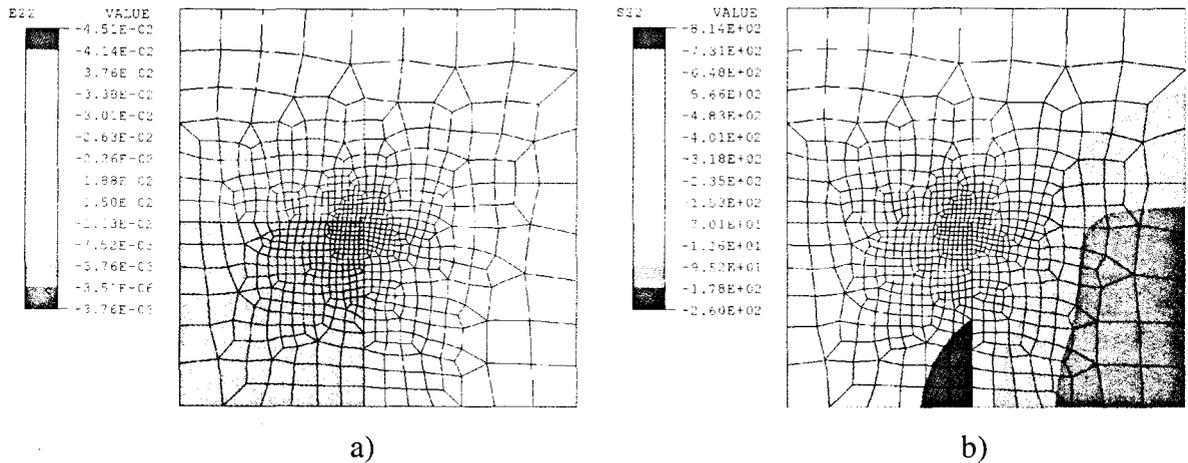


Figure III-12 : Isovaleurs de la déformation ϵ_{22} (a) et de la contrainte σ_{22} (b) au sein du VER, après la trempe.

III.3.3.2.2. Modélisation du comportement du composite en traction monotone - Prise en compte des contraintes résiduelles

Il s'agit d'effectuer le même calcul mécanique qu'au §III.3.3.1, simulant l'essai de traction, mais avec prise en compte des contraintes résiduelles : celles-ci sont supposées être les contraintes initiales dans le VER avant l'application du chargement mécanique, exprimé toujours en terme de déplacement.

Les résultats sont présentés avec et sans prise en compte des contraintes résiduelles sur la Figure III-13.

La prise en compte des contraintes résiduelles ne permet pas d'améliorer la prédiction du comportement du composite, relativement à la courbe expérimentale. Elle détériore même cette prédiction, en ce qui concerne le module d'Young, largement sous-estimé (85,5 GPa). La prise en compte des contraintes résiduelles dans le calcul EF abaisse également la limite d'écoulement plastique (ou limite vraie d'élasticité), qui passe de 200 à 80 MPa ce qui confirme les résultats de la littérature (cf. §I.2.5 [HOMS94, HOAM94]). La baisse de module d'Young s'explique par les importantes déformations plastiques initiales dans la matrice, résultant de la trempe, et donc existant avant le début du chargement mécanique (Figure III-11b). La baisse de la limite d'écoulement plastique s'explique par le fait que les déformations ϵ_{22} initiales dans la matrice (déformations dans la direction de sollicitation) sont globalement de compression (Figure III-12b).

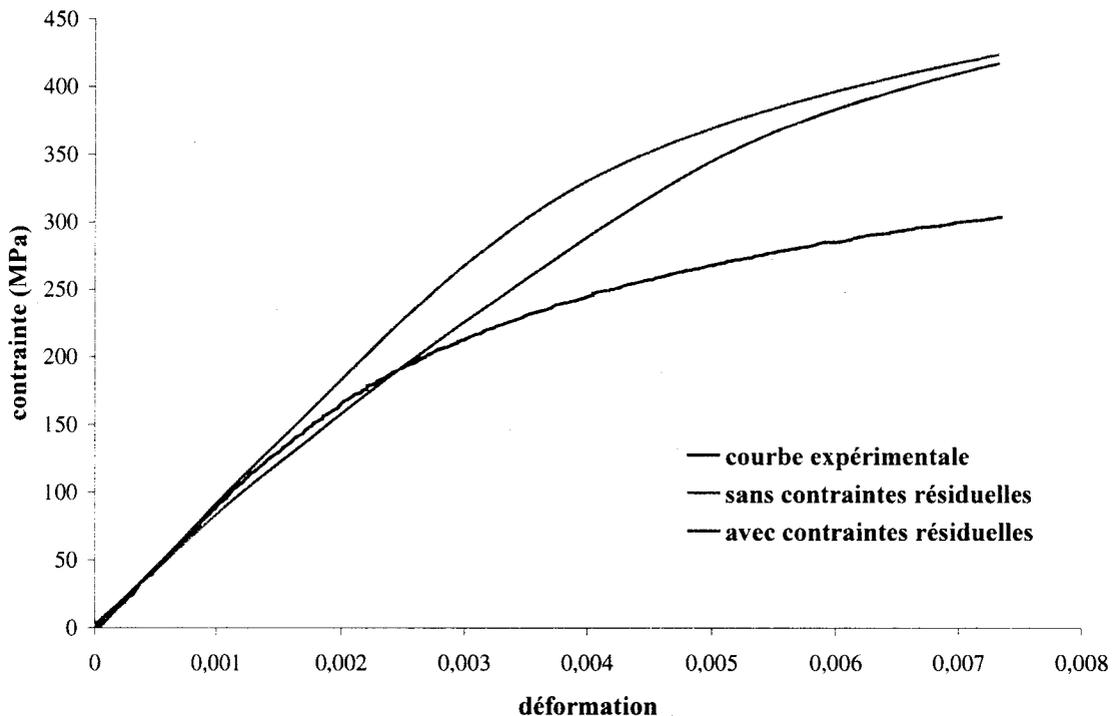


Figure III-13 : Courbes de traction monotone du composite, expérimentale et numériques, avec et sans prise en compte des contraintes résiduelles.

On peut également observer la différence concernant la répartition et des niveaux de pression hydrostatique d'une part (Figure III-14), de déformation plastique équivalente d'autre part (Figure III-15), suivant que l'on prend en compte ou non les contraintes thermiques résiduelles, dans le VER sollicité en traction monotone. Les répartitions, tant en terme de pression hydrostatique que de déformation plastique équivalente, sont similaires. En revanche, les niveaux atteints sont différents. En effet, la pression hydrostatique maximale (Figure

III-14) dans le renfort passe d'environ +250 MPa sans contraintes résiduelles à environ +450 MPa (donc contrainte de compression) avec contraintes résiduelles ; elle passe dans la matrice d'environ -500 MPa sans contraintes résiduelles à -300 MPa (donc contrainte de traction) avec contraintes résiduelles.

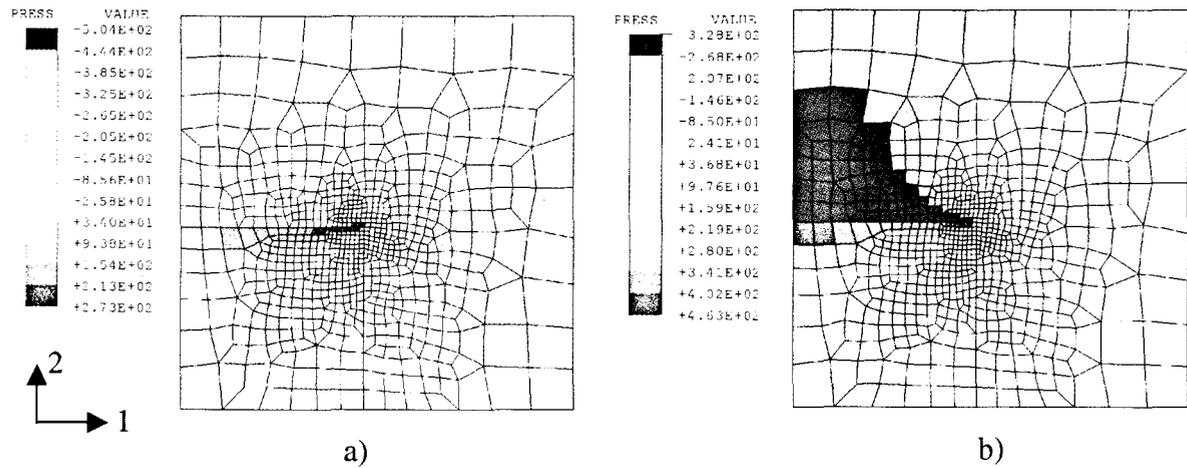


Figure III-14 : Isovaleurs de pression hydrostatique dans le VER sollicité en traction monotone, sans prise en compte des contraintes résiduelles (a), avec prise en compte des contraintes résiduelles (b).

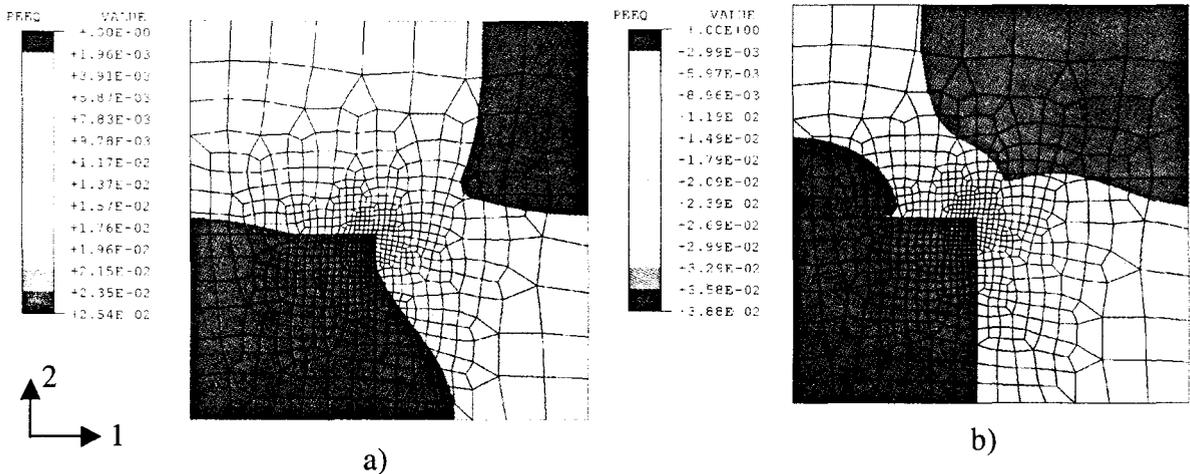


Figure III-15 : Isovaleurs de déformation plastique équivalente dans le VER sollicité en traction monotone, sans prise en compte des contraintes résiduelles (a), avec prise en compte des contraintes résiduelles (b).

Il y a donc un transfert de charge plus important de la matrice vers le renfort en présence des contraintes thermiques résiduelles. En terme de déformation plastique équivalente, les niveaux sont plus importants si l'on tient compte des contraintes résiduelles puisque, dans ce cas, il existait déjà d'importantes déformations plastiques avant le début du chargement mécanique de traction monotone.

Concernant les courbes de traction monotone, les résultats sont peu satisfaisants en terme de prédiction du comportement du composite F3K10S avec la prise en compte des contraintes résiduelles. Toutefois, dans notre calcul, ces contraintes sont uniquement dues à la différence de dilatation thermique entre les deux constituants, et elles sont calculées sur un VER sur lequel la température est uniforme à chaque instant. Cela se justifie parfaitement en terme de VER, volume de très faibles dimensions. On modélise en effet ici le comportement du *matériau*. Il est évident que dans une *structure* apparaît un gradient de température par conduction de la surface vers le cœur, au cours de la trempe. Mais il s'agira alors d'un effet de *structure*, qui ne peut être pris en compte par la technique d'homogénéisation utilisée ici. De plus, le matériau est peut-être visqueux, surtout à haute température, et dans ce cas il convient de prendre en compte la viscosité. Enfin, le traitement thermique du composite se compose d'une trempe suivi d'un vieillissement, susceptible d'entraîner une relaxation des contraintes thermiques résiduelles. Finalement, ces contraintes seront négligées lors des prochaines simulations en traction monotone.

III.3.3.3. Simulation d'un matériau constitué d'amas de particules

Nous inspirant des travaux de Mammoli et Bush [MAMM95] (cf. §I.3.1.3.4) pour représenter des amas de particules, nous avons défini un nouveau VER, et ce en trois dimensions. Nous n'abandonnons pas l'idée de périodicité. Le VER que nous considérons est celui de la Figure III-16a. Il s'agit d'un amas de 8 particules cubiques, noyées dans la matrice, respectant la fraction volumique de 10% de particules. Par symétrie, nous ne considérons plus que le VER de la Figure III-16b, de côté noté R. La position de la particule cubique est repérée par le point I (origine de la particule) de coordonnées (0.1R, 0.1R, 0.1R) dans le repère (O, x_1 , x_2 , x_3) où O est l'origine du VER. Les faces des deux cubes (VER et particule) sont parallèles 2 à 2. Nous n'avons pas étudié l'influence de la position de la particule dans le VER. Le maillage a été effectué à l'aide du logiciel IDEAS (Figure III-17), avec 3496 éléments tétraédriques à 10 nœuds (avec 4 points de Gauss).

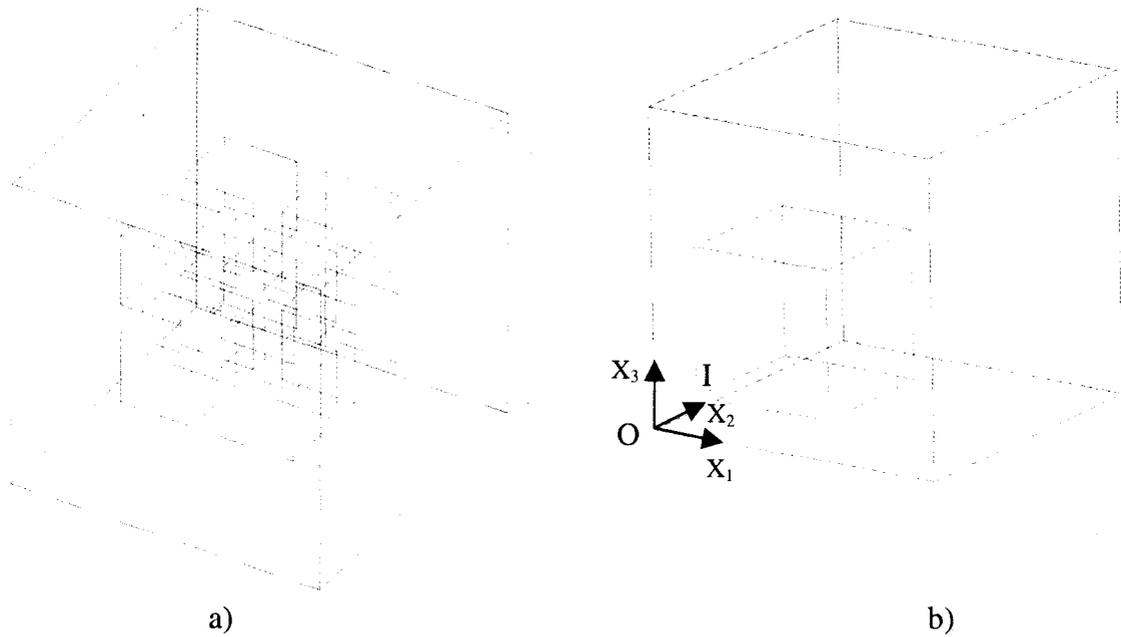


Figure III-16 : VER utilisé pour la simulation d'un matériau constitué d'un amas de particules, avant la prise en compte des symétries (a), après la prise en compte des symétries (b).

Les conditions aux limites respectant la symétrie et la périodicité sont les suivantes :

$$u_1(0, x_2, x_3) = u_2(x_1, 0, x_3) = u_3(x_1, x_2, 0) = 0$$

$$u_1(R, x_2, x_3) = u_1(R, 0, 0) = U_1^*$$

$$u_2(x_1, R, x_3) = u_2(0, R, 0) = U_2^*$$

$$u_3(x_1, x_2, R) = U_3^*$$

où U_3^* est le déplacement imposé pour simuler le chargement monotone de traction.

La Figure III-18 présente les isovaleurs de pression hydrostatique et de déformation plastique équivalente sur les surfaces extérieures du VER. Les amas de particules créent une concentration de contrainte dans la matrice entre les particules : la valeur absolue maximale est de 600 MPa en compression (Figure III-18a) dans la matrice comprise entre les particules. De plus, la Figure III-18b montre que toute la matrice comprise entre les particules se déforme plastiquement.



Figure III-17 : Maillage du VER simulant le matériau constitué d'amas de particules dans le composite.

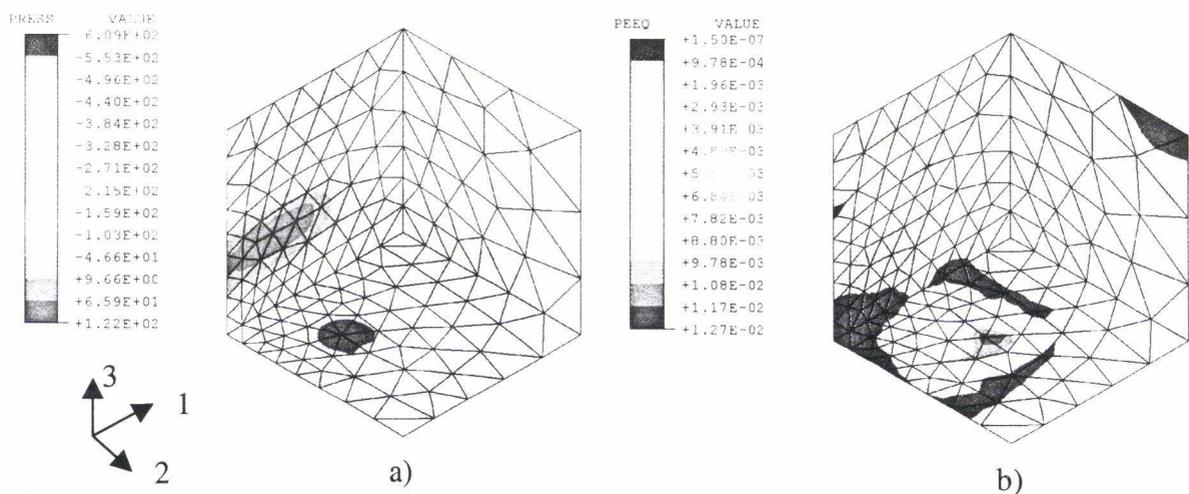
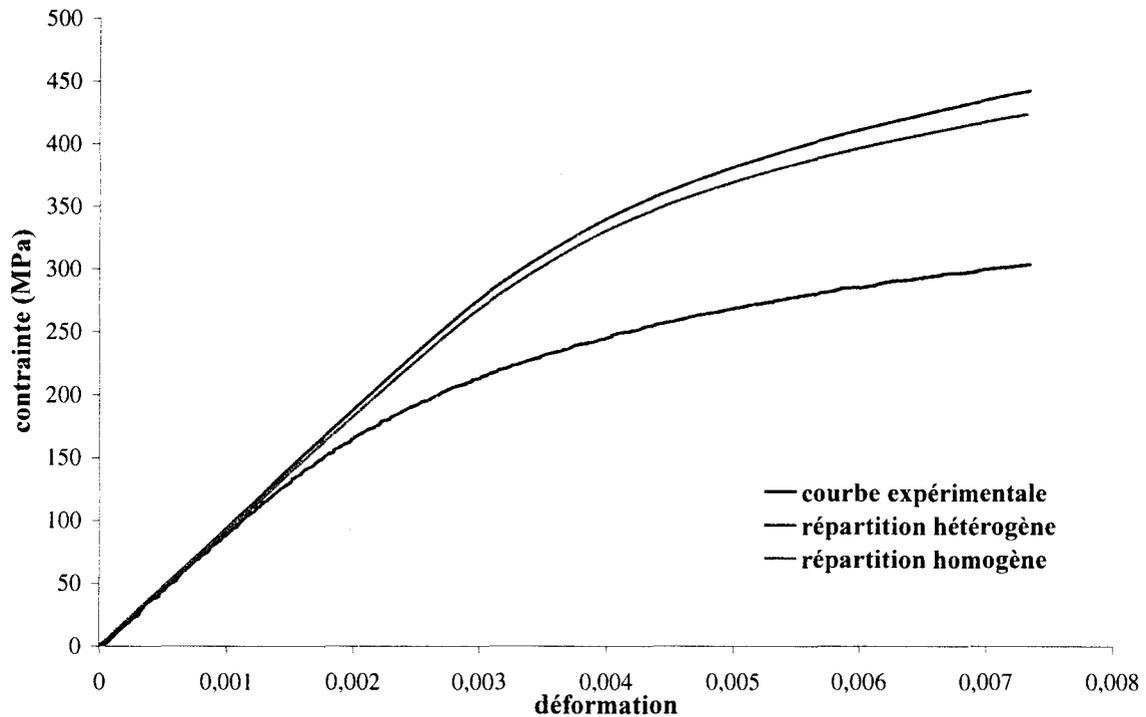


Figure III-18 : Isovaleurs, dans le VER simulant le matériau constitué d'amas de particules, de pression hydrostatique (a), et de déformation plastique équivalente (b).



**Figure III-19 : Courbes de traction monotone numériques et expérimentale.
Influence de la répartition des particules.**

La Figure III-19 montre que la présence d'amas de particules entraîne un léger durcissement du composite, si on ne considère aucun endommagement, conformément à ce qu'avaient montré Mammoli et Bush [MAMM95] (cf. §I.3.1.3.4). Mais nous savons par ailleurs que l'importante pression hydrostatique entre les particules (Figure III-18a) augmente intrinsèquement le taux de triaxialité, promouvant la germination et la croissance de cavités, autrement dit l'endommagement de la matrice (cf. §I.3.2.3.2). Nous étudierons cet effet au §III.3.4.3.2. De plus, la présence d'un amas peut causer localement une fissuration à cause des endommagements résultant des déformations plastiques locales dans la matrice entre les particules, et de ce fait entraîner la rupture prématurée du composite par propagation.

III.3.3.4. Identification par résolution inverse

Les calculs précédents n'offrent pas des résultats satisfaisants en terme de modélisation du comportement du composite en traction monotone. Ces calculs reposaient sur l'hypothèse que la matrice avait le même comportement élasto-plastique que l'alliage non renforcé.

Nous supposons au contraire ici que la matrice n'a pas le comportement de l'alliage non renforcé, ce qui peut effectivement être réellement le cas. En effet, l'hypothèse selon laquelle

la matrice a le comportement de l'alliage non renforcé est une hypothèse forte. Elle suppose que l'adjonction de particules SiC ne change pas la cinétique de précipitation dans la matrice. Autrement dit, cela n'entraînerait pas de modification ni de la nature, ni de la répartition, ni de la taille, ni de la forme des précipités, ce qui est assez loin de la réalité physique. De plus, comme nous le démontrerons lors des calculs modélisation l'endommagement du composite (cf. §III.3.4), l'écart important entre les courbes expérimentale et numérique de traction monotone (Figure III-6 au §III.3.3.1) ne peut être expliqué par la seule prise en compte de l'endommagement, qui ne permet pas de réduire suffisamment cet écart.

Nous supposons ici que le comportement du composite est connu. La matrice est supposée là encore avoir un comportement élasto-plastique avec écrouissage isotrope vérifiant une loi de Ludwig, mais dont nous ignorons les coefficients. Dès lors, nous effectuons un calcul couplé entre les logiciels ABAQUS et SIDOLO [SIDO95]. ABAQUS exécute les calculs sur le VER. SIDOLO fait varier les coefficients de la loi de Ludwig de la matrice utilisés par le calcul ABAQUS, jusqu'à ce que la courbe numérique de traction monotone converge vers la courbe expérimentale de traction monotone du composite. Le chargement étant effectué en déformation, l'écart est calculé sur la contrainte. En d'autres termes, ABAQUS effectue un calcul chaque fois que SIDOLO propose un jeu de coefficients. Le logiciel SIDOLO associe à ce jeu de coefficients une fonctionnelle à minimiser. De ce fait, il n'y a pas unicité du jeu de coefficients. Cependant, l'identification est supposée réalisée dès que le premier jeu adéquat est obtenu.

Les courbes expérimentale et simulée du composite sont présentées sur la Figure III-20. Les coefficients de la loi de Ludwig pour la matrice sont alors :

$$\sigma_0 = 100 \text{ MPa} , K = 736 , n = 0,267$$

La Figure III-21 compare la courbe expérimentale de traction monotone de l'alliage non renforcé à la courbe numérique de traction monotone de la matrice.

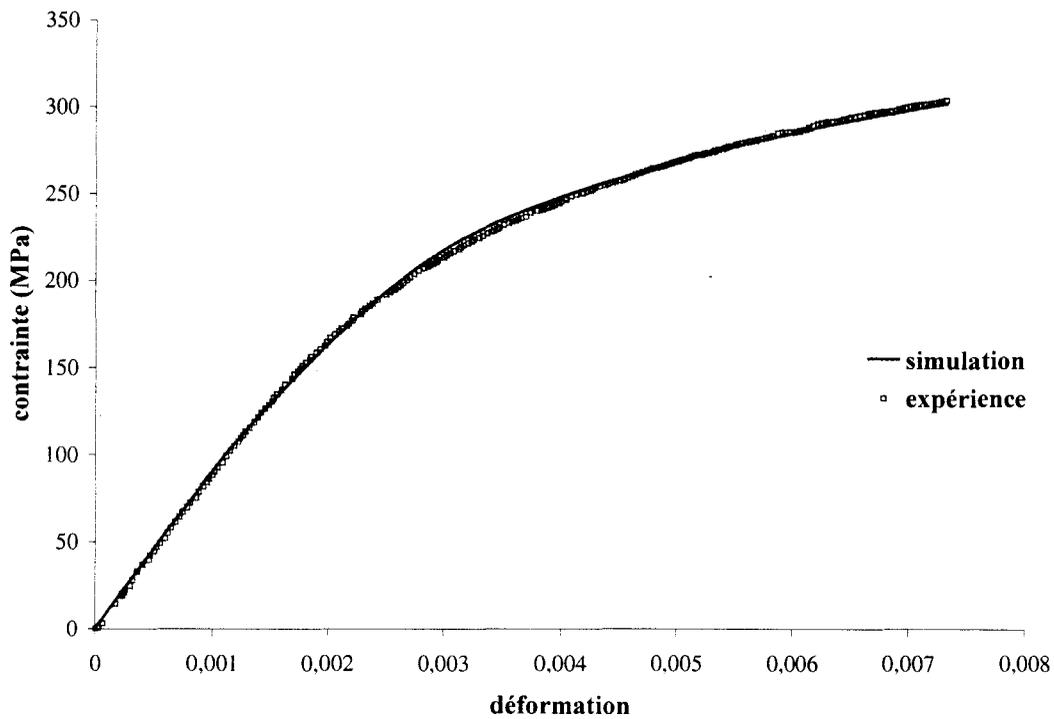


Figure III-20 : Courbes de traction monotone du composite, expérimentale et simulée par une méthode de résolution inverse.

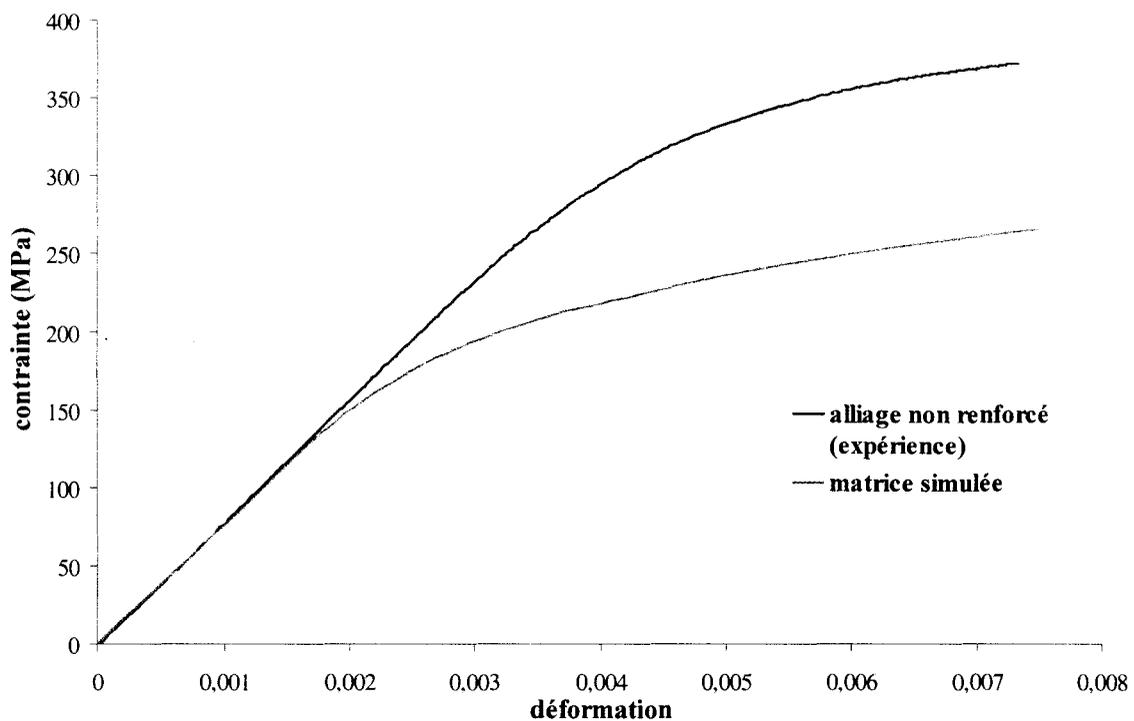


Figure III-21 : Comparaison des courbes de traction monotone de l'alliage non renforcé (expérimentale) et de la matrice (simulée par résolution inverse).

Les deux courbes sont très éloignées l'une de l'autre (les contraintes ultimes sont différentes de 150 MPa, soit 33% par simulation). Objectivement, il est difficile de penser qu'un tel écart de comportement est uniquement dû à la non prise en compte de l'endommagement au sein du composite, au cours de la sollicitation. En effet, les essais in-situ de traction (cf. §II.4) ont montré qu'il n'existait pas d'endommagement diffus à la surface de l'éprouvette du composite F3K10S, au cours du chargement. Le seul endommagement diffus intégrable dans la modélisation est la cavitation de la matrice. Celle-ci reste toutefois relativement limitée, étant donné le caractère macroscopiquement fragile du composite, et au vu des faciès de rupture. L'écart entre les deux courbes est donc très probablement dû simultanément à l'endommagement, et au fait que la matrice ne possède en réalité pas le même comportement d'écroutissage que l'alliage non renforcé correspondant. Les résultats du §III.3.4 vont montrer que ce second facteur est prédominant.

III.3.4. VER ENDOMMAGE

Nous avons vu au §II.4 qu'il n'existait pas d'endommagement diffus à la surface du composite soumis à une sollicitation de traction monotone. Toutefois, nous avons observé, de manière très localisée, des décohésions particule/matrice au cours du chargement, et quelques particules rompues après rupture. Ainsi, nous nous proposons d'étudier l'influence qu'aurait un endommagement de chacun de ces deux types sur le comportement du composite en traction monotone. La comparaison des résultats numériques avec les résultats expérimentaux n'aura bien sûr pas grand sens, l'endommagement observé étant très localisé et donc non diffus.

En revanche, les faciès de rupture des éprouvettes de traction monotone ont montré le caractère microscopiquement ductile de la matrice. Il s'agit là d'un phénomène d'endommagement diffus qui s'intègre parfaitement dans le cadre des hypothèses concernant les notions de VER et d'homogénéisation (cf. §III.3.1 et §III.3.2). Par conséquent, nous tenterons enfin de modéliser le comportement du composite par l'intermédiaire d'un processus d'endommagement ductile de la matrice.

III.3.4.1. Endommagement par rupture de particules

Comme nous l'avons vu au §I.3.2.1, si on veut calculer la réponse d'un CMM en contrainte σ à une déformation constante ε de traction uniaxiale, il convient de considérer la fraction de particules rompues F_r à cette déformation. On effectue distinctement deux calculs : l'un sur le VER sain (donnant accès à la contrainte σ_i), l'autre sur le VER endommagé (donnant accès à

la contrainte σ_r). On suppose ensuite une répartition diffuse de la rupture des renforts dans le matériau composite, ainsi que la connaissance de la fraction de particules rompues F_r à une déformation donnée. On peut alors définir la réponse en contrainte par une loi des mélanges :

$$\sigma(\epsilon) = F_r \cdot \sigma_r(\epsilon) + (1 - F_r) \cdot \sigma_i(\epsilon)$$

Il existe une autre méthode, utilisée notamment par Bourgeois [BOUR94] et Derrien [DERR97], utilisant la notion de VER à trois phases. Cette modélisation consiste à noyer une particule rompue (1^{ère} phase) dans la matrice (2^{nde} phase), le tout étant noyé dans le composite vierge (3^{ème} phase). Les dimensions du VER sont définies par la fraction volumique de particules dans le composite, et par la fraction volumique de particules rompues. Cette méthode permet d'effectuer un seul calcul sur le VER à 3 phases partiellement endommagé, et permet surtout de prendre en compte l'interaction entre particules rompues et particules intactes. Ces deux auteurs utilisaient des modèles analytiques de type Eshelby, permettant de faire évoluer F_r au cours du calcul. Mais dans les calculs par EF, l'utilisation d'un modèle à trois phases impose de définir un VER pour chaque valeur de F_r , puisqu'il est impossible de faire évoluer la taille du maillage au cours du calcul.

Quelle que soit la méthode, cette modélisation n'est pas envisageable concernant le composite F3K10S, puisqu'il n'existe pas de fraction de particules rompues F_r correspondant à une déformation donnée. Toutefois, nous nous intéressons au comportement du VER initialement endommagé, et supposons que toutes les particules dans le composite sont rompues dès le début du chargement. Le but est alors d'étudier l'effet qu'aurait un tel endommagement sur le comportement du composite en traction monotone.

La Figure III-22 représente le VER à particule rompue. La distance b représente l'ouverture initiale de la fissure, supposée très faible. Nous avons choisi la valeur $b = 0,02 \mu\text{m}$ et nous n'avons pas étudié l'influence de ce paramètre. Concernant les conditions aux limites, la particule étant rompue, la condition de symétrie $u_2(x_1, 0) = 0$ n'est plus valable que pour $r \leq x_1 \leq R$.

La Figure III-23 compare les courbes de traction monotone modélisée avec le VER sain, et modélisée avec le VER endommagé. La courbe expérimentale est ajoutée en qualité de courbe de référence.

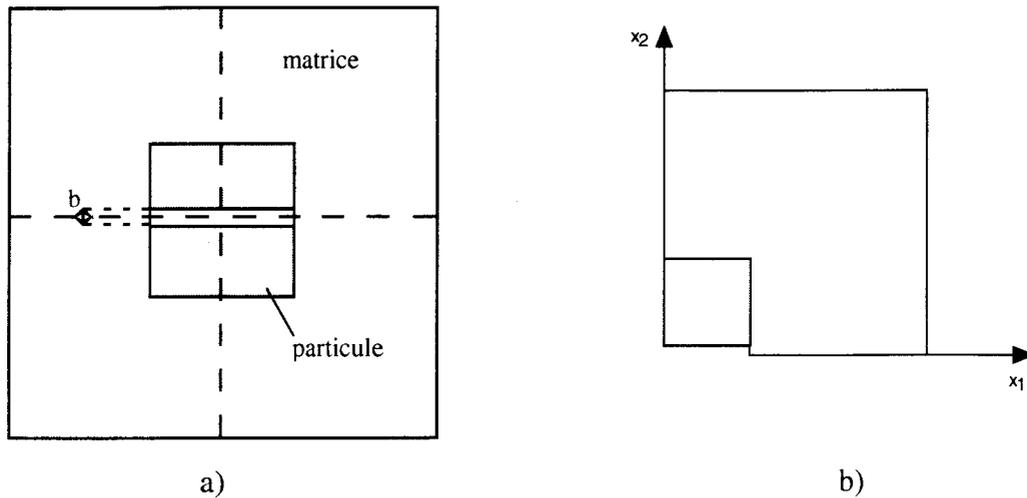


Figure III-22 : Représentation du VER à particule rompue: a) avant prise en compte des symétries, b) après prise en compte des symétries.

Par rapport au matériau sain, le matériau endommagé présente un module d'Young sensiblement réduit (81,5 GPa au lieu de 91,5 GPa), mais la capacité d'écroutissage de la matrice demeure intacte. En effet, il n'y a que 75 MPa d'écart entre les deux contraintes ultimes (350 MPa au lieu de 425 MPa), et à partir de $\epsilon_1 = 0,006$, les courbes sont quasiment parallèles.

La Figure III-24 montre, sous chargement maximum, les isovaleurs de la contrainte de cisaillement S_{12} au sein des VER endommagé et sain. Le transfert de charge s'effectue de la matrice vers le renfort par cisaillement à l'interface, sur le VER sain comme sur le VER sain. Il s'effectuait principalement au coin de la particule sur le VER sain (Figure III-24b), il s'effectue principalement au niveau de la pointe de fissure sur le VER endommagé (Figure III-24a). De plus, les niveaux de cisaillement sont aussi importants sur les 2 VER, ce qui explique le peu de perte de charge au sein du VER à particule rompue. La particule supporte toujours une part importante de la charge, et l'effet de rupture de la particule n'est donc pas aussi endommageant que nous le pensions, ce qui explique le peu d'écart entre les courbes correspondant respectivement au VER sain et au VER endommagé.

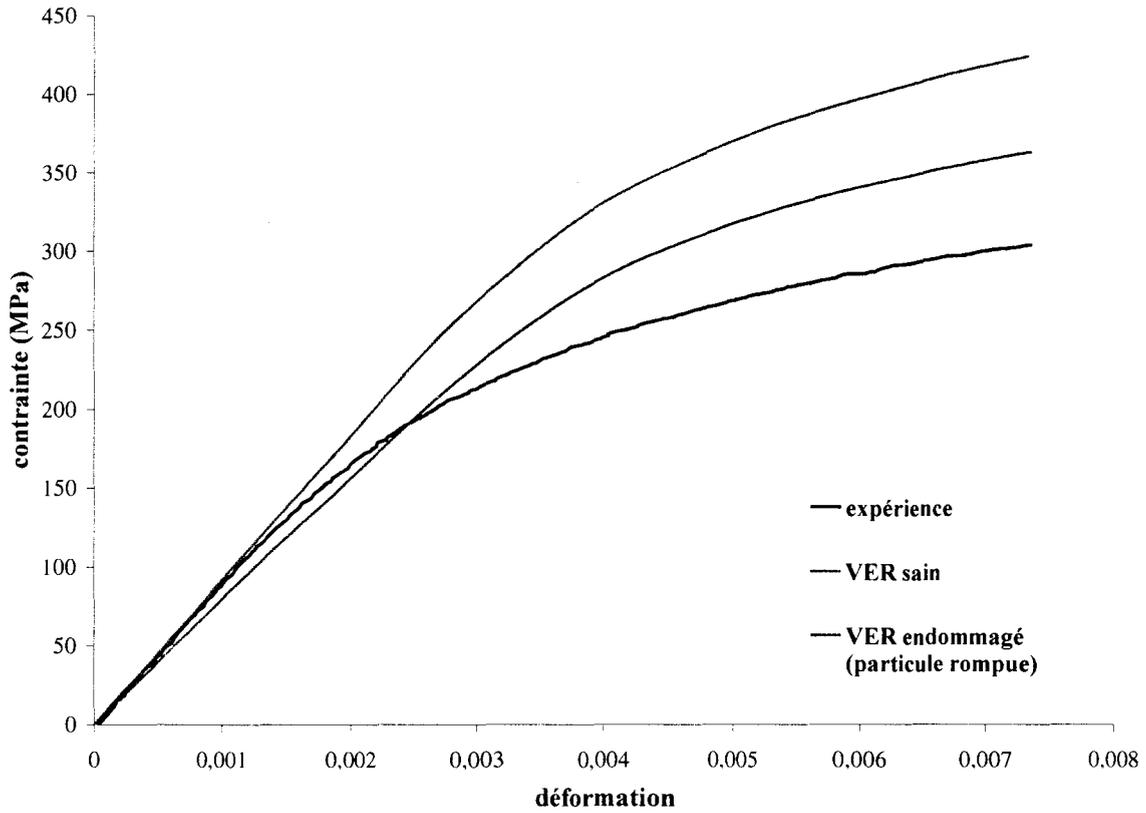


Figure III-23 : Comparaison des courbes de traction monotone modélisée avec le VER sain, et modélisée avec le VER endommagé (particule rompue).

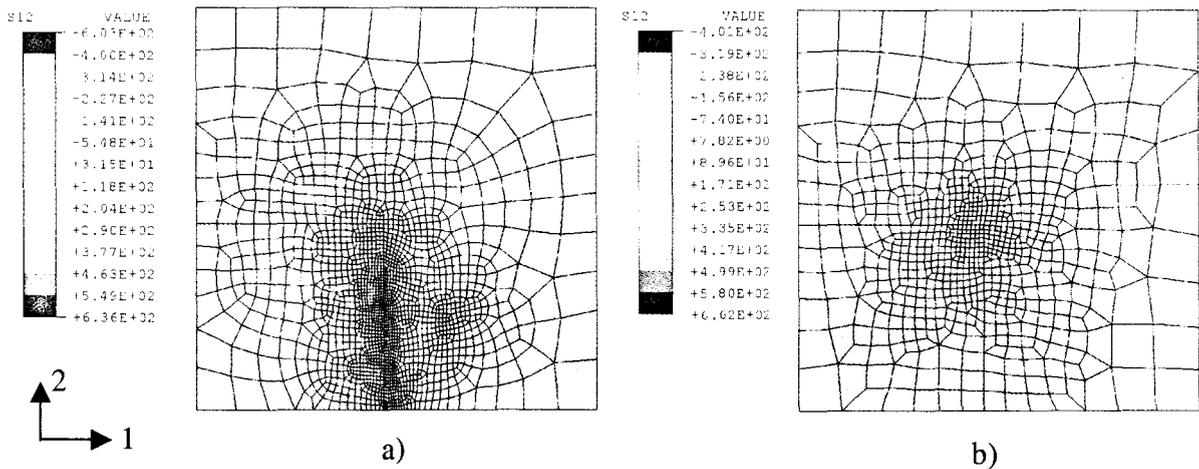


Figure III-24 : Isovaleurs de la contrainte de cisaillement S12, sous chargement maximum, au sein du VER endommagé par la rupture de la particule (a), VER sain (b).

Enfin, remarquons que la courbe de traction monotone du composite endommagé est, sauf dans la partie élastique, au dessus de la courbe expérimentale (Figure III-23). Ceci confirme l'analyse selon laquelle l'écart important entre les courbes de traction monotone numérique (VER sain) et expérimentale ne peut pas être dû uniquement à de l'endommagement par rupture de particules.

III.3.4.2. Endommagement par décohésion à l'interface particule/matrice

D'une manière analogue à la modélisation de la rupture de particules, nous nous proposons ici d'étudier l'influence qu'aurait un endommagement par décohésion interfaciale (en mode I ou en mode II) sur le comportement du composite en traction monotone. On peut en effet distinguer deux types de décohésion interfaciale particule/matrice, comme nous l'avons vu au §I.3.2.2 : perpendiculairement à la sollicitation (mode I, par ouverture), ou dans la direction de sollicitation (mode II, par glissement). Dans le cas du mode I, nous supposons que toutes les particules sont initialement décohérées de la matrice. Dans le cas du mode II, nous supposons que la décohésion s'effectue au fur et à mesure du chargement, par propagation d'une fissure à l'interface.

III.3.4.2.1. Endommagement par décohésion en mode I

Dans la littérature (cf. §I.3.2.2), les valeurs de contrainte de décohésion interfaciale Al/SiC en mode I sont élevées (entre 500 et 1500 MPa). Ces niveaux de contraintes ne sont jamais atteints, sauf au coin de la particule en fin de chargement. Nous ne pouvons donc pas simuler une décohésion de l'interface à partir d'une valeur critique de contrainte normale à l'interface. Nous supposons ici que la particule et la matrice sont initialement décohérées : il n'y a pas de contact entre la matrice et la particule à l'interface normale à la direction de sollicitation. Ainsi, comme dans le cas de la rupture de particules (cf. §III.3.4.1), nous nous plaçons dans la configuration la plus défavorable : toutes les particules du composite sont décohérées de la matrice, dans le plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation (Figure III-25), dès le début du chargement. Le maillage, par rapport à celui de la Figure III-4a, s'effectue simplement en dédoublant la ligne de nœuds à l'interface normale à la direction de sollicitation. Les conditions aux limites sont celles du §III.3.1.

La Figure III-26 compare les courbes de traction monotone modélisée avec le VER sain, et modélisée avec le VER endommagé (décohésion particule/matrice). La courbe expérimentale est ajoutée en qualité de courbe de référence.

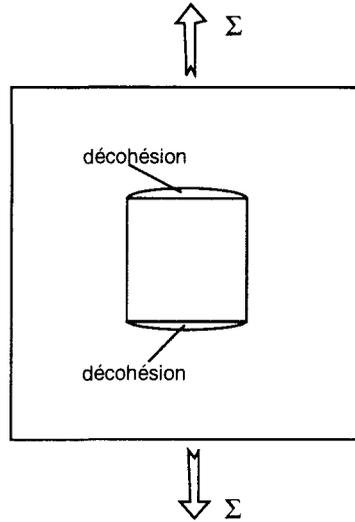


Figure III-25 : Décohésion particule/matrice en mode I.

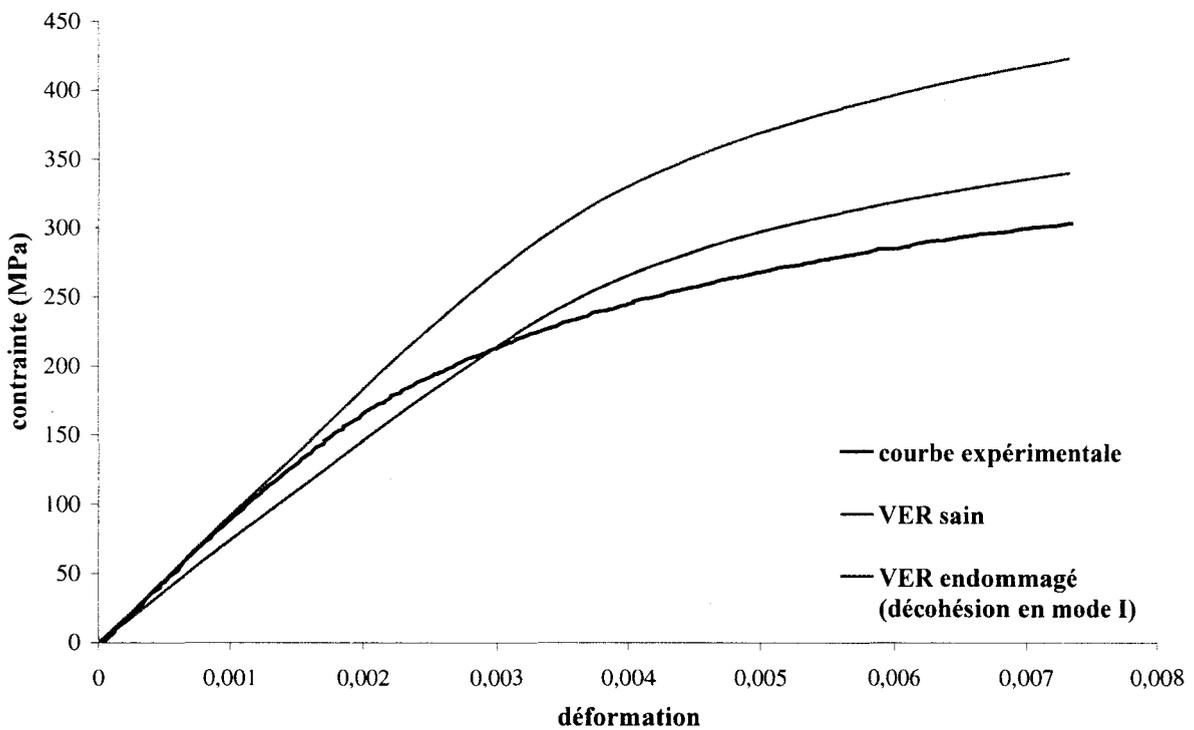


Figure III-26 : Comparaison des courbes de traction monotone modélisée avec le VER sain, et modélisée avec le VER endommagé (décohésion en mode I).

Par rapport au matériau sain, le matériau endommagé par 100% de décohésions en mode I présente un module d'Young largement réduit (74 GPa au lieu de 91,5 GPa), et de manière plus significative que le matériau endommagé par des ruptures de particules

(81,5 GPa). Le plus surprenant est que le module d'Young est plus faible que celui de l'alliage non renforcé AS10U3NG (76,5 GPa).

La Figure III-27 montre, sous chargement maximum, les isovaleurs de la pression hydrostatique et de la déformation plastique équivalente au sein du VER endommagé par la décohésion particule/matrice en mode I. La pression hydrostatique (Figure III-27a) est globalement très faible dans la matrice, en particulier dans la partie située au dessus de la particule, dû à la décohésion interfaciale. Il y a donc un effet de décharge important dans cette zone, ce qui explique la faible valeur du module d'Young. De même, la déformation plastique équivalente (Figure III-27b) est très localisée au coin de la particule, la bande de cisaillement à 45° observée sur le VER sain n'étant plus observée ici (Figure III-8b). Toutefois cette décohésion ne réduit pas la capacité d'écroutissage de la matrice. Il n'y a en effet que 80 MPa d'écart entre les deux contraintes ultimes des VER endommagé et sain respectivement (340 MPa au lieu de 425 MPa), les deux courbes étant, à partir de $\epsilon_t = 0,006$, quasiment parallèles.

Enfin, remarquons que, ici encore, la courbe numérique du composite endommagé est, sauf dans la partie élastique, au-dessus de la courbe expérimentale (Figure III-26). Ceci confirme une fois de plus que l'écart important entre la modélisation (VER sain) et l'expérience ne peut pas être dû uniquement à de l'endommagement par décohésion aux extrémités des particules.

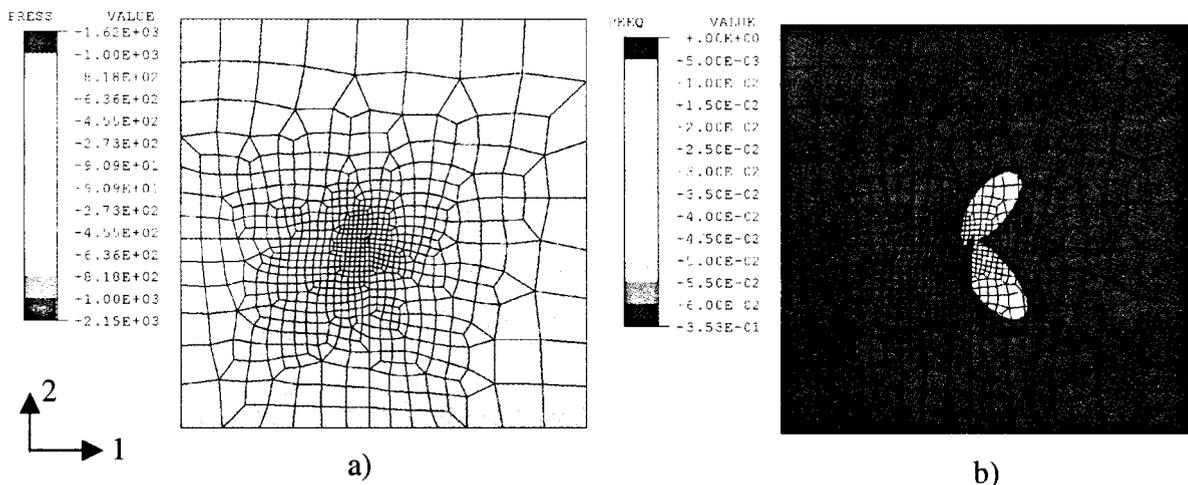


Figure III-27 : VER endommagé par décohésion en mode I sous chargement maximum. Isovaleurs de la pression hydrostatique (a), de la déformation plastique équivalente (b).

III.3.4.2.2. Endommagement par décohésion en mode II

Contrairement aux deux modes d'endommagement précédents, nous ne considérons pas ici le VER initialement endommagé. Nous décrivons l'endommagement du VER par une décohésion progressive de l'interface latérale particule/matrice en mode II, c'est-à-dire par glissement parallèle à la direction de sollicitation (Figure III-28). Pour respecter la symétrie du VER, l'amorçage s'effectue simultanément aux 4 coins des particules. En effet, il s'agit bien de l'endroit où les contraintes de cisaillement S_{12} sont maximales au sein du VER sain (Figure III-24b). L'amorçage est simulé par l'existence d'une fissure initiale (de $0,05 \mu\text{m}$ de long) dès le début du chargement. Il s'agit ensuite de simuler la propagation de la fissure à l'interface (parallèlement à la direction de sollicitation), au cours du chargement. Cela suppose que toutes les particules dans le composite subissent une décohésion progressive en mode II au cours du chargement. Cette modélisation n'a bien sûr pas de corrélation avec les observations expérimentales faites lors des essais in-situ de traction monotone (cf. §II.4). Mais elle permet au moins de décrire un mécanisme évolutif d'endommagement au sein du composite, ce que nous n'avions pas réalisé jusqu'à présent.

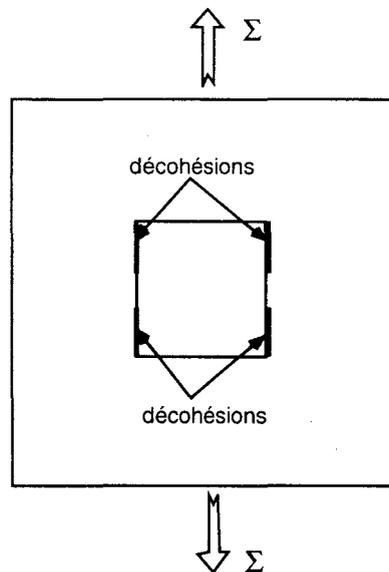


Figure III-28 : Décohésion particule/matrice en mode II, par propagation de fissure en surface latérale de la particule.

Le critère de propagation est un critère en contrainte. Lors d'essais de type push-out, Izawa et al. [IZAW96] ont mesuré la résistance au cisaillement à l'interface Al/SiC et ont obtenu la valeur de 50 MPa. Cette valeur dépend bien sûr fortement des matériaux et des

méthodes d'élaboration. Pour notre part, nous avons décidé de choisir arbitrairement la valeur de 70 MPa. Cette valeur a en fait peu d'importance dans notre calcul, étant donnée la forte contrainte de cisaillement en avant de la pointe de fissure. Dans le VER, la fissure se propage par dédoublement des nœuds [ABAQ99] entre 2 surfaces en contact, lorsque la contrainte de cisaillement S_{12} atteint 70 MPa à une distance de $0,1 \mu\text{m}$ à l'arrière de la pointe de fissure. Les deux surfaces décohérentes sont supposées en contact sans frottement, si bien que, à l'arrière de la pointe de fissure, la contrainte de cisaillement est nulle à l'interface. La modélisation est réalisée de telle manière que la décohésion en mode II soit totale à la fin du chargement (c'est-à-dire dans la réalité lorsqu'est atteinte la contrainte à rupture). Au niveau de la modélisation du comportement du composite, cela sous-entend que toutes les particules se décohérent progressivement de la matrice au fur et à mesure de l'augmentation du niveau de chargement, et les décohésions sont totales lorsque se rompt le matériau.

La Figure III-29 compare les courbes de traction monotone expérimentale, modélisée avec le VER sain, et modélisée avec le VER endommagé (décohésion particule/matrice en mode II). La prise en compte de la décohésion progressive de l'interface latérale en mode II n'entraîne pas de réduction de module d'Young comparativement au matériau sain. En fait, la fissure ne commence à se propager qu'à partir d'une contrainte moyenne de 150 MPa, il est donc normal qu'il n'y ait pas de différence dans le domaine élastique entre les deux VER. Au-delà de cette valeur, la contrainte chute lentement mais pas de manière très significative. En fait, ce type de décohésion n'est pas très endommageant : la matrice autour de la particule est toujours comprimée contre la particule dans la direction 1, dû à la contraction du VER dans cette direction pendant le chargement. Il y a toujours continuité des efforts normaux à l'interface des deux surfaces restant en contact. C'est la grande différence avec la décohésion en mode I, où les deux surfaces se décollent.

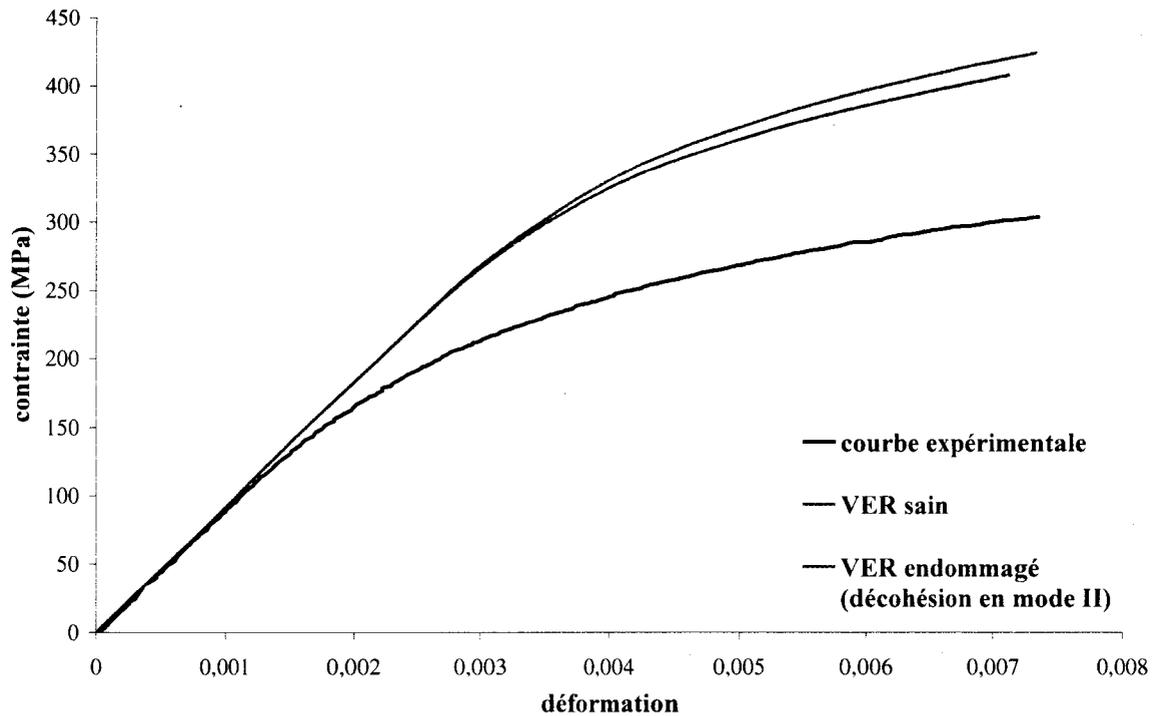


Figure III-29 : Comparaison des courbes de traction monotone expérimentale, simulée sur le VER sain, et simulée sur le VER endommagé (décohésion en mode II).

La Figure III-30 montre l'évolution de la contrainte de cisaillement S_{12} , au cours du chargement, à différents niveaux de déformation imposée. Un cisaillement important se localise au coin de la particule et s'intensifie dans cette zone au cours du chargement. Cela entraîne un cisaillement de la matrice au dessus du coin de la particule au fur et à mesure que la fissure se propage, annulant les contraintes de cisaillement à l'interface, à l'arrière de la pointe de fissure. Il y a donc une simple délocalisation des contraintes de cisaillement. Par ailleurs, l'évolution des isovaleurs de la contrainte de cisaillement S_{12} permet de suivre la propagation de la fissure.

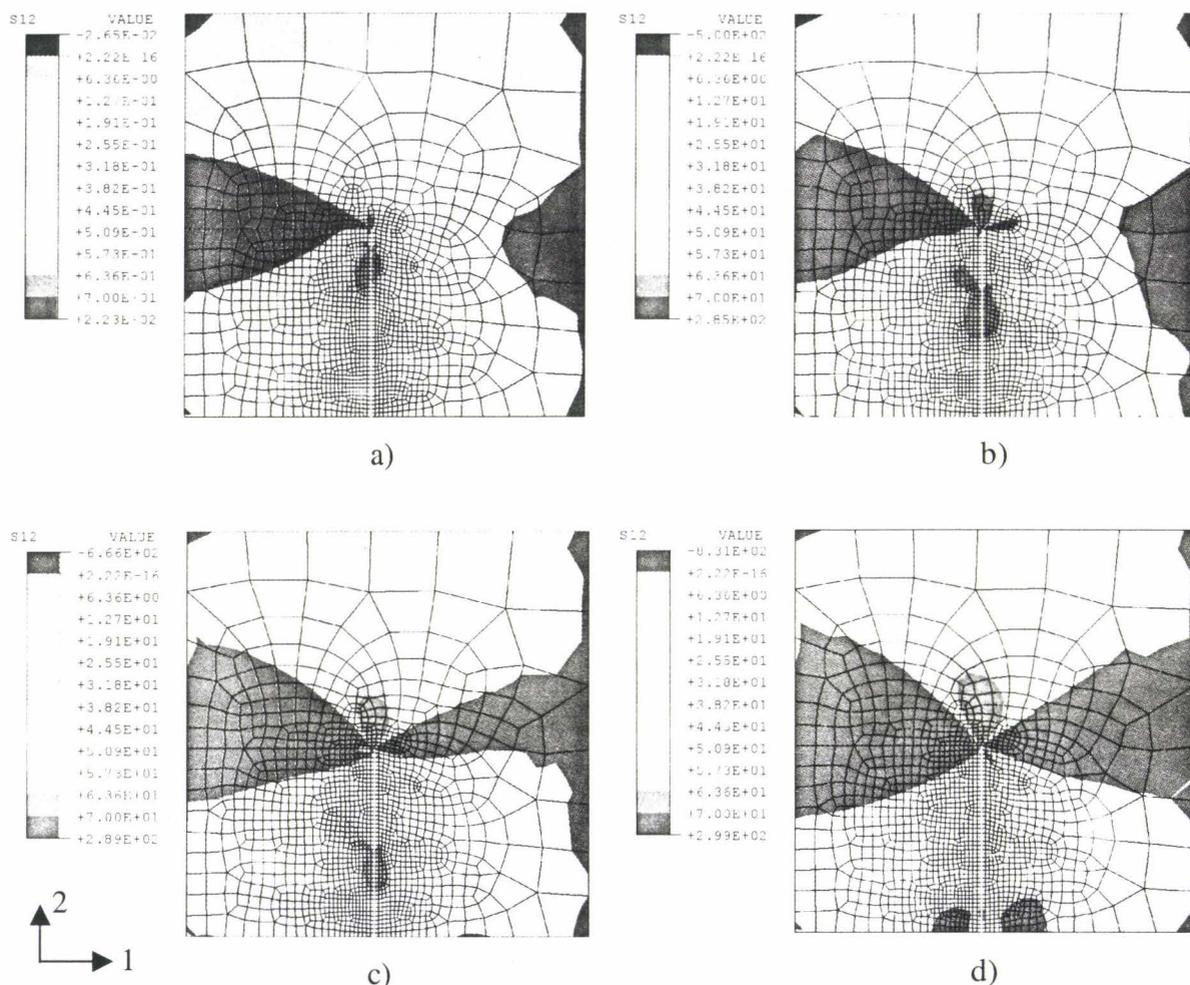


Figure III-30 : Isovaleurs de la contrainte de cisaillement S_{12} , au sein du VER endommagé par la propagation en mode II d'une fissure à l'interface, sous différents niveaux de déformation imposée : 0,23% (a), 0,35% (b), 0,47% (c), 0,64% (d).

III.3.4.3. Endommagement ductile de la matrice

Les éprouvettes de traction monotone du composite présentent des faciès de rupture où une cavitation apparaît (cf. §II.4.2.2), que ce soit autour des précipités et des particules, ou directement dans les dendrites (par formations de microcupules). Il s'agit donc d'un endommagement ductile de la matrice, diffus au sein du matériau composite. Nous proposons ici de le prendre en compte dans la modélisation du comportement du composite en traction monotone.

La prise en compte du comportement ductile de la matrice, suivant le processus du §I.3.2.3, passe par l'utilisation du modèle de Gurson (cf. §I.3.2.3.2), qui définit le potentiel de dissipation par :

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y} \right)^2 + 2fq_1 \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_y} \right) - 1 - q_3 f^2$$

où f est la fraction volumique de cavités, et avec $q_1 = 1,5$, $q_2 = 1$, $q_3 = q_1^2$.

L'accroissement df de la fraction volumique de cavités f peut être décomposé en deux parties : l'une correspondant à la germination de nouvelles cavités, df_n , et l'autre correspondant à la croissance des porosités existantes, df_g :

$$df = df_n + df_g$$

Ce modèle comprend quatre paramètres :

- f_0 la fraction volumique initiale de cavités ;
- f_N est la fraction volumique de sites de germination ;
- ϵ_N est la valeur moyenne de déformation de la loi normale de germination ;
- s_N est l'écart type de cette loi normale.

Le paramètre s_N a peu de poids [GENE98] sur la courbe de traction monotone simulée par le modèle de Gurson, ce que nous avons vérifié par le calcul en faisant varier s_N entre 10^{-3} et 10^{-1} . Nous avons décidé de le fixer à 10^{-2} . La modélisation s'effectue dans l'hypothèse d'une répartition homogène de particules dans un premier temps, et dans celle de l'existence d'une répartition en amas des particules dans un second temps.

III.3.4.3.1. Répartition homogène des particules

La modélisation de l'endommagement ductile de la matrice selon le modèle de Gurson passe par l'utilisation des paramètres f_0 , f_N et ϵ_N . Les valeurs de ces paramètres sont difficiles à déterminer expérimentalement. Par exemple, qu'est-ce qui constitue la porosité initiale de fraction volumique f_0 : les inclusions, les microretassures, d'éventuels germes aux interfaces particules/matrice...? En tout état de cause, les retassures observées expérimentalement en surface existent également à cœur, mais des cavités de cette taille ne semblent pas susceptibles de croître (cf. §II.2.1.1). Quoiqu'il en soit, il est impossible de mesurer le taux de porosités initiales.

Ensuite, quels sont les sites de germination de cavités dans la matrice ? L'observation des faciès de rupture des éprouvettes de traction monotone du composite F3K10S a montré que des cavités s'étaient formées autour des précipités par décohérence précipité/dendrite, et autour des particules par décohérence particule/dendrite, tandis que des microcupules étaient

observées dans les dendrites. Pour Llorca et al. [LLOB91], ce sont principalement les particules qui sont à l'origine des cavités germées. Seulement, dans la modélisation par EF à partir d'un VER, les particules ne sont pas dans la matrice. Le choix des précipités peut alors s'avérer judicieux. Une analyse d'images a révélé que la teneur en précipités de la matrice est d'environ 25% (en pourcentage volumique de la matrice). Notons cependant que le comportement d'écrouissage de la matrice est supposé être celui de l'alliage non renforcé, dans lequel existent déjà ces précipités. De plus, le comportement d'écrouissage de l'alliage non renforcé est identifié directement sur sa courbe de traction monotone, sans prise en compte d'un éventuel endommagement. En toute rigueur, il aurait fallu considérer que la courbe expérimentale de traction monotone de l'alliage non renforcé AS10U3NG résultait et de l'écrouissage et de l'endommagement ductile. Donc, la présence de précipités qui existaient dans l'alliage non renforcé est déjà prise en compte par la loi de comportement de la matrice. En revanche, nous pouvons considérer que les sites de germination sont les précipités de la matrice du composite qui n'existaient pas dans l'alliage non renforcé (cf. §II.2.2.1), dont la teneur (en pourcentage volumique de la matrice) dans la matrice a été évaluée à 5 % par analyse d'images en surface.

La valeur de ϵ_N est encore plus difficile à déterminer, mais nous verrons qu'elle a moins d'influence que les autres paramètres. Etant donné le faible allongement à rupture du composite, nous avons attribué à ϵ_N des valeurs assez faibles (entre 10^{-5} et 10^{-3}).

La Figure III-31 montre l'influence de la fraction volumique initiale de cavités f_0 sur la réponse en termes de contraintes (courbes continues) et de taux de porosité (courbes pointillées), au cours du chargement. Les deux autres paramètres sont supposés constants : $\epsilon_N = 10^{-5}$; $f_N = 0,25$. Les courbes de traction monotone expérimentale et simulée du matériau sain sont également représentées, à titre de comparaison.

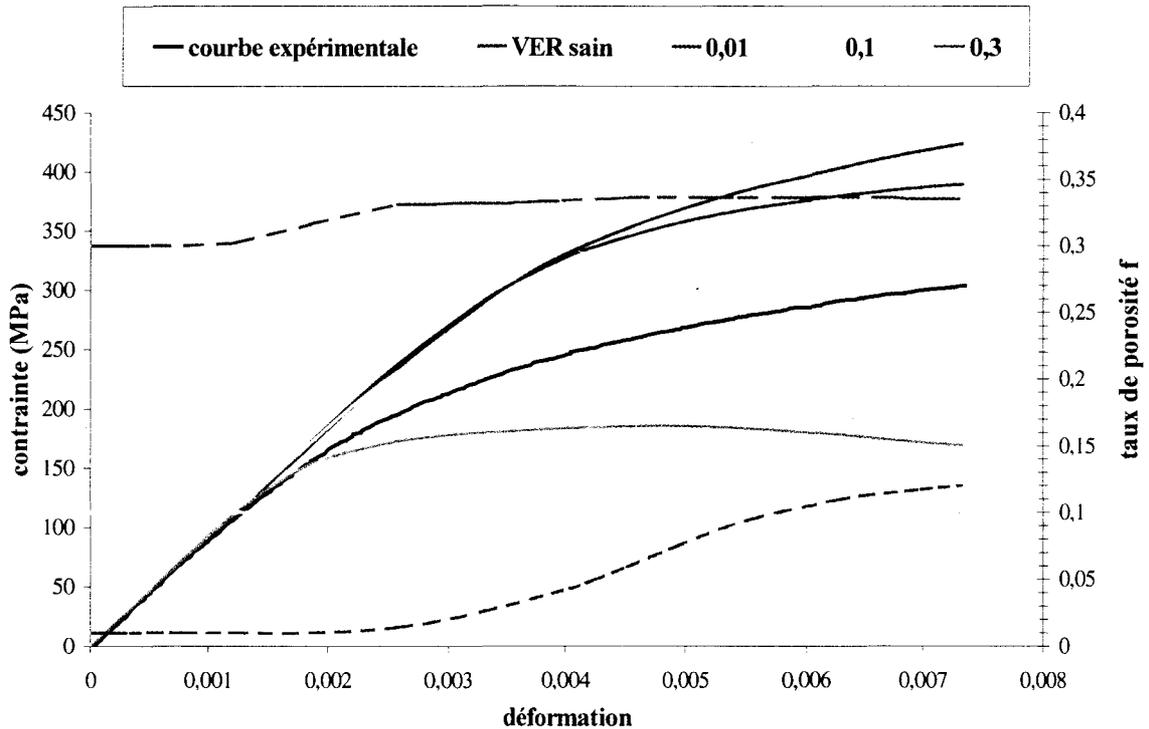


Figure III-31 : Courbes contrainte-déformation (courbes continues) et taux de porosité-déformation (courbes pointillées), avec prise en compte d'un endommagement ductile de la matrice, pour des valeurs de fraction volumique initiale de cavités f_0 égales à 0,001 , 0,1 et 0,3 (avec $\epsilon_N = 10^{-5}$ et $f_N = 0,25$).

Tout d'abord, notons que la valeur $f_0 = 0,3$ est trop élevée et n'a donc aucun sens physique, ce que confirme la courbe de traction monotone correspondante où la contrainte chute rapidement une fois la limite élastique atteinte. Globalement, la valeur de f_0 a une forte influence sur la réponse en contrainte. La diminution de f_0 entraîne logiquement une augmentation du niveau de contrainte. Les courbes de traction monotone correspondant à $f_0 = 0,1$ et $f_0 = 0,01$ sont au-dessus de la courbe expérimentale, tandis que la courbe $f_0 = 0,3$ est largement en-dessous. Pour $f_0 = 0,3$, le taux de porosité f n'évolue quasiment pas. Par contre, pour les deux autres valeurs de f_0 , le taux de porosité f augmente fortement avec la déformation imposée. Par ailleurs, ces deux courbes varient de manière similaire avec la déformation, puisqu'elles restent parallèles quel que soit ϵ_t .

La Figure III-32 montre l'influence de la fraction volumique de sites de germination f_N sur la réponse en termes de contrainte (courbes continues) et de taux de porosité (courbes pointillées), au cours du chargement. Les autres paramètres sont supposés constants : $f_0 = 0,1$; $\epsilon_N = 10^{-5}$.

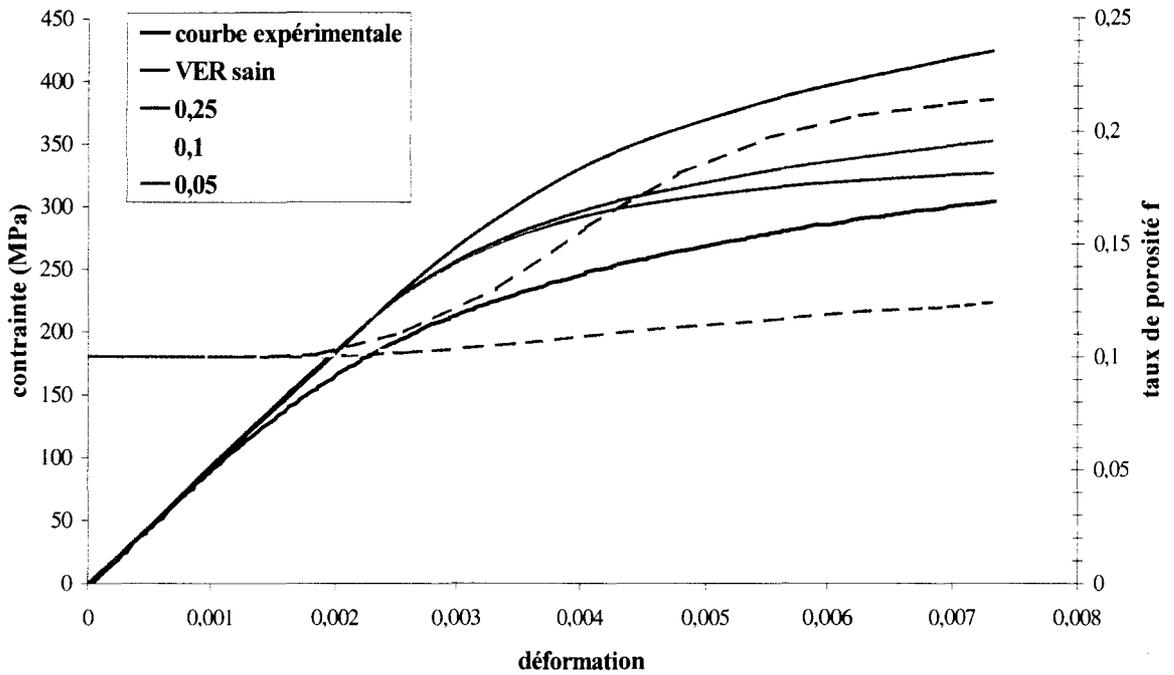


Figure III-32 : Courbes contrainte-déformation (courbes continues) et taux de porosité-déformation (courbes pointillées), avec prise en compte d'un endommagement ductile de la matrice, pour des valeurs de fraction volumique de sites de germination f_N égales à 0,25 , 0,1 et 0,05 (avec $f_0 = 0,1$; $\epsilon_N = 10^{-5}$).

Globalement, la valeur de f_N a une moins grande influence que f_0 sur la réponse en contrainte. La diminution de f_N entraîne logiquement une augmentation du niveau de contrainte. Les courbes de traction monotone ainsi modélisées sont donc au-dessus de la courbe expérimentale. Par ailleurs, la valeur de f_N a logiquement une grande influence sur l'évolution du taux de porosité f en fonction de la déformation : plus f_N est grand, plus f augmente rapidement.

La Figure III-33 montre l'influence de ϵ_N sur la réponse en termes de contrainte (courbes continues) et de taux de porosité (courbes pointillées), au cours du chargement. Les autres paramètres sont constants : $f_0 = 0,1$; $f_N = 0,25$. Les trois courbes de traction monotone ainsi modélisées sont superposées. Il n'y a donc pas d'influence de ϵ_N sur les courbes de traction monotone simulées. Les contraintes ultimes diffèrent en effet de 1 MPa. En revanche, si les courbes $f(\epsilon)$ sont quasi-identiques pour $\epsilon_N = 10^{-5}$ et 10^{-4} , la valeur de $\epsilon_N = 10^{-5}$ permet d'augmenter sensiblement la valeur de f à partir de $\epsilon = 0,004$. Mais cela affecte peu le niveau de contrainte atteint.

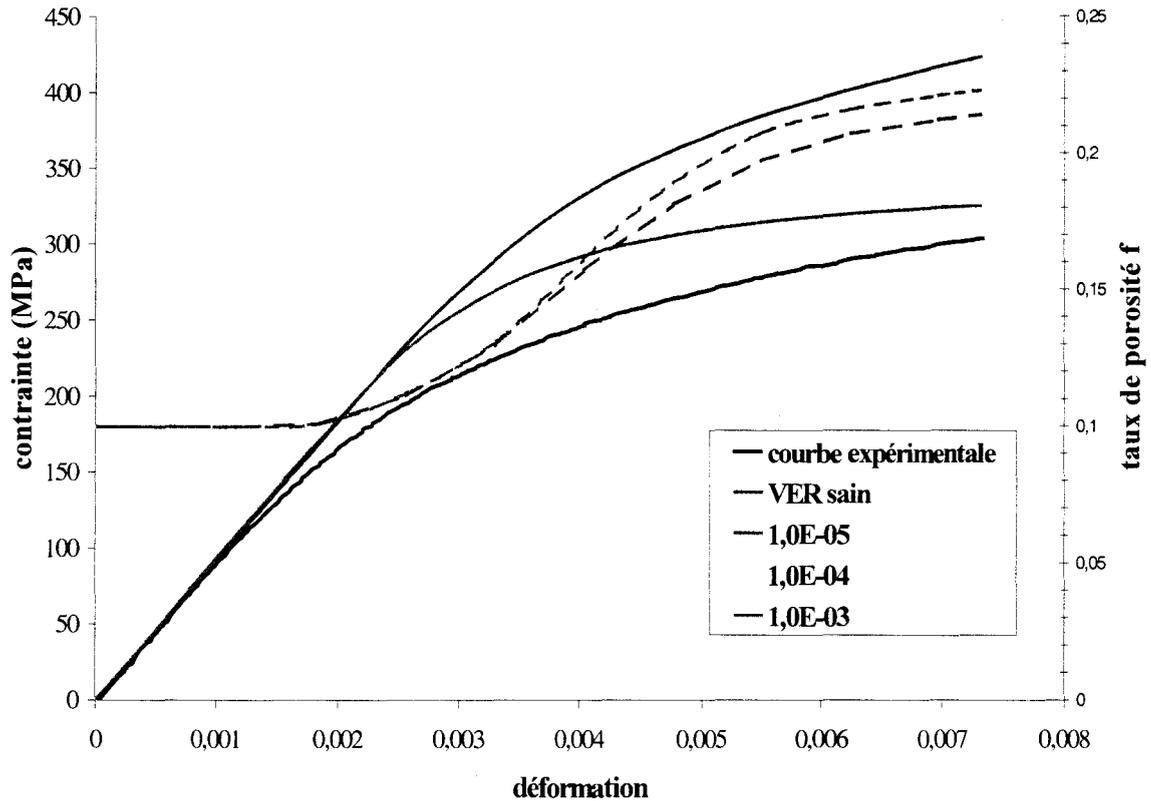


Figure III-33 : Courbes contrainte-déformation (courbes continues) et taux de porosité-déformation (courbes pointillées), avec prise en compte d'un endommagement ductile de la matrice, pour des valeurs de ϵ_N égales à 10^{-3} , 10^{-4} , 10^{-5} (avec $f_0 = 0,1$; $f_N = 0,25$).

La Figure III-34 montre les isovaleurs de pression hydrostatique, de déformation plastique équivalente, du taux de porosité et du taux de sites qui ont germé, sous chargement maximum, pour le jeu suivant de coefficients : $f_0 = 0,1$; $f_N = 0,25$; $\epsilon_N = 10^{-5}$; $s_N = 10^{-2}$. Localement dans le VER, la contrainte hydrostatique est maximale au coin de la particule (Figure III-34a) et donc le taux de triaxialité également, ce qui provoque un écoulement plastique (Figure III-34b) préférentiellement à cet endroit. Il s'en suit une germination de cavités localement importante (Figure III-34d) et donc un taux local de porosités conséquent (Figure III-34c).

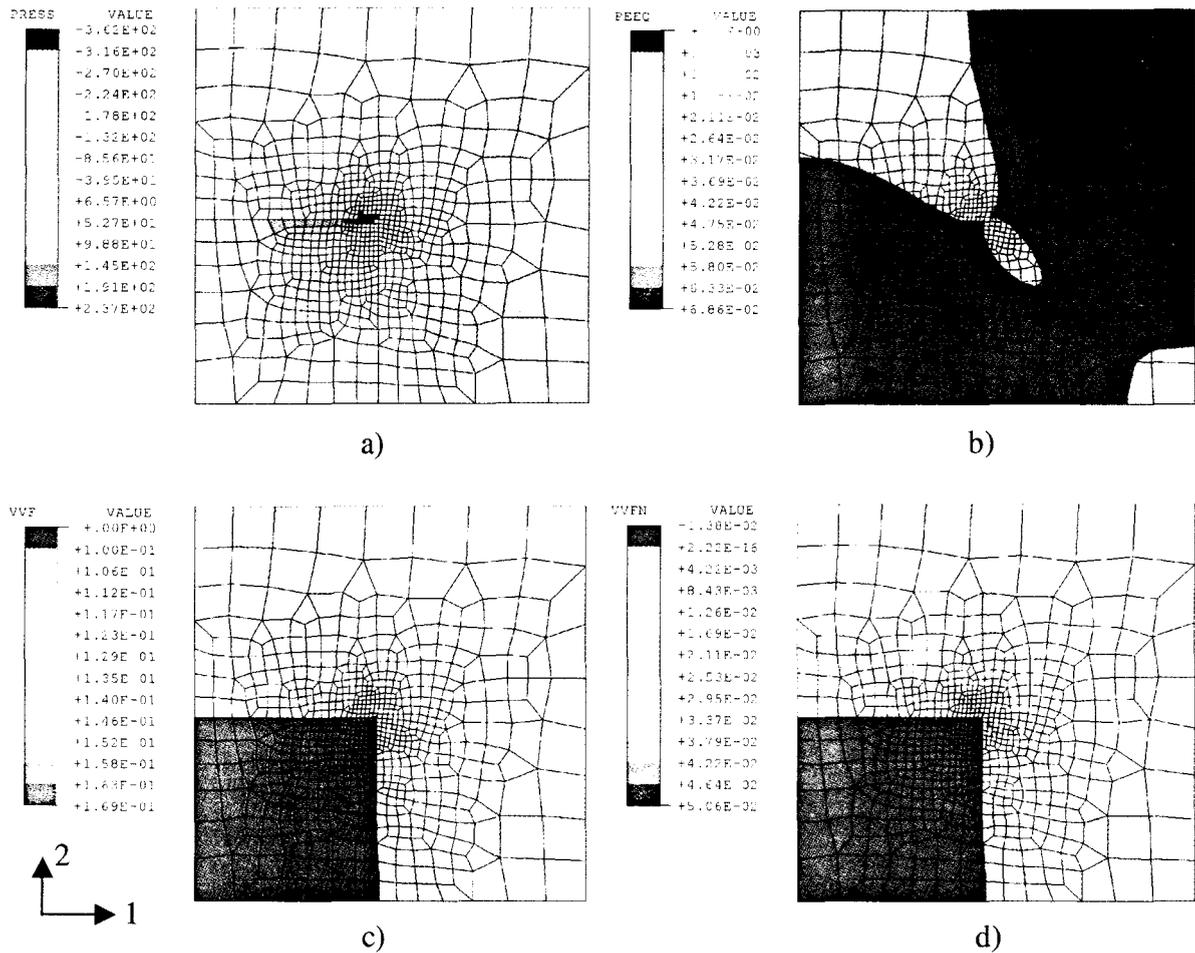


Figure III-34 : Isovaleurs de pression hydrostatique (a), de déformation plastique équivalente (b), du taux de porosité (c) et du taux de sites qui ont germé(d) (sous chargement maximum, avec $f_0 = 0,1$; $f_N = 0,25$; $\epsilon_N = 10^{-5}$; $s_N = 10^{-2}$).

En conclusion, rappelons que, parmi les endommagements intégrés dans la modélisation, l'endommagement ductile de la matrice est le seul mode d'endommagement qui soit en corrélation avec les observations (cf. §II.4.2.2). Toutefois, les différents jeux de coefficients utilisés ne permettent pas de modéliser correctement le comportement du composite en traction monotone. Notamment la limite d'élasticité numérique reste toujours trop élevée. Le modèle de Gurson ne permet pas de l'abaisser puisque le processus d'endommagement ductile s'amorce uniquement dans le cadre de la plasticité.

Aussi, nous nous sommes proposés de définir un jeu de coefficients qui permettrait de modéliser au mieux le comportement de traction monotone du composite, par résolution inverse en couplant les logiciels ABAQUS et SIDOLO, de la même manière que nous l'avions réalisé au §III.3.3.4. Le jeu déterminé est le suivant : $f_0 = 0,195$; $f_N = 0,025$; $\epsilon_N = 10^{-3}$; $s_N = 10^{-2}$. La Figure III-35 compare les courbes de traction monotone numérique et

expérimentale. La corrélation entre les deux courbes est moyenne, mais c'est le meilleur résultat que nous ayons pu obtenir avec l'utilisation du modèle de Gurson. De plus, la fraction volumique de porosités initiales qui semblerait convenir est de l'ordre de 20%, ce qui est physiquement irréaliste, compte tenu des observations. Il est clair que la seule prise en compte de l'endommagement ductile de la matrice, selon le modèle de Gurson, ne permet pas de modéliser correctement le comportement du composite en traction monotone.

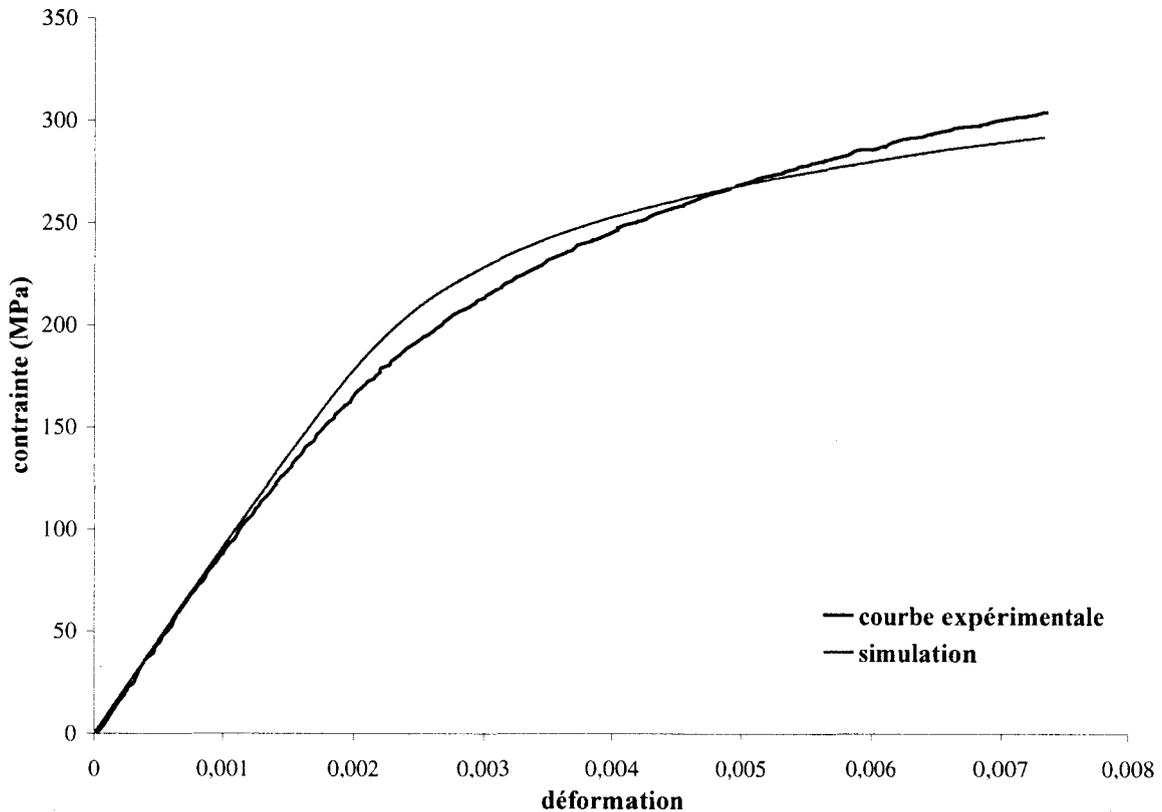


Figure III-35 : Courbes de traction monotone du composite F3K10S, expérimentale et numérique simulée par l'endommagement ductile de la matrice avec $f_0 = 0,1$; $f_N = 0,25$; $\epsilon_N = 10^{-5}$; $s_N = 10^{-2}$.

III.3.4.3.2. Répartition en amas des particules

Nous avons vu au §III.3.3.3 que l'hypothèse d'un composite constitué d'amas de particules ne conduisait qu'à de faibles altérations du comportement de traction monotone, en l'absence d'endommagement. Nous avons même constaté un léger durcissement dû à la présence d'amas. Nous supposons ici le composite constitué des mêmes amas mais supposons la matrice endommageable par un processus ductile selon le modèle de Gurson. Nous prenons comme jeu de coefficients : $f_0 = 0,1$; $f_N = 0,25$; $\epsilon_N = 10^{-5}$; $s_N = 10^{-2}$. La Figure III-36

compare les courbes correspondant à une répartition homogène et à une répartition en amas des particules. Nous constatons là encore un léger durcissement dû à l'hypothèse d'amas des particules. Pourtant, l'importante pression hydrostatique entre les particules augmente intrinsèquement le taux de triaxialité, promouvant la germination et la croissance de cavités (cf. §I.3.2.3.2). Toutefois, ceci vaut uniquement pour la matrice comprise entre les particules. En revanche, la matrice entre les amas se trouve partiellement relaxée, n'entraînant ni croissance ni germination dans cette zone. En moyenne dans le VER, l'hypothèse d'amas n'entraîne pas d'accélération du processus d'endommagement ductile. En fait, les amas de particules engendrent une concentration de contrainte locale. Ceci se traduit essentiellement au niveau de la rupture, par coalescence de cavités, ce dont nous n'avons pas tenu compte dans cette étude. En revanche, comme en l'absence d'endommagement, le comportement de traction monotone, en terme de relation contrainte-déformation, se trouve peu modifié par l'hypothèse d'amas des particules : on n'observe qu'un très léger durcissement.

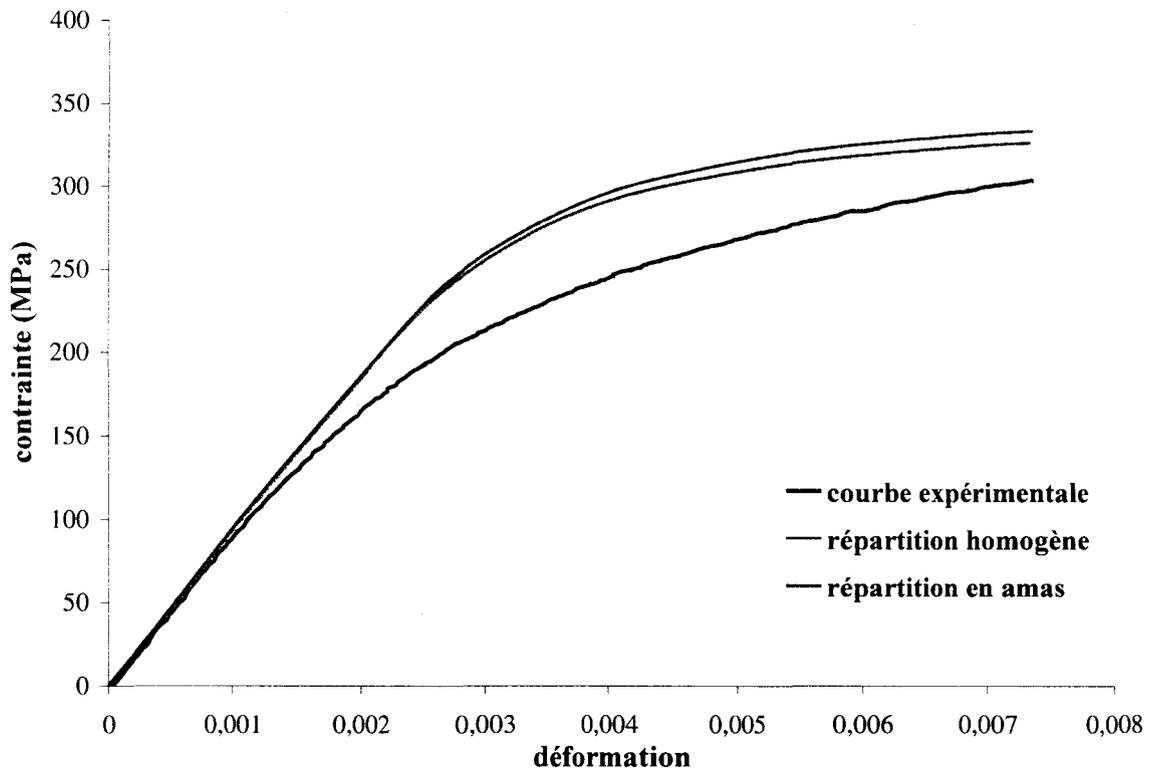


Figure III-36 : Comparaison des courbes de traction monotone du composite F3K10S, expérimentale et simulées avec l'endommagement ductile de la matrice, avec et sans l'hypothèse d'une répartition en amas des particules.

III.3.5. SYNTHÈSE - DISCUSSION

La Figure III-37 rassemble l'essentiel des résultats expérimentaux et numériques obtenus, concernant le comportement en traction monotone du composite F3K10S et de l'alliage non renforcé AS10U3NG.

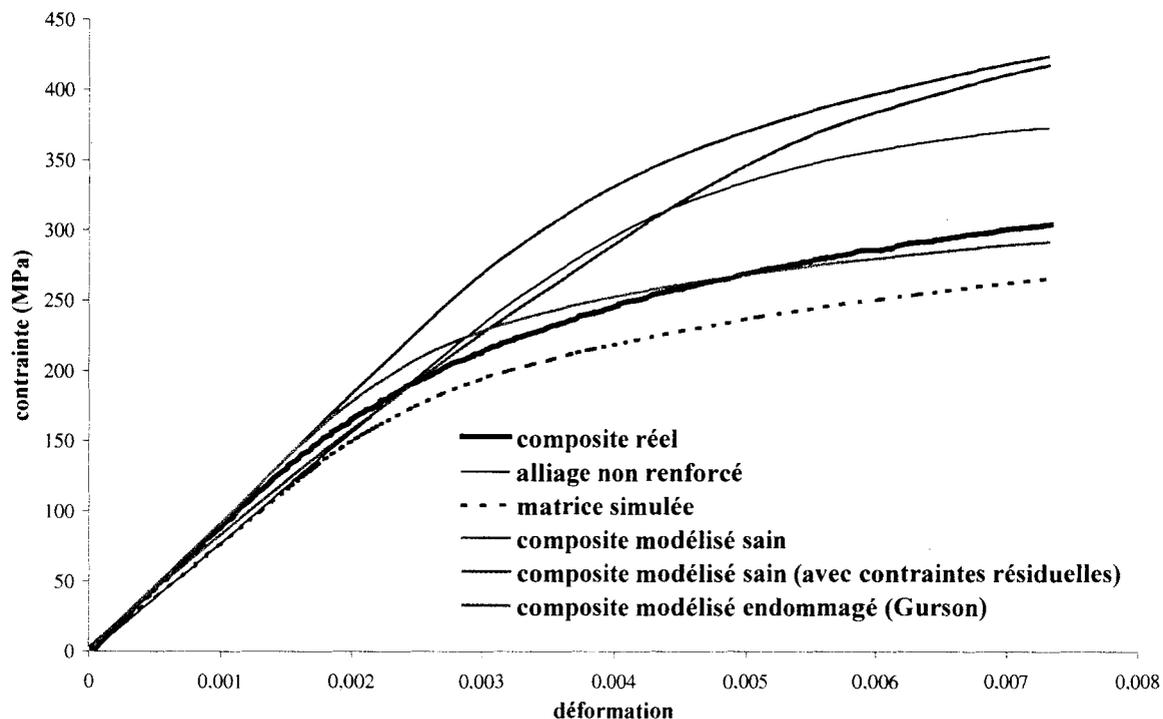


Figure III-37 : Synthèse des principaux résultats numériques et expérimentaux, concernant le comportement en traction monotone du composite F3K10S et de l'alliage non renforcé AS10U3NG.

L'intérêt du composite par rapport à l'alliage non renforcé est d'améliorer la plupart des caractéristiques mécaniques monotones, à l'exception de la ductilité. Dans le cas du composite F3K10S, seul le module d'Young est augmenté ; et une fois la limite d'élasticité vraie atteinte (environ 100 MPa pour le composite, 200 MPa pour l'alliage non renforcé), la courbe de traction monotone expérimentale passe sous celle de l'alliage non renforcé. Ceci constitue la principale curiosité manifestée par le matériau composite étudié.

En revanche bien sûr, par calcul numérique ne prenant pas en compte de l'endommagement, le comportement mécanique monotone modélisé du composite est effectivement amélioré par rapport à celui de l'alliage non renforcé. Les résultats numériques sur le VER sain se trouvent donc très éloignés du comportement du composite réel. La prise en compte des contraintes thermiques résiduelles dues à la trempe, qui abaissent globalement

le niveau de contrainte, ne permet pas ici d'améliorer la modélisation du comportement du composite. En revanche, la prise en compte d'un endommagement devrait le permettre.

A notre connaissance, dans la littérature, les composites étudiés présentent généralement des niveaux de contraintes monotones plus élevés que l'alliage non renforcé, même en présence d'endommagement. Et toute modélisation micromécanique du comportement mécanique monotone d'un tel composite conduit également à des niveaux de contraintes monotones plus élevés dans le composite que dans l'alliage non renforcé. Toutefois, nous avons tenté de modéliser le comportement du composite avec prise en compte d'un endommagement ductile de la matrice, selon le processus de Gurson. Rappelons qu'il s'agit en effet du seul endommagement diffus observé lors des essais in-situ de traction monotone sur le composite F3K10S. Les paramètres du modèle identifiés par résolution inverse sont tels qu'il devrait exister 20% de porosités initiales au sein du composite. Le résultat d'une telle modélisation est relativement satisfaisant mais cette valeur de la fraction volumique de porosités initiales n'a malheureusement pas de sens physique. Il faut donc chercher ailleurs les raisons de la difficulté posée par la modélisation.

Nous suggérons que la matrice du composite ne possède pas du tout le même comportement d'écrouissage que l'alliage non renforcé. Ce dernier possède déjà intrinsèquement une structure dendritique complexe, étant donné le nombre important d'éléments d'addition. L'adjonction de particules SiC ne fait qu'accroître cette complexité. En effet, les particules SiC se regroupent avec les précipités dans les espaces interdendritiques. La taille des dendrites s'en trouve réduite et l'état de précipitation s'en trouve modifié. Seules les dendrites conservent leur identité de comportement, puisqu'elles sont constituées d'aluminium pur à 99%.

Dans le cadre d'une modélisation micromécanique, où l'on considère qu'il n'existe que deux phases dans le composite (la matrice et les renforts), l'hypothèse selon laquelle la matrice possède le même comportement que l'alliage non renforcé ne nous paraît pas juste. Par résolution inverse, nous avons identifié le comportement de la matrice permettant de modéliser au mieux le comportement du composite, sans tenir compte de l'endommagement. Force est de constater que la matrice semble avoir un comportement très différent de celui de l'alliage non renforcé.

Pour modéliser correctement le comportement mécanique du composite F3K10S, l'idéal serait de définir un VER comportant dendrites, précipités et particules. Outre la difficulté de définition d'une structure géométrique réaliste du VER, resterait aussi la difficulté à identifier le comportement des précipités.

III.4. MODELISATION DU COMPORTEMENT SOUS SOLLICITATIONS CYCLIQUES DE TRACTION-COMPRESSION

Le but de cette partie est la modélisation du comportement du composite sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression avant l'amorçage, à savoir jusqu'à l'obtention d'un cycle stabilisé. Les calculs par EF seront effectués sur le VER du composite défini au §III.3. Après avoir identifié le comportement cyclique de l'alliage non renforcé à l'aide de la combinaison d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage isotrope non linéaire (Annexe A), et après avoir énoncé les conditions aux limites du problème mécanique, nous modéliserons le comportement du composite. Nous verrons ainsi que l'hypothèse selon laquelle la matrice obéit au même comportement d'écrouissage que l'alliage non renforcé ne permet pas d'obtenir une bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux. Ceci confirme les résultats obtenus lors des calculs par EF modélisant le comportement de traction monotone du composite (cf. §III.3). Nous serons donc amenés à identifier, par résolution inverse, le comportement de la matrice sur des essais cycliques uniaxiaux de traction-compression ($R_\sigma = -1$) réalisés sur le composite [HOTT94]. Une fois identifié ce comportement, nous effectuerons les calculs à différents niveaux de chargement. Les calculs seront menés jusqu'à l'obtention d'un cycle stabilisé. Les boucles d'hystérésis obtenues numériquement et expérimentalement seront comparées. Enfin, nous établirons la courbe d'écrouissage cyclique numérique, qui sera comparée à la courbe expérimentale.

III.4.1. COMPORTEMENT DE L'ALLIAGE NON RENFORCE

Llorca et al. [LLOR92, LLOR94] ont étudié le comportement de CMM lors de calculs par EF sur un VER, en utilisant pour la matrice une loi d'écrouissage isotrope de type Ludwig ; ce type de loi ne saurait traduire un comportement plastique cyclique ! L'existence des boucles d'hystérésis résultaient donc uniquement de la présence du renfort qui, au fur et à mesure du cyclage, modifiait la pression hydrostatique et donc la valeur du 2nd invariant du tenseur des contraintes J_2 (cf. Annexe A), conduisant ainsi à l'obtention d'une plastification cyclique. Physiquement, cela ne correspond pas à la réalité : la matrice elle-même est susceptible de plastifier cycliquement, même en l'absence des renforts. La loi la mieux adaptée pour rendre compte de la plastification cyclique de la matrice est une loi combinant un écrouissage cinématique non linéaire et un écrouissage isotrope non linéaire (cf. §I.3.3).

Rappelons que la fonction $R(p)$ représente la variable d'écroissage isotrope, dont l'évolution dR est non linéaire :

$$dR = b(Q - R)dp$$

où b et Q désignent deux constantes caractéristiques du matériau et dp l'incrément de déformation plastique cumulée.

Le tenseur \overline{X} représente la variable d'écroissage cinématique, dont l'évolution $d\overline{X}$ est non linéaire :

$$d\overline{X} = \frac{2}{3}C d\varepsilon^p - \gamma \overline{X} dp$$

où $d\varepsilon^p$ est le tenseur incrément de déformation plastique, et C une constante du matériau.

La loi de comportement de l'alliage non renforcé AS10U3NG est identifiée sur un essai uniaxial de fatigue en traction-compression. Ces essais ont été pilotés en charge ($R_\sigma = -1$) à une amplitude de contrainte maximale $\sigma_a = 317$ MPa [HOTT94]. C'est à ce niveau de chargement qu'a été effectuée l'identification. Les coefficients k , C , γ , b , Q définissant les lois d'évolution des variables d'écroissage dépendent uniquement du matériau. Ils sont identifiés sur les deux premières boucles d'hystérésis (Figure III-38) de l'essai de fatigue, à l'aide du logiciel SIDOLO :

$$k = 200 \text{ MPa} ; C = 71508 \text{ MPa} ; \gamma = 4,35 ; b = 608,5 \text{ MPa} ; Q = 111 \text{ MPa}.$$

Nous avons vérifié que les cycles suivants étaient également bien simulés par ce jeu de coefficients. Une stabilisation numérique apparaît rapidement, dès le 7^e cycle.

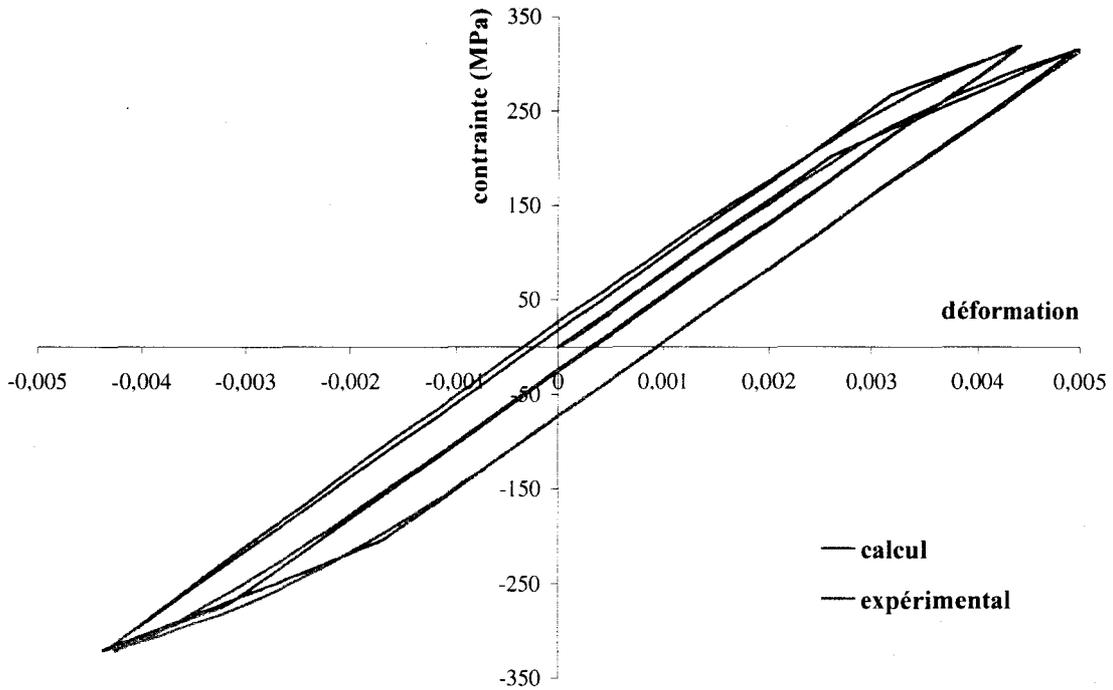


Figure III-38 : Simulation du comportement de l'alliage AS10U3NG.

III.4.2. CONDITIONS AUX LIMITES

On utilise le VER de la Figure III-5a ($s = 1$). Les données expérimentales sont le résultat d'essais pilotés en contrainte purement alternée ($R_\sigma = -1$) [HOTT94], à amplitude de contrainte σ_a constante donnée. De manière identique, tous les calculs sont réalisés en imposant un effort concentré au centre de la surface supérieure du VER :

$$T_2(0, R) = \sigma S \text{ où } S \text{ est l'aire de la surface supérieure } (S = \pi R^2).$$

De la même manière que nous l'avons réalisé pour le calcul des contraintes résiduelles (cf. §III.3.3.2), la périodicité de la structure doit être assurée, si bien que l'équation suivante doit être imposée :

$$u_2(x_1, R) = u_2(0, R) = U_2^* \text{ ce qui implique pour la déformation moyenne : } \bar{\varepsilon} = \frac{U_2^*}{R}$$

Les autres conditions aux limites assurant la symétrie et la périodicité du VER sont celles définies au §III.3.1.

III.4.3. MODELISATION DES BOUCLES D'HYSTERESIS DU COMPOSITE

On suppose dans un premier temps que la matrice possède le même comportement élasto-plastique que l'alliage non renforcé. Les calculs sont effectués à l'aide du logiciel ABAQUS. La Figure III-39 compare les boucles d'hystérésis expérimentales et numériques sur les deux premiers cycles, lors de l'application d'une amplitude de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa ($R_\sigma = -1$). La Figure III-40 compare les boucles d'hystérésis expérimentale et numérique sur les cycles stabilisés. Notons qu'expérimentalement, la stabilisation cyclique apparaît au 50^{ème} cycle, alors que la stabilisation cyclique numérique apparaît dès le 7^{ème} cycle.

La Figure III-39 montre une mauvaise corrélation entre résultats expérimentaux et numériques, en termes de boucles d'hystérésis sur les deux premiers cycles, ce qui était prévisible au vu des résultats numériques de la modélisation du composite en traction monotone. La limite élastique est largement surestimée (200 MPa au lieu de 100 MPa), comme en traction monotone, ce qui réduit considérablement la possibilité de déformation plastique.

La Figure III-40 montre également une mauvaise corrélation entre l'expérience et la modélisation au cycle stabilisé. La boucle d'hystérésis numérique stabilisée présente une valeur de déformation plastique quasi-nulle : la réponse est quasi-élastique, ce qui n'est pas le cas sur la boucle d'hystérésis expérimentale stabilisée.

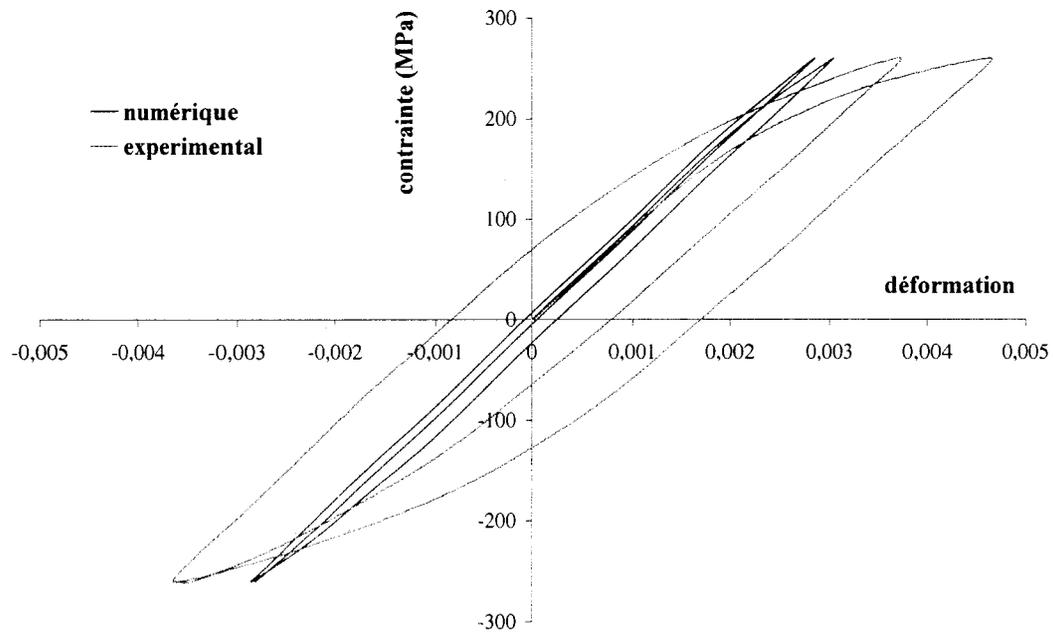


Figure III-39 : Comparaison des boucles d'hystérésis expérimentales et numériques sur les deux premiers cycles, sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa.

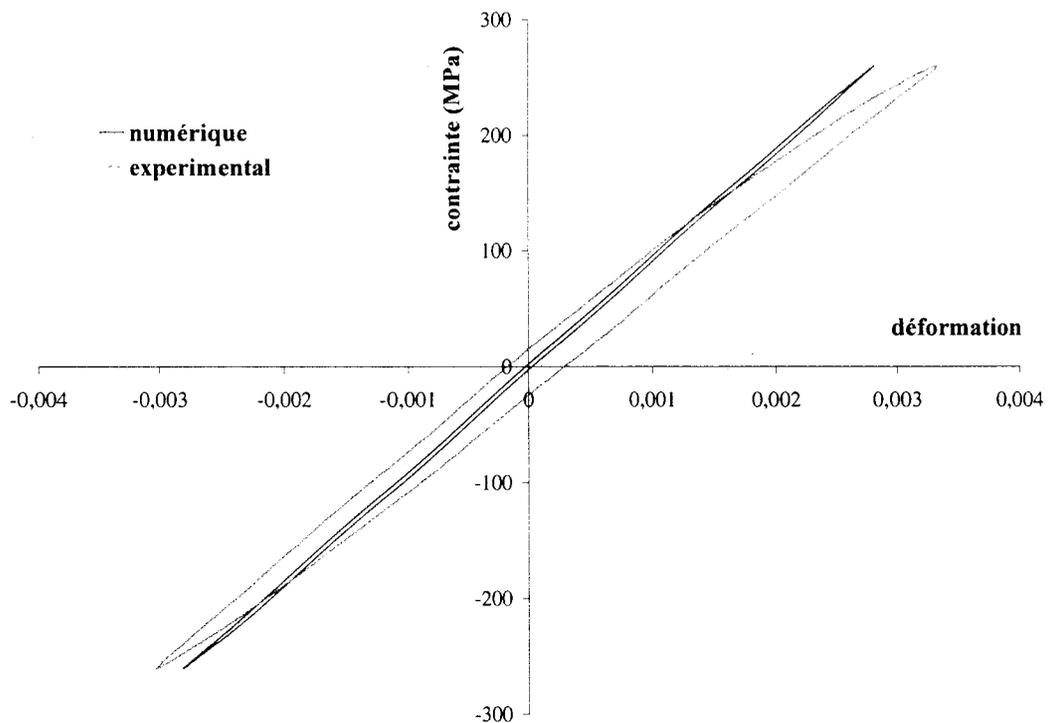


Figure III-40 : Comparaison des boucles d'hystérésis expérimentales et numériques du composite au cycle stabilisé, sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa.

Notons ici une légère différence entre les modules d'Young expérimental (87,5 GPa) et numérique (91,5 GPa). En fait, le modèle numérique impose que le module d'Young reste constant au cours du cyclage. En revanche, ce n'est pas le cas concernant les résultats expérimentaux. Une légère perte de raideur est ainsi apparue expérimentalement, au cours du cyclage. Pourtant, au vu des essais in-situ en fatigue oligocyclique (cf. §II.5.1.2), aucun endommagement n'apparaît jusqu'au 50^{ème} cycle. Nous attribuons plutôt cet effet à la plasticité de la matrice. Ce phénomène est également observé sur les aciers, où le module d'Young décroît au cours des premiers cycles, ce que ne traduit pas la modélisation adoptée.

La Figure III-41 présente l'évolution de la déformation plastique cumulée, au cours du cyclage, sous la contrainte maximale (+260 MPa). Les niveaux de déformation plastique sont relativement faibles, sauf à proximité du coin de la particule. Par ailleurs, la déformation plastique se localise de plus en plus dans cette zone au cours du cyclage.

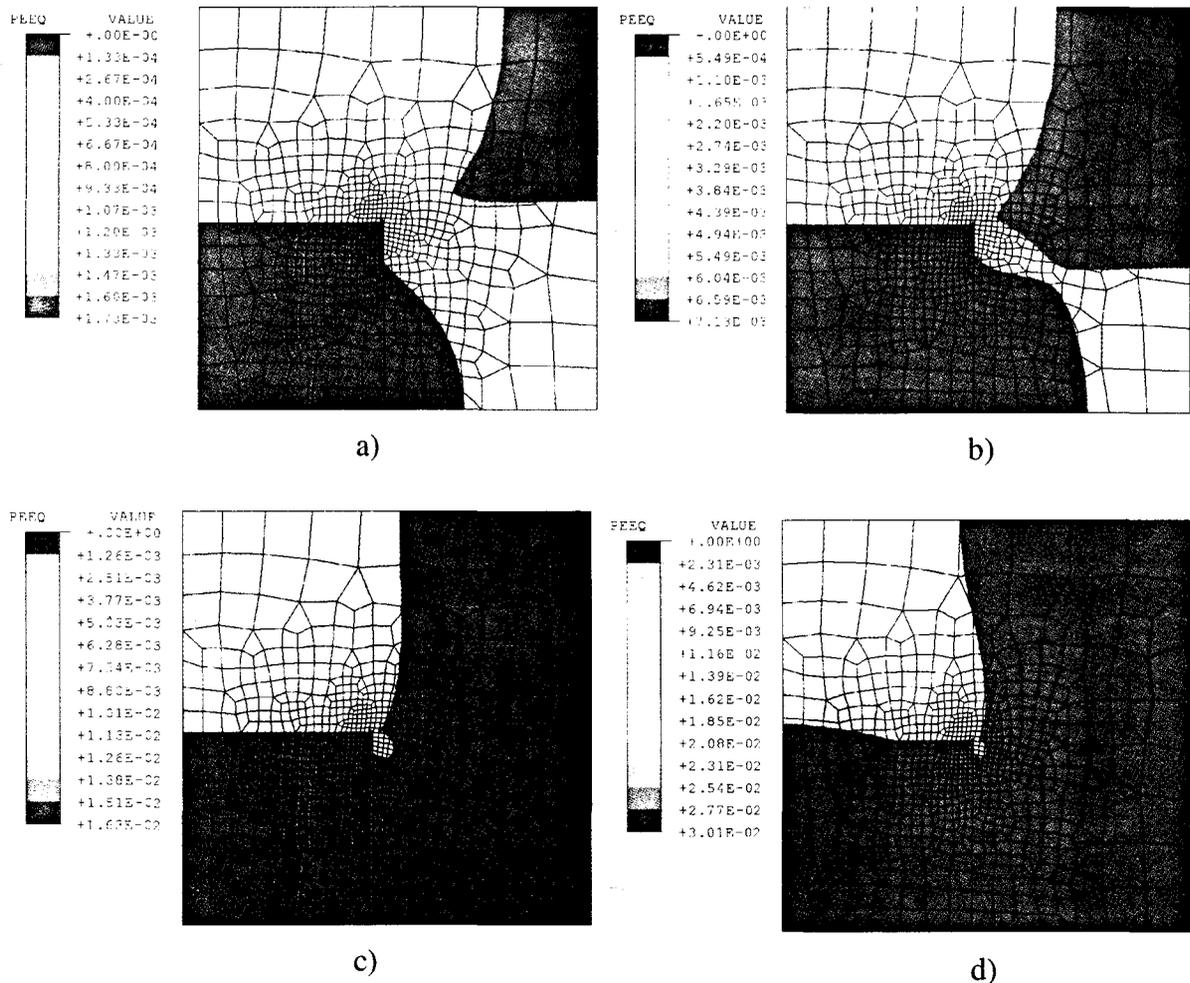


Figure III-41 : Isovaleurs de la déformation plastique cumulée, sous la contrainte maximale (+260 MPa) lors du 1^{er} cycle (a), 2nd cycle (b), 4^{ème} cycle (c), 7^{ème} cycle (d).

La Figure III-42 présente l'évolution de la pression hydrostatique, au cours du cyclage, sous la contrainte maximale (+260 MPa). Une stabilisation de la pression hydrostatique apparaît rapidement dans le VER (dès le 4^{ème} cycle au vu des isovaleurs). L'alliage non renforcé présentait intrinsèquement une stabilisation cyclique numérique rapide (dès le 7^{ème} cycle), se manifestant notamment par une stabilisation de l'aire des boucles d'hystérésis. La présence de la particule dans le VER n'a pas permis de retarder la stabilisation de cette aire, puisque la pression hydrostatique s'est rapidement stabilisée.

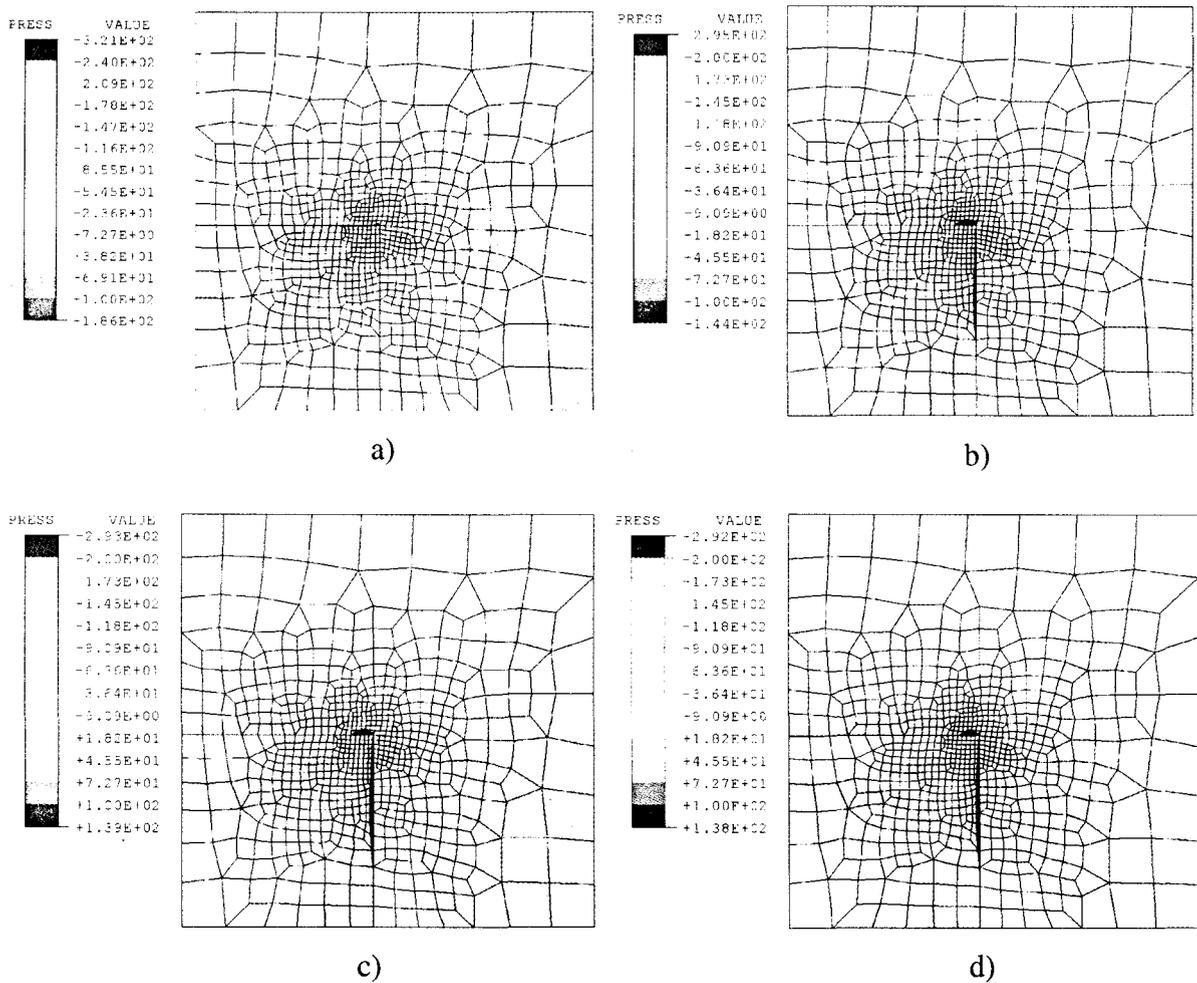


Figure III-42 : Isovaleurs de la pression hydrostatique, sous la contrainte maximale (+260 MPa) lors du 1^{er} cycle (a), 2nd cycle (b), 4^{ème} cycle (c), 7^{ème} cycle (d).

La Figure III-43 présente l'évolution de la variable d'écroissage cinématique X_{22} , au cours du cyclage, sous la contrainte maximale (+260 MPa). Rappelons que cette variable, dans le modèle d'écroissage, provoque le décalage des boucles d'hystérésis. Là aussi, une stabilisation rapide apparaît dès le 4^{ème} cycle. L'alliage non renforcé présentait intrinsèquement une stabilisation cyclique numérique rapide, se manifestant notamment par un arrêt du décalage des boucles d'hystérésis dès le 7^{ème} cycle. La présence de la particule dans le VER n'a pas permis de retarder l'arrêt de ce décalage, puisque la variable X_{22} s'est rapidement stabilisée.

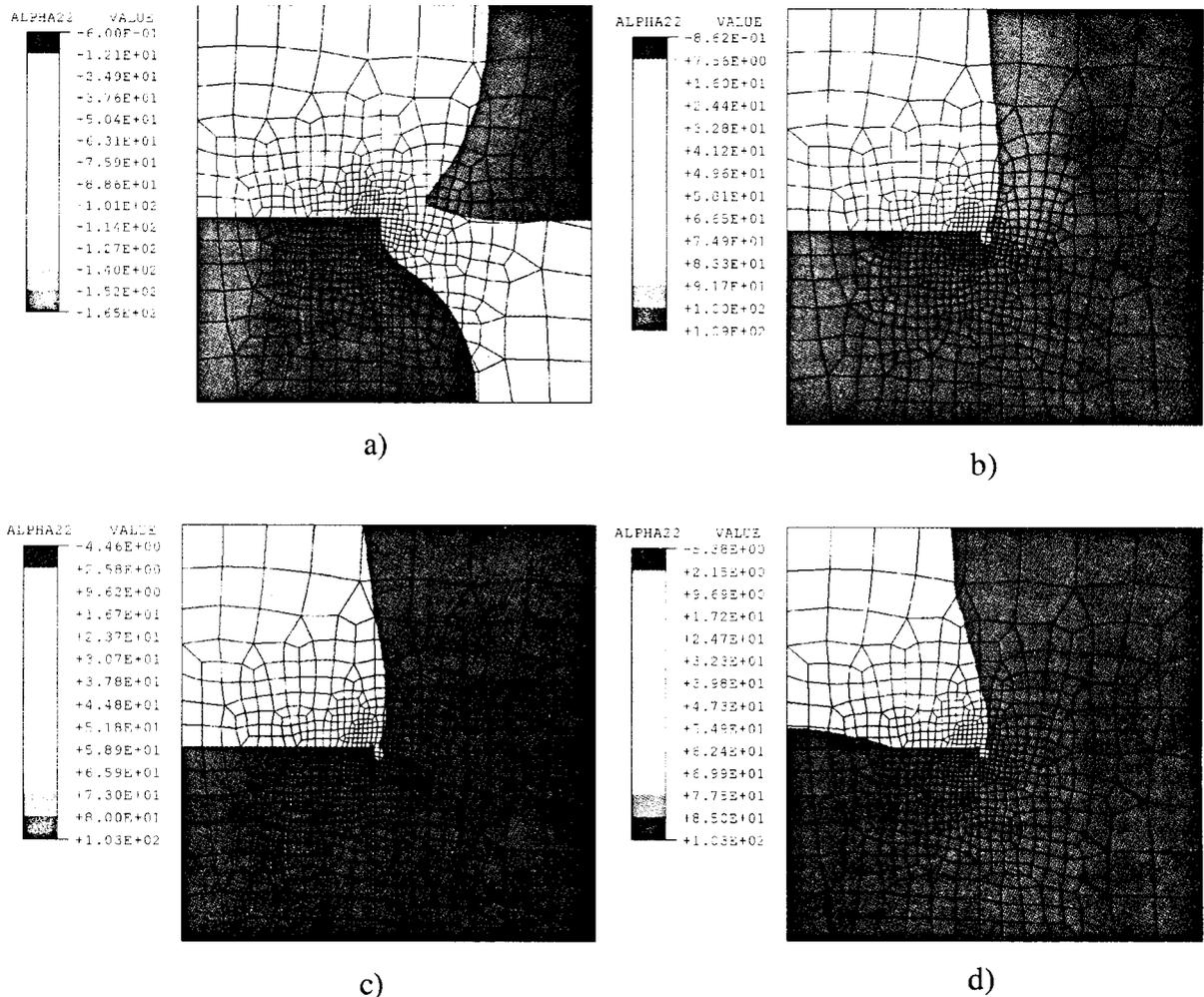


Figure III-43 : Isovaleurs de la variable d'écroissage cinématique X_{22} (notée ici ALPHA22) sous la contrainte maximale (+260 MPa) lors du 1^{er} cycle (a), 2nd cycle (b), 4^{ème} cycle (c), 7^{ème} cycle (d).

Les calculs précédents n'offrent pas des résultats satisfaisants en terme de modélisation du comportement du composite en fatigue oligocyclique, avant l'amorçage de microfissures. Ces calculs reposaient sur l'hypothèse que la matrice avait le même comportement élasto-

plastique que l'alliage non renforcé. Comme nous l'avons réalisé en traction monotone, nous supposons au contraire ici que la matrice n'a pas le comportement de l'alliage non renforcé, mais que le comportement du composite est connu. Nous procédons donc là encore à une identification du comportement de la matrice par résolution inverse. La matrice est supposée avoir un comportement élasto-plastique avec un écrouissage qui est la combinaison d'un écrouissage isotrope non linéaire et d'un écrouissage cinématique non linéaire. L'identification des coefficients d'écrouissage de la matrice s'effectue par rapport aux deux premières boucles d'hystérésis expérimentales du composite sollicité en traction-compression purement alternée sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa, qui est le plus haut niveau de chargement imposé. Les courbes expérimentale et simulée de ces deux premières boucles d'hystérésis du composite sont présentées sur la Figure III-44. Les coefficients d'écrouissage de la matrice identifiés sont alors :

$$k = 100 \text{ MPa} ; C = 29435 \text{ MPa} ; \gamma = 12,10 ; b = 554 \text{ MPa} ; Q = 118 \text{ MPa}.$$

La valeur de k correspond à la perte de linéarité du 1^{er} quart de cycle de la 1^{ère} boucle d'hystérésis. Les caractéristiques élastiques demeurent celles de l'alliage non renforcé.

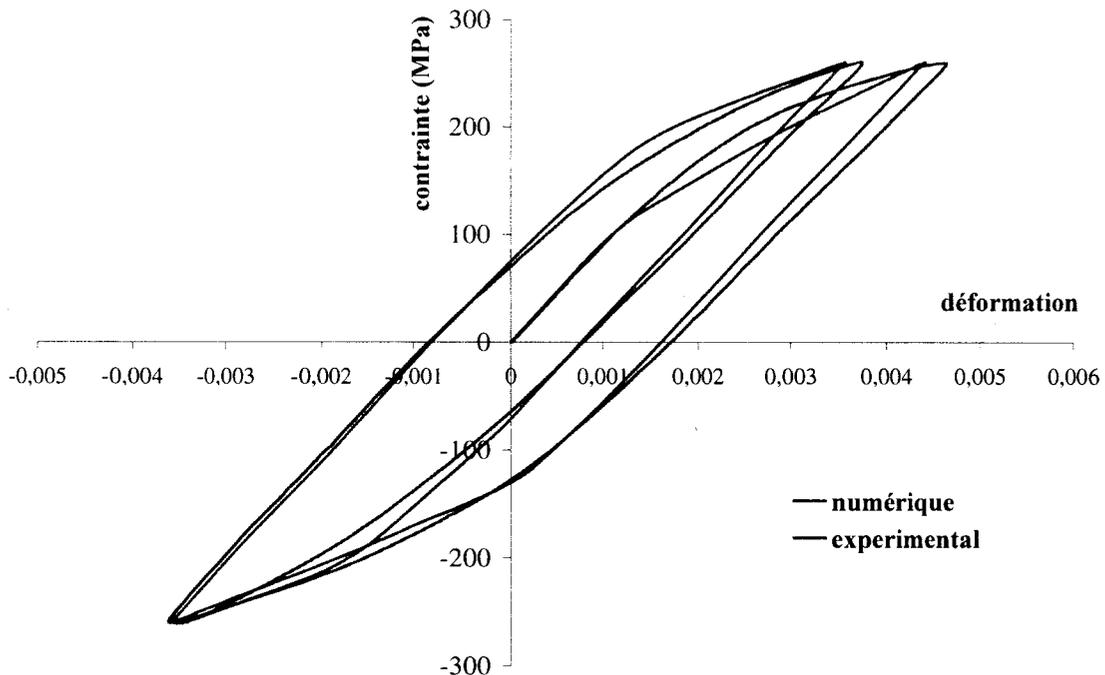


Figure III-44 : Comparaison des boucles d'hystérésis du composite, expérimentale et simulée par résolution inverse, sur les deux premiers cycles, sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa.

La corrélation entre les courbes expérimentale et numérique est satisfaisante. Notons néanmoins que les boucles sont mieux simulées en compression qu'en traction. Notamment, la première montée en traction n'est pas très bien simulée. Notons qu'il existe une légère différence entre les modules d'Young expérimentaux en charge et en décharge, entraînant une plus grande difficulté à simuler l'expérience.

La Figure III-45 compare les boucles d'hystérésis expérimentale et numérique au cycle stabilisé. Le niveau de déformation totale est approché, tandis que le niveau de déformation plastique simulé est assez loin de l'expérience. Rappelons toutefois que la stabilisation cyclique numérique est atteinte dès le 7^{ème} cycle, alors que la stabilisation cyclique expérimentale n'est atteinte qu'au 50^{ème} cycle. Néanmoins, la microstructure réelle du composite est beaucoup plus complexe que celle représentée par le VER, notamment en terme de structure de la matrice. De plus, l'identification n'a pu être réalisée que sur les deux premiers cycles expérimentaux, car les cycles suivants n'ont pas été systématiquement enregistrés (nous ne disposons pas du 3^{ème} cycle par exemple). Une base de données plus complète nous aurait probablement permis de réaliser une meilleure simulation de la boucle d'hystérésis au cycle stabilisé.

Grâce à la détermination des coefficients d'écrouissage de la matrice, nous pouvons représenter les deux premières boucles d'hystérésis numériques de la matrice simulée, et les comparer aux boucles expérimentales de l'alliage non renforcé AS10U3NG, déterminées sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa (Figure III-46). Nous pouvons de même comparer les boucles d'hystérésis expérimentale et simulée, au cycle stabilisé (Figure III-47).

Au vu de la Figure III-46 et de la Figure III-47, il est clair que la matrice du composite ne possède pas le même comportement d'écrouissage que l'alliage non renforcé AS10U3NG. Ceci confirme les résultats obtenus en traction monotone (cf. §III.3). Les calculs suivants, qui seront effectués dans le but d'établir une courbe numérique d'écrouissage cyclique, seront effectués avec le comportement de la matrice identifié par résolution inverse.

Tous ces résultats montrent clairement la difficulté à modéliser le comportement d'un CMM, même connaissant le comportement de l'alliage non renforcé correspondant. Les résultats, en terme de déformation plastique en particulier, sont très éloignés de la réalité. En revanche, nous allons montrer dans ce qui suit que l'écrouissage cyclique est malgré tout relativement bien simulé.

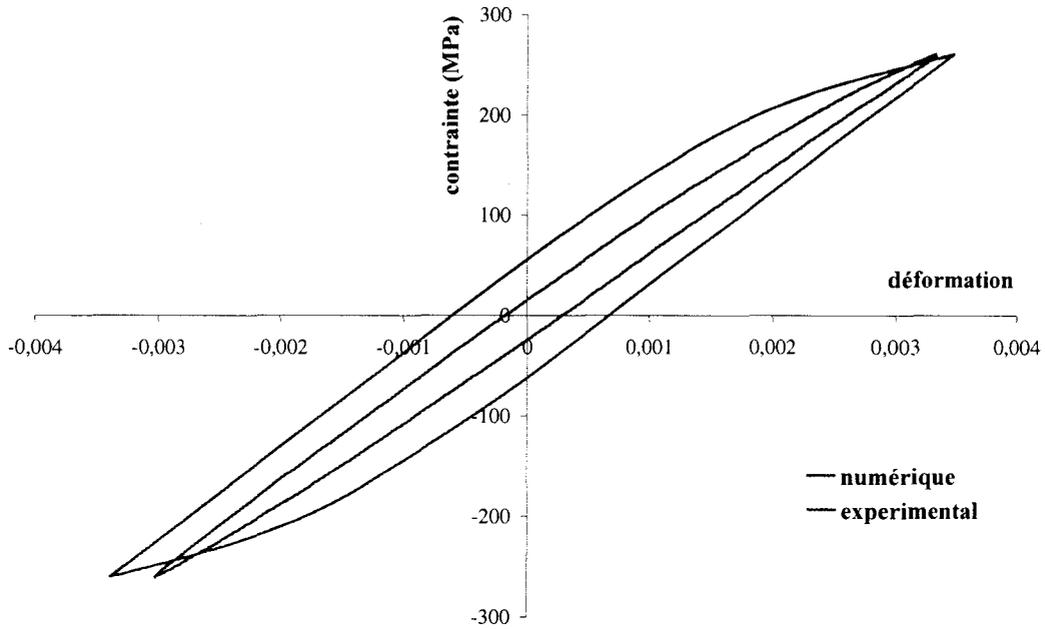


Figure III-45 : Comparaison des boucles d'hystérésis du composite, expérimentale et simulée par résolution inverse, au cycle stabilisé, sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa.

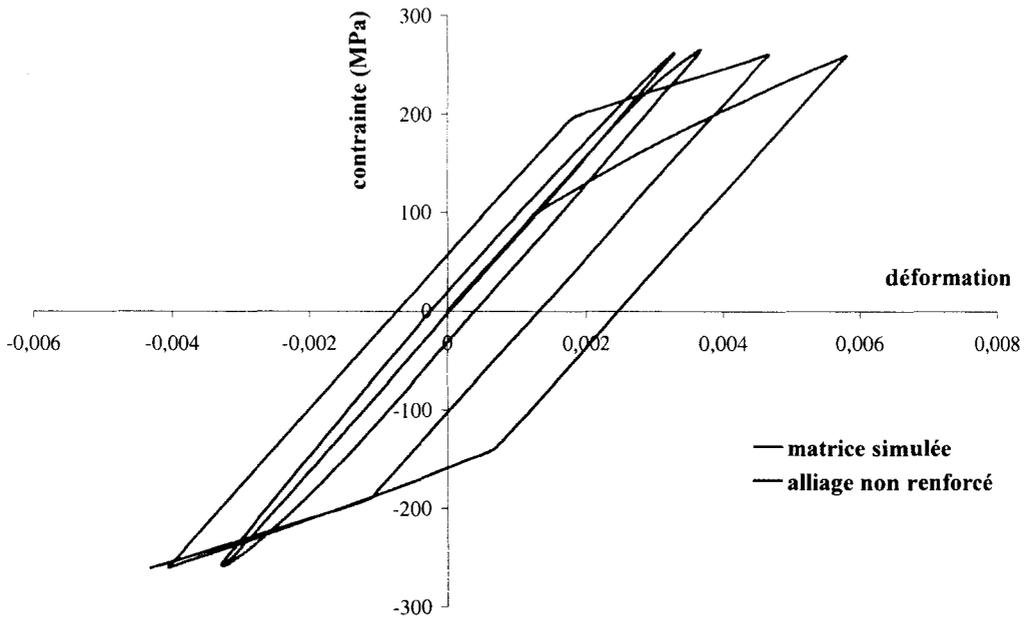


Figure III-46 : Comparaison des boucles d'hystérésis de la matrice (simulation) et de l'alliage non renforcé (expérience), sur les deux premiers cycles, sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa.

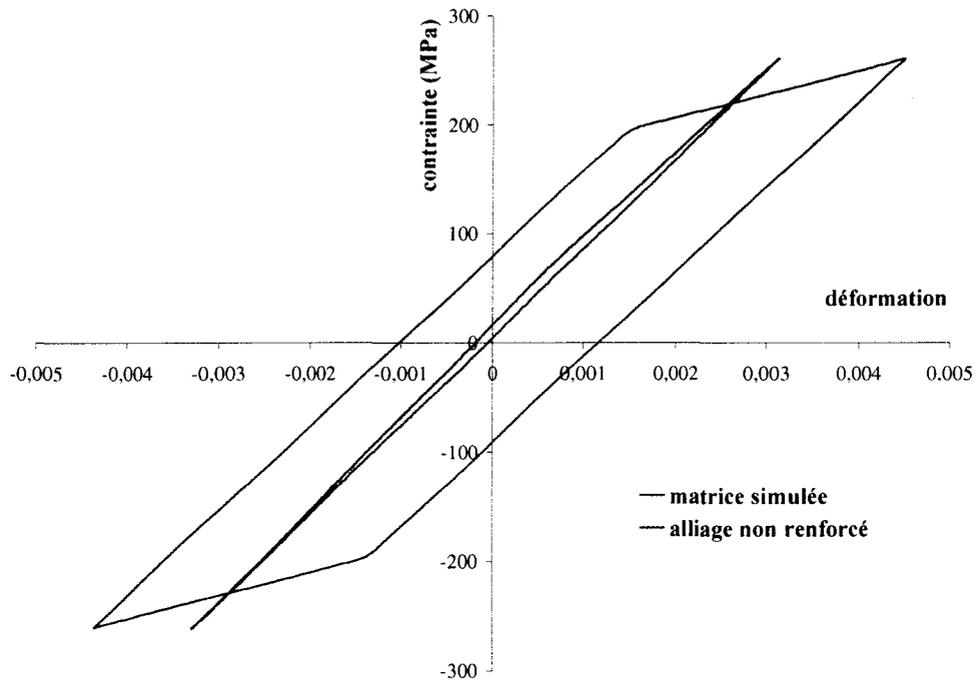


Figure III-47 : Comparaison des boucles d'hystérésis de la matrice (simulation) et de l'alliage non renforcé (expérience), au cycle stabilisé, sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 260$ MPa.

III.4.4. ECROUISSAGE CYCLIQUE

Nous nous proposons ici de déterminer la courbe d'écrouissage cyclique numérique du composite, que l'on comparera à la courbe expérimentale. Pour cela, nous effectuons des calculs sur le VER, à l'aide de la loi d'écrouissage de la matrice identifié précédemment (cf. §III.4.3). Les calculs sont réalisés à différents niveaux d'amplitude de contrainte (150, 180, 230 et 260 MPa), pour lesquels nous disposons de données expérimentales [HOTT94]. Puis, expérimentalement et numériquement, nous reportons les amplitudes de contrainte et de déformation totale au cycle stabilisé, expérimentales et numériques, dans un diagramme d'écrouissage cyclique (amplitude de contrainte imposée - amplitude de déformation totale stabilisée).

Le calcul correspondant à $\sigma_a = 260$ MPa ayant déjà été présenté, nous présentons dans cette partie les résultats des calculs pour les trois autres amplitudes de contrainte.

La Figure III-48 présente les 1^{ère} et 2^{nde} boucles d'hystérésis du composite, expérimentales et numériques, sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 230$ MPa. La Figure III-49 présente les boucles d'hystérésis du composite, expérimentale et numérique, au cycle stabilisé, au même niveau de contrainte. Sur les deux figures, les niveaux de déformation totale et de déformation plastique sont bien corrélés. Par conséquent, le comportement du composite sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 230$ MPa est bien modélisé.

La Figure III-50 et la Figure III-51 correspondent à l'amplitude de contrainte $\sigma_a = 180$ MPa. Sur le 1^{er} cycle, les niveaux de déformation plastique et de déformation totale sont surestimés, ce qui n'est plus le cas sur le cycle stabilisé. Notons qu'une fois de plus, une légère perte de raideur apparaît expérimentalement. Toutefois, le comportement du composite sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 230$ MPa est globalement modélisé de manière satisfaisante.

La Figure III-52 et la Figure III-53 correspondent à l'amplitude de contrainte $\sigma_a = 150$ MPa. Sur le 1^{er} cycle, les niveaux de déformation plastique et de déformation totale sont surestimés, comme lors de la simulation avec $\sigma_a = 180$ MPa. Dans les deux cas ($\sigma_a = 150$ MPa et $\sigma_a = 180$ MPa), cela vient probablement du fait que la limite d'élasticité est légèrement sous-estimée ($k = 100$ MPa). Toutefois, au cycle stabilisé, la corrélation entre boucles expérimentale et numérique est satisfaisante, sauf une fois de plus en terme de raideur. Mais cette fois-ci, le module d'Young expérimental est, dès le premier cycle, légèrement supérieur au module d'Young numérique, ce qui peut s'expliquer en terme de dispersion des résultats expérimentaux.

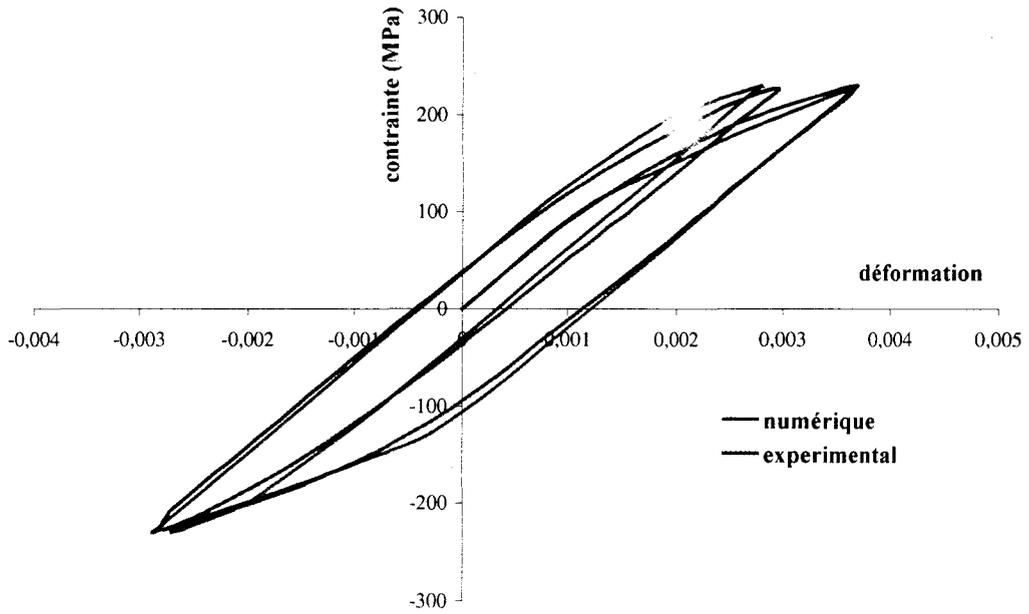


Figure III-48 : Comparaison des 1^{ère} et 2^{nde} boucles d'hystérésis du composite, expérimentale et numérique, sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 230$ MPa.

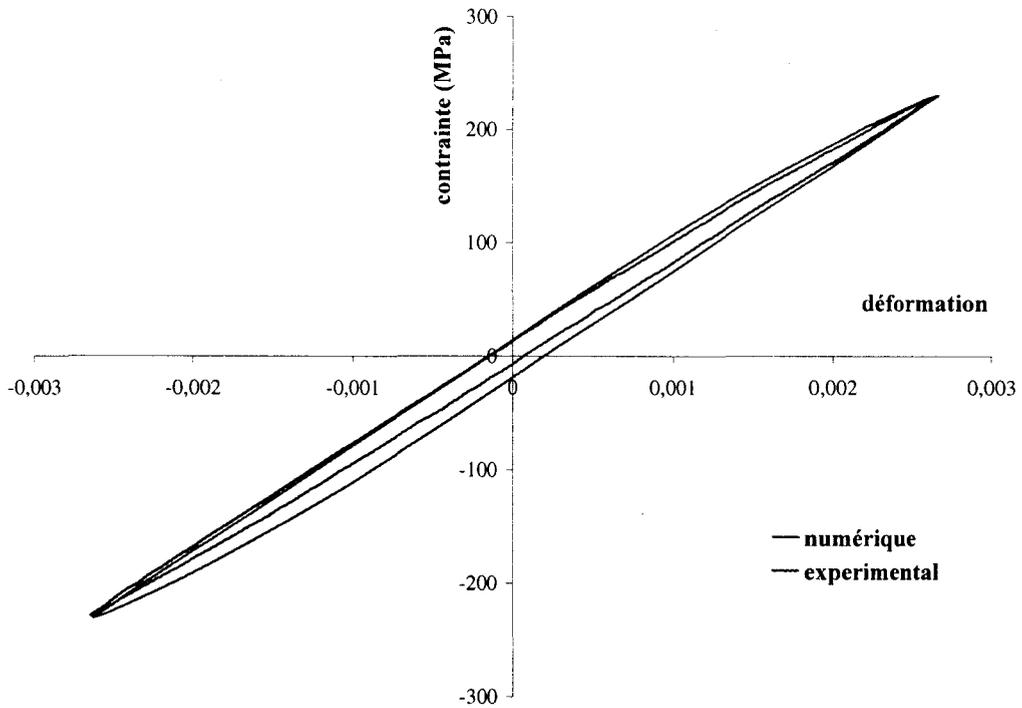


Figure III-49 : Comparaison des boucles d'hystérésis du composite, expérimentale et numérique, au cycle stabilisé, sous une amplitude de contrainte $\sigma_a = 230$ MPa.

III.5. CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons tenté de modéliser le comportement du composite F3K10S, en traction monotone uniaxiale d'une part, sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression d'autre part. Pour cela, nous avons utilisé une technique de calcul par EF pour modéliser un VER du composite supposé constitué de deux phases (matrice et particules).

Modélisation en traction monotone

Nous avons supposé dans un premier temps que la matrice avait le même comportement mécanique que l'alliage non renforcé. Nous avons alors montré que la forme et la répartition des particules dans le composite avaient peu d'influence sur le comportement mécanique, que l'on considère la matrice endommageable (endommagement ductile) ou non.

Par ailleurs, un calcul thermomécanique nous a permis de calculer les contraintes thermiques résiduelles résultant de la trempe, au sein du VER. La prise en compte de celles-ci dans la modélisation du comportement du composite réduit sensiblement le module d'Young et la limite d'élasticité. Avec ou sans prise en compte des contraintes thermiques résiduelles, la modélisation du comportement du composite n'est pas satisfaisante, au regard des résultats expérimentaux.

Les essais in-situ de traction monotone sur le composite F3K10S n'ont pas permis d'observer des endommagements diffus de type ruptures de particules ou décohésions matrice/particules. Nous avons toutefois étudié quel aurait été l'effet de ces endommagements sur le comportement du composite. Les résultats montrent que, par exemple, l'hypothèse de toutes les particules rompues ne réduisait pas dramatiquement le niveau de la courbe de traction monotone. En revanche, l'endommagement ductile de la matrice est, lui, relativement diffus : des cupules ont été observées sur les faciès de rupture des éprouvettes rompues en traction monotone. Néanmoins, la prise en compte de l'endommagement ductile de la matrice par un modèle de type Gurson ne permet pas non plus de modéliser le comportement monotone du composite, si ce n'est en utilisant des paramètres du modèle physiquement irréalistes.

Ces difficultés rencontrées pour modéliser le comportement monotone du composite étudié, jointes au résultat expérimental d'un comportement du composite dégradé par rapport à celui de l'alliage non renforcé correspondant, nous ont amenés à penser que, probablement, la matrice du composite n'a pas le même comportement d'écrouissage que l'alliage non renforcé, et à identifier celui-ci par résolution inverse.

Modélisation sous sollicitations cycliques

La modélisation du comportement du composite sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression, avant l'amorçage de microfissures, repose sur l'hypothèse que la matrice du composite n'a pas non plus le comportement cyclique de l'alliage non renforcé. De ce fait, nous avons simulé par résolution inverse le comportement de la matrice, en identifiant son comportement par rapport aux boucles d'hystérésis expérimentales du composite, à un niveau d'amplitude de contrainte imposé. Les calculs cycliques ont été effectués à plusieurs niveaux d'amplitude de contrainte, jusqu'à l'obtention d'un cycle stabilisé. Ces calculs nous ont permis d'établir une courbe numérique d'écrouissage cyclique. Cette courbe est en bonne corrélation avec la courbe expérimentale.

Ce chapitre nous a finalement permis d'appréhender la difficulté du choix d'un VER pour modéliser un composite de fonderie. En raison de leur structure complexe, due à un état de précipitation complexe au départ, modifié de plus par la présence des particules SiC, nous pensons que ce type de composites entre difficilement dans le cadre d'une modélisation micromécanique.

CONCLUSION GENERALE

Conclusion générale

L'objectif de cette étude était d'une part l'observation et la compréhension des mécanismes d'endommagement rencontrés sur un composite Al-SiC de fonderie, sous sollicitations monotones ou cycliques, d'autre part la modélisation de son comportement sous ce même type de sollicitations.

L'étude bibliographique a montré qu'il existait deux grands moyens d'élaboration des CMM : la métallurgie des poudres et le moulage. La méthode d'élaboration, comme le traitement thermique qui s'en suit, génère une microstructure particulière et influence donc fortement les propriétés mécaniques du matériau composite. Celles-ci dépendent par ailleurs de nombreux paramètres microstructuraux relatifs à la nature de la matrice et des renforts. En traction monotone comme sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression, la présence des renforts et des précipités intermétalliques est une source importante d'endommagement. La matrice est elle-même susceptible de s'endommager de manière ductile. A l'heure actuelle, peu d'études concernent les CMM Al-SiC élaborés par fonderie, notamment en terme de modélisation de leur comportement.

L'étude expérimentale préalable [HOTT94] a permis de dresser un bilan des caractéristiques mécaniques macroscopiques, dans les domaines de la traction monotone et de la fatigue oligocyclique, concernant le composite étudié et l'alliage non renforcé correspondant. A l'exception du module d'élasticité, les caractéristiques mécaniques monotones du composite sont réduites par rapport à celles de l'alliage non renforcé. Les matériaux possèdent par ailleurs une structure dendritique, l'espace interdendritique étant constitué d'un eutectique complexe où l'on trouve des précipités grossiers dans l'alliage non renforcé, des précipités grossiers et les particules SiC dans le composite.

Une "micromachine" de fatigue a été développée au laboratoire pour réaliser des essais in-situ dans un MEB sur une éprouvette de dimension suffisante pour obtenir un essai mécanique représentatif du comportement du matériau à l'échelle macroscopique, tandis que le MEB permet l'observation des micromécanismes d'endommagement de surface. Des essais de traction monotone et de traction-compression cyclique (dans le domaine de la fatigue oligocyclique) ont été réalisés à l'aide de ce dispositif sur le composite.

Les essais de traction monotone ont montré que l'endommagement en surface du composite se manifestait de manière très localisée, par rupture des précipités fragiles, et par des décohésions précipités/particules et précipités/dendrites. La présence de ces précipités rend la matrice très peu résistante. Dû à la présence des particules raides, les précipités

fragiles sont plus contraints dans la matrice du composite qu'ils ne le sont dans l'alliage non renforcé, sous l'application d'un même chargement extérieur. Les particules jouent donc ici un rôle de "catalyseur" de l'endommagement.

Les mécanismes d'endommagement sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression purement alternée ont également été observés. Là encore, l'endommagement n'est pas diffus mais localisé. Après un amorçage se manifestant soit sur un défaut de surface soit au droit d'une entaille mécanique, les mécanismes de propagation de fissure ont pu être observés. Deux étapes ont pu y être distinguées, suivant le niveau de contrainte en pointe de fissure. Lors de la première étape, la propagation s'effectue essentiellement dans l'espace interdendritique, par des ruptures de précipités, et par des décohésions particules/précipités, précipités/dendrites et particules/dendrites. Lors de la seconde étape, la fissure peut également se propager par rupture de particules ou par rupture de dendrites.

En conclusion, aucun endommagement diffus n'a été observé en surface du composite, ni sous sollicitation monotone, ni sous sollicitation cyclique. L'endommagement ductile de la matrice a pu être observé sur les faciès de rupture des éprouvettes rompues en traction monotone. Nous considérons qu'il s'agit là du seul endommagement diffus manifesté par le composite étudié.

Nous avons ensuite tenté de modéliser le comportement mécanique du composite par une étude numérique par EF. Nous avons supposé que le VER du composite était constitué uniquement de deux phases, matrice et particules.

En traction monotone, nous avons supposé dans un premier temps que la matrice du composite avait le même comportement que l'alliage non renforcé correspondant. Après avoir montré que la prise en compte des contraintes thermiques résiduelles résultant de la trempe ne permettait pas de modéliser correctement le comportement mécanique du composite, nous avons étudié l'influence de différents types d'endommagement sur ce comportement. Notamment, l'endommagement ductile de la matrice, seul type d'endommagement ayant été observé de manière relativement diffuse, a été intégré dans la modélisation. La prise en compte de celui-ci n'a toutefois permis de modéliser le comportement monotone du composite de manière satisfaisante qu'au prix de l'utilisation de paramètres dont les valeurs sont malheureusement peu réalistes physiquement.

Finalement, de nombreuses difficultés ont été rencontrées dans notre entreprise de prévision du comportement du composite. La difficulté essentielle résulte du fait que le comportement réel du composite se révèle être dégradé par rapport à celui de l'alliage non

renforcé correspondant. Par conséquent, nous avons été amené à suggérer que la matrice du composite n'avait probablement pas le même comportement d'écrouissage que l'alliage non renforcé.

De ce fait, nous avons identifié par résolution inverse le comportement monotone de la matrice, puis son comportement cyclique. Cela nous a alors permis de modéliser le comportement du composite sous sollicitations cycliques uniaxiales de traction-compression, avant l'amorçage de microfissures. Les calculs ont été effectués à plusieurs niveaux de chargement, jusqu'à l'obtention d'un cycle stabilisé. Ces calculs nous ont permis d'établir une courbe numérique d'écrouissage cyclique. Cette courbe est en bonne corrélation avec la courbe expérimentale.

Pour conclure, cette étude a mis en évidence le rôle important de la microstructure de la matrice sur le comportement mécanique du composite. L'alliage non renforcé AS10U3NG possède une structure eutectique, de nature très complexe et donc difficile à maîtriser, étant donné le nombre important d'éléments d'addition. L'ajout de particules SiC ne fait qu'accroître cette complexité, réduisant la taille des dendrites et modifiant l'état de précipitation. L'étude numérique a montré que la matrice du composite possédait un comportement mécanique nettement différent de celui de l'alliage non renforcé. De notre point de vue, c'est la seule raison possible pour laquelle le composite possède des propriétés mécaniques dégradées par rapport à l'alliage non renforcé. Dès lors, si l'on désire obtenir un matériau composite dont les propriétés mécaniques sont augmentées par rapport à l'alliage non renforcé, il serait souhaitable de simplifier la microstructure de la matrice et donc de l'alliage non renforcé lui-même, notamment en limitant la formation de précipités grossiers et fragiles. Pour ce faire, il est nécessaire de limiter le nombre d'éléments d'addition de l'alliage. En outre, la méthode d'élaboration des CMM par fonderie ne semble pas permettre d'éviter les ségrégations de particules SiC (dans les espaces interdendritiques en l'occurrence). Concernant la modélisation des CMM de fonderie et en particulier du composite AS10U3NG + 10%vol.SiC_p, le VER choisi, modélisation très simplifiée de la structure d'un CMM, est d'autant plus éloigné de la structure réelle qu'il s'agit ici d'un composite de fonderie, de structure très complexe. L'idéal serait de définir un VER comportant dendrites d'aluminium pur, précipités et particules SiC. Des difficultés nouvelles apparaîtraient néanmoins : la définition d'une structure géométrique réaliste du VER et l'identification du comportement des différents précipités.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [ABAQ99] Hibbitt, Karlsson, Sorensen, Abaqus V5.8, 1999.
- [ARSE83] R.J. Arsenault, R.M. Fisher, "Microstructure of fiber and particulate SiC in 6061 Al composites", Scripta Metallurgica, vol. 17 n°1, p. 67-71, 1983.
- [ARSE88] R.J. Arsenault, S.B. Wu, "A comparison of PM vs. Melted SiC/Al composites", Scripta Metallurgica, vol. 22, p. 767-772, 1988.
- [ARSE89] R.J. Arsenault, "Reply to "Comment on 'A comparison of PM vs. Melted SiC/Al composites'"", Scripta Metallurgica, vol. 23, p. 293-294, 1989.
- [ARSE91] R.J. Arsenault, L. Wang, C.R. Feng, "Strengthening of composites due to microstructural changes in the matrix", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 39 n°1, 1991.
- [ASTM81] ASTM B567M, "Standard methods of tension testing wrought and cast aluminium and magnesium alloy products", 1981.
- [BARL95] C.Y. Barlow, N. Hansen, "Dislocation configurations in metal-matrix composites correlated with numerical predictions", Acta metallurgica et materialia, vol.43, p. 3633-3648, 1995.
- [BINE90] S.B. Biner, "Growth of fatigue cracks emanating from notches in SiC particulate aluminium composite", Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 13 n°6, p. 637-646, 1990.
- [BINE96] S.B. Biner, "An analysis of grain boundary sliding and grain boundary cavitation in discontinuously reinforced composites", Acta materialia, vol. 44 n°5, p. 1813-1829, 1996.
- [BOUR94] N. Bourgeois, "Caractérisation et modélisation micromécanique du comportement et de l'endommagement d'un composite à matrice métallique : Al/SiCp", Thèse E.C. Paris, M.S.S.-MAT., URA CNRS 850, 1994.

- [BREC91] **Y. Brechet, J.D. Embury, S. Tao, L. Luo**, "Damage initiation in metal matrix composites", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 38 n°8, p. 1781-1786, 1991.
- [CHRI89] **T. Christman, A. Needleman, S. Suresh**, "An experimental and numerical study of deformation in metal-ceramic composites", Acta Metallurgica, vol.37 n°11, p. 3029-3050, 1989.
- [CETI77] **J.-P. Faurie, P. Monnier, A. Niku-Lari**, "Guide du dessinateur - Les concentrations de contraintes", CETIM, 1977.
- [CHU80] **C.C. Chu, A. Needleman**, Journal of Engineering Materials & Technics, vol. 102, p. 249-260, 1980.
- [COOK88] **C.R. Cook, D.I. Yun, W.H. Hunt**, "System optimization for squeeze cast composites", International Symposium on advances in cast reinforced Metal Composites, Chicago (USA), p. 195-204, 1988.
- [CORB94] **S.F. Corbin, D.S. Wilkinson**, "Influence of matrix strength and damage accumulation on the mechanical response of a particulate metal matrix composite", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 42 n°4, p. 1329-1335, 1994.
- [COX52], **J. Cox**, British Journal of Applied Physics, vol.3 n°72, 1952.
- [DAFI93] **D. Dafir**, "Etude de l'influence du renfort sur la cinétique de précipitation dans un composite 6061/SiC_p élaboré par métallurgie des poudres", Thèse I.N.S.A. Lyon, 1993.
- [DAHL91] **N. Dahl, T.E. Jonhsen**, " The effect of magnesium and nickel as alloying elements in AlCu-SiC composites", Materials Science and Engineering, vol. 135A, p. 151-155, 1991.
- [DASI89] **R. Da Silva, D. Caldemaison, T. Bretheau**, "Micromechanical behaviour of Al/SiC_p composite materials subjected to plastic deformation : an in situ study", 1989.
- [DAVA91] **D.L. Davidson**, "The effect of particulate SiC on fatigue crack growth in a cast-extruded aluminium alloy composite", Metallurgical Transactions, vol. 22A, p. 97-112, 1991.
- [DAVB91] **D.L. Davidson**, "Tensile deformation and fracture toughness of 2014 + 15% Vol. SiC particulate composite", Metallurgical Transactions, vol. 22A, p. 113-123, 1991.
- [DAVI93] **D.L. Davidson**, " Fatigue and fracture toughness of aluminium alloys reinforced with SiC and alumina particles", Composites, vol. 24 n°3, p. 248-255, 1993.
- [DERB93] **B. Derby, J.R. Walker**, "The role of enhanced dislocation density in strengthening metal matrix composites", Scripta Metallurgica, vol. 22, p. 529-532, 1993.
- [DERR97] **K. Derrien**, "Modélisation par des méthodes d'homogénéisation de l'endommagement et de la rupture de composites Al/SiC_p", Thèse E.N.S.A.M. Paris; 1997.

Références Bibliographiques

- [DOEL93] T.J.A. Doel, M.H. Loretto, P. Bowen, "Mechanical properties of aluminium based particulate-reinforced metal matrix composites", Composites, vol. 24 n°3, p. 270-275, 1993.
- [DOEL96] T.J.A. Doel, P. Bowen, "Tensile properties of particulate-reinforced metal matrix composites", Composites Part A, vol. 27A, p. 655-665, 1996.
- [DOWN93] T.J. Downes, J.E. King, "The effect of microstructure on the fracture toughness of a metal-matrix composite", Composites, vol. 24 n°3, p. 276-281, 1993.
- [DURA] DURALCAN Technical documents, Composites casting guidelines, 10505 Roselle Street, San Diego, CA 92121.
- [FITZ95] M.E. Fitzpatrick, L.T. Hutchings, J.E. King, D.M. Knowles, P.J. Withers, "Effect of thermal stresses on fatigue crack opening and propagation behavior in an Al/SiC_p metal matrix composite", Metallurgical and materials transactions, vol. 26A, p. 3191-3198, 1995.
- [FLOM86] Y. Flom, R.J. Arsenault, "Interfacial bond strength in an aluminium alloy 6061-SiC composite", Materials Science and Engineering, vol. 77A, p.191-197, 1986.
- [FOUR97] C. Fouret, "Validation et instrumentation d'une micromachine de fatigue pour essais in-situ dans un microscope électronique à balayage", Rapport interne E.C.Lille, L.M.L., URA CNRS 1441, 1997.
- [FROY90] L. Froyen, "Solid-liquid interaction. Review : The wetting of solid by molten metals and its relation to the preparation of Metal Matrix Composites", International Summer School on Metal Matrix Composites, E-MRS, Strasbourg (France), 1990.
- [GENE98] C. Geney, "Etude expérimentale et modélisation par approche locale de la rupture ductile de trois aciers inoxydables austénitiques et d'un acier 16MND5", Thèse E.C.Lille, L.M.L., URA CNRS 1441, 1998.
- [GENE99] C. Geney, "Modélisation à l'échelle microscopique du comportement sous sollicitations cycliques d'alliages d'aluminium renforcés par des particules de carbures de silicium.", Rapport d'étude post-doctorale E.C.Lille, L.M.L., URA CNRS 1441, 1999.
- [GENI98] M. Geni, M. Kikuchi, "Damage analysis of aluminium matrix composite considering non-uniform distribution of SiC particles", Acta Materialia, vol. 46 n°9, p. 3125-3133, 1998.
- [GONZ96] C Gonzales, J. Llorca, "Prediction of the tensile stress-strain curve and ductility in Al/SiC composites", Scripta Materialia, vol. 35 n°1, p. 91-97, 1996.

Références Bibliographiques

- [GURS77] A.L. Gurson, "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 Technics, vol. 99, p. 2-15, 1977.
- [HADI94] M.J. Hadianfard, G. Heness, J.C. Healy, Y.W. Mai, "Fracture toughness measurements and failure mechanisms of metal matrix composites", Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 17 n°3, p. 253-263, 1994.
- [HAN95] N.L. Han, Z.G. Wang, L. Sun, "Effect of reinforcement size on low cycle behavior of SiC particle reinforced aluminum matrix composite", Scripta Metallurgica et materialia, vol. 33 n°5, p. 781-787, 1995.
- [HARR98] W.C.Jr. Harrigan, "Commercial processing of metal matrix composites", Materials Science and Engineering, vol. 244A, p. 75-79, 1998.
- [HE98] R. He, D. Steglich, J. Heerens, G.X. Wang, W. Brocks, M. Dahms, "Influence of particle size and volume fraction on damage and fracture in Al-Al₃Ti composites and micromechanical modeling using the GTN model", Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 21, p. 1189-1201, 1998.
- [HOAM94] S. Ho, A. Saigal, "Three-dimensionnal modeling of thermal residual stresses and mechanical behavior of cast SiC/Al particulate composites", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 42 n°10, p. 3253-3262, 1994.
- [HOMS94] S. Ho, A. Saigal, "Thermal residual stresses and mechanical behavior of cast SiC/Al composites", Materials Science and Engineering, vol. 183A, p. 39-47, 1994.
- [HOTT94] P. Hottebart, "Etude d'un composite à matrice métallique Al-SiC de fonderie : caractérisation microstructurale et comportement monotone et cyclique", Thèse E.C.Lille, L.M.L., URA CNRS 1441, 1994.
- [IZAW96] N. Izawa, Y. Lu, Y. Nishida, "Shear strength at the interface between aluminium and ceramics in model composites fabricated by squeeze casting", Materials transactions, vol. 37 n°3, p. 259-264, 1996.
- [KIM92] Y.-H. Kim, S. Lee, N.J. Kim, "Fracture mechanisms of a 2124 aluminium matrix composite reinforced with SiC whiskers", Metallurgical transactions, vol. 23A, p. 2589-2596, 1992.
- [KIND94] B. Kindl, Y.H. Teng, Y.L. Liu, "Protective coatings for commercial particulates", Composites, vol. 25 n°7, p. 671-676, 1994.
- [KISE96] M.T. Kiser, F.W. Zok, D.S. Wilkinson, "Plastic flow and fracture of a particulate metal matrix composite", Acta Materialia, vol. 44 n°9, p. 3465-3476, 1996.

- [KOBA88] T. Kobayashi, M. Yosino, H. Iwanari, M. Niinomi, K. Yamoto, "Mechanical properties of SiC_w reinforced Aluminium alloys fabricated by pressure casting method", International symposium on advances in cast reinforced Metal Composites, Chicago (USA), p. 205-210, 1988.
- [KUMA91] S. Kumai, J.E. King, J.F. Knott, "Fatigue in SiC-particulate-reinforced aluminium alloy composites", Materials Science and Engineering, vol. 146A, p. 317-326, 1991.
- [KUMA92] S. Kumai, K. Yoshida, Y. Higo, S. Nunomura, "Effects of the particule distribution on fatigue crack growth in particulate SiC/6061 aluminium composites", International Journal of Fatigue, vol. 14 n°2, p. 105-112, 1992.
- [KUMA96] S. Kumai, J. Hu, Y. Higo, S. Nunomura, "Effects of dendrite cell size and particle distribution on the near-threshold fatigue crack growth behaviour of cast Al-SiC_p composites", Acta Materialia, vol. 44 n°6, p. 2249-2257, 1996.
- [LEE92] H.L. Lee, W.H. Lu, S.L.I. Chan, "Aging behavior of powder metallurgy composite", Scripta Metallurgica, vol. 26, p. 1723-1726, 1992.
- [LEF96] G. Le Flao, " Conception, réalisation et validation d'une micromachine de fatigue pour essais in-situ dans un microscope électronique à balayage", rapport de stage IUT effectué à l'Ecole Centrale de Lille, au Laboratoire de Mécanique et Matériaux, 1996.
- [LEMA96] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, "Mécanique des Matériaux solides", Editions Dunod (2^e édition), Paris, 1996.
- [LET96] S. Letaut, " Asservissement d'une micromachine de fatigue", rapport de DEA E.C.Lille, L.M.L., URA CNRS 1441, 1996.
- [LEVI93] M. Levin, B. Karlsson, "Crack initiation and growth during low-cycle fatigue of discontinuously reinforced metal-matrix composites", International Journal of Fatigue, vol. 15 n°5, p. 377-387, 1993.
- [LI92] K. Li, X.D. Jin, B.D. Yan, P.X. Li, "Effect of SiC particles on fatigue crack propagation in SiC/Al composites", Composites, vol. 23 n°1, p. 54-58, 1992.
- [LI96] H. Li, L.Z. Sun, J.B. Li, Z.G. Wang, "X-Ray stress measurement and FEM analysis of residual stress distribution near interface in bonded ceramic/metal compounds", Scripta Materialia, vol. 34 n°9, p. 1503-1508, 1996.
- [LIU96] Y.L. Liu, "A study on flow stress of Al-SiC composites deformed in a large range of strain", Scripta Materialia, vol. 35 n°2, p. 253-259, 1996.

- [LLOB91] J. Llorca, A. Needleman, S. Suresh, "An analysis of the effects of matrix void growth on deformation and ductility in metal-ceramic composites", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 39 n°10, p. 2317-2335, 1991.
- [LLOR92] J. Llorca, S. Suresh, A. Needleman, "An experimental and numerical study of cyclic deformation in metal-matrix composites", Metallurgical transactions, vol. 23A, p. 919-934, 1992.
- [LLOR93] J. Llorca, A. Martin, J. Ruiz, M. Elices, "Particulate fracture during deformation of a spray formed metal-matrix composite", Metallurgical transactions, vol. 24A, p. 1-13, 1993.
- [LLOR94] J. Llorca, "The cyclic stress-strain curve of discontinuously-reinforced Al- and Mg-based composites", Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 30 n°6, p. 755-760, 1994.
- [LLOR95] J. Llorca, "An analysis of the influence of reinforcement fracture on the strength of discontinuously-reinforced metal-matrix composites", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 43 n°1, p. 181-192, 1995.
- [LLOY91] D.J. Lloyd, "Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 39 n°1, 1991.
- [LLOY94] D.J. Lloyd, "Particulate reinforced aluminium and magnesium matrix composites", International Metal Review, vol. 39, p. 1-23, 1994.
- [MAIR95] E. Maire, C. Verdu, G. Lormand, R. Fougères, "Study of the damage mechanisms in an OSPREY™ Al alloy-SiCp composite by scanning electron microscope in situ tensile tests", Materials Science and Engineering, vol. 196A, p. 135-144, 1995.
- [MAMM95] A.A. Mammoli, M.B. Bush, "Effects of reinforcement geometry on the elastic and plastic behaviour of metal matrix composites", Acta metallurgica et materialia, vol. 43 n°10, p. 3743-3754, 1995.
- [MASO97] J.J. Mason, R.O. Ritchie, "Fatigue crack growth resistance in SiC particulate and whisker reinforced P/M 2124 aluminium matrix composites", Materials Science and Engineering, vol. 231A, p. 170-182, 1997.
- [MASU90] C. Masuda, Y. Tanaka, M. Fukazawa, "Fatigue fracture mechanisms of SiC whiskers or SiC particulates reinforced aluminium matrix composites", Advanced Composites Materials, Proceeding of the 1st France-Japan Seminar on Composite Materials , p. 62-67, 1990.

- [MUMM93] P.M. Mummery, B. Derby, C.B. Scruby, "Acoustic emission from particulate-reinforced metal-matrix composites", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 41 n°5, p. 1434-1445, 1993.
- [NAIR85] S.V. Nair, J.K. Tien, R.C. Bates, "SiC reinforced aluminium metal matrix composites", International Metal Review, vol. 30, p. 275-290, 1985.
- [NAIR91] S.V. Nair, H.G. Kim, "Thermal residual stress effects on constitutive response of a short fiber or whisker reinforced metal matrix composite", Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 25, p. 2359-2364, 1991.
- [NARD86] V.C. Nardone, K.M. Prewo, Scripta Metallurgica, 1986, vol. 20, p. 43.
- [NARD89] V.C. Nardone, K.M. Prewo, "Comment on "A comparison of PM vs melted SiC/Al composites" ", Scripta Metallurgica, vol. 23, p. 291-292, 1989.
- [NEED78] A. Needleman, J.R. Rice, "Limits to ductility set by plastic flow localization", Mechanics of Sheet Metal Forming, p. 273-277, 1978.
- [NEED84] A. Needleman, V. Tverggard, "An analysis of ductile rupture in notched bars", Journal of Mechanics and Physics of Solids, vol. 32 n°6, p. 461-490, 1984.
- [NUTT86] S.R. Nutt, J.M. Duva, "A failure mechanism in Al-SiC composites", Scripta Metallurgica, vol. 20, p. 1055-1058, 1986.
- [NUTT87] S.R. Nutt, A. Needleman, "Void nucleation at fiber ends in Al-SiC composites", Scripta Metallurgica, vol. 21, p. 705-710, 1987.
- [OGAW93] T. Ogawa, T. Ochi, K. Tokaji, "Fatigue crack growth behaviour and fracture resistance in ceramics", Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 16 n°8, p. 837-849, 1993.
- [ORGA89] A. Organisata, S. Thery, C. Levailant, J. Heritier, F. Chevet, "Thermomechanical treatments of 2124 Al alloys reinforced by 25% SiC influence on microstructure and mechanical properties", Mémoires et Etudes Scientifiques, Revue de Metalurgie, p. 347-355, 1989.
- [POZA95] P. Poza, J. Llorca, "Mechanical behavior and failure micromechanisms of Al/Al₂O₃ composites under cyclic deformation", Metallurgical and materials transactions, vol. 26A, p. 3131-3141, 1995.
- [RACK88] H.J. Rack, "Fabrication of high performance powder-metallurgy Aluminium matrix composites", Ad. Mat. And Manuf. Processes, vol. 3, p. 327-358, 1988.

- [RATN94] P.L. Ratnaparkhi, J.M. Howe, "Characterization of a diffusion-bonded Al-Mg alloy/SiC interface by high resolution and analytical electron microscopy", Metallurgical and materials transactions, vol. 25A, p. 617-627, 1994.
- [RIOS96] E.R. De Los Rios, C.A. Rodopoulos, J.R. Yates, "Modeling the conditions for fatigue failure in metal matrix composites", Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 19 n°9, p. 1093-1105, 1996.
- [RITC88] R.O. Ritchie, "Mechanisms of fatigue crack propagation in composites : rôle of crack tip shielding", Materials Science and Engineering, vol. 103A, p. 15-28, 1988.
- [ROAT97] A. Roatta, R.E. Bolmaro, "An Eshelby inclusion-based model for the study of stresses and plastic strain localization in metal matrix composites I : General formulation and its application to round particles", Materials Science and Engineering, vol. 229A, p. 182-191, 1997.
- [ROME96] J.C. Romero, L. Wang, R.J. Arsenault, "Interfacial structure of SiC/Al composite", Materials Science and Engineering, vol. 212A, p. 1-5, 1996.
- [SEKI95] H. Sekine, R. Chen, "A combined microstructure strengthening analysis of SiCp/Al metal matrix composites", Composites, vol 26 n°3, p. 183-188, 1995.
- [SHAN88] J.K. Shang, W. Yu, R.O. Ritchie, "Rôle of silicon carbide particules in fatigue crack growth in SiC-particulate-reinforced aluminium alloy composites", Materials Science and Engineering, vol. 102A, p. 181-192, 1988.
- [SHAN89] J.K. Shang, R.O. Ritchie, "On the particle size dependence of fatigue crack propagation threshold in SiC-particulate-reinforced aluminium-alloy composites : role of crack closure and crack trapping", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 37 n°8, p. 2267-2278, 1989.
- [SIDO95] Sidolo, "Simulation et Identification des Lois de Comportement. Notice d'utilisation", 1995.
- [SRIV92] T.S. Srivatsan, R. Auradkar, "Effect of silicon carbide particulate on cyclic plastic strain response characteristics and fracture of aluminium alloy composites", International Journal of Fatigue, vol. 14 n°6, p. 355-366, 1992.
- [STEG98] D. Steglich, W. Brocks, "Micromechanical modeling of damage and fracture of ductile materials", Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 21, p. 1175-1188, 1998.

- [STRA90] M. Strangwood, C.A. Hipsley, J.J. Lewandowski, "Segregation to SiC/Al interfaces in Al based metal matrix composites", Scripta Metallurgica, vol. 24 n°8, p. 1483-1487, 1990.
- [SUER93] M. Suéry, C. Teodosiu, L.F. Menezes, "Thermal residual stresses in particle-reinforced viscoplastic metal matrix composites", Materials Science and Engineering, vol. 167A, p. 97-105, 1993.
- [SUN92] Z.M. Sun, J.B. Li, Z.G. Wang, W.J. Li, "Residual stresses in silicon carbide particulate reinforced aluminium composites", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 40 n°11, p. 2961-2966, 1992.
- [SURE89] S. Suresh, T. Christman, Y. Sugimura, "Accelerated aging in cast Al alloy-SiC particulate composites", Scripta Metallurgica, vol. 23, p. 1599-1602, 1989.
- [TENG94] Y.H. Teng, J.D. Boyd, "Measurement of interface strength in Al/SiC particulate composites", Composites, vol. 25 n°10, p. 906-912, 1994.
- [THIO94] A. Thionnet, J. Renard, "Une approche multi-échelle pour la détermination d'un critère de décohésion fibre/matrice dans un composite SiC/Titane", Revue des composites et des matériaux avancés, vol. 8 n°1, p. 53-72, 1994.
- [THOM94] M.P. Thomas, J.E. King, "Quench sensitivity of 2124 Al alloy and Al/SiC_p metal matrix composite", Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 31 n°2, p. 209-214, 1994.
- [TODA97] H. Toda, T. Kobayashi, "Simulation of crack propagating in discontinuously reinforced metal matrix composite", Metallurgical and materials transactions, vol. 28A, p. 2149-2157, 1997.
- [TOKA99] H. Tokaji, H. Shiota, K. Kobayashi, "Effect of particle size on fatigue behaviour in SiC particulate-reinforced aluminium alloy composites", Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 22, p. 281-288, 1999.
- [TVER82] V. Tvergaard, "On the localization in ductile materials containing spherical voids", International Journal of Fracture, vol. 17, p. 237-252, 1982.
- [TVER90] V. Tvergaard, "Analysis of tensile properties for a whisker-reinforced metal-matrix composite", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 38 n°2, p. 185-194, 1990.
- [TVER95] V. Tvergaard, "Fibre debonding and breakage in a whisker-reinforced metal", Materials Science and Engineering, vol. 190A, p. 215-222, 1995.
- [VASU95] A.K. Vasudevan, K. Sadananda, "Fatigue crack growth behavior of composites", Metallurgical and materials transactions, vol. 26A, p. 3199-3210, 1995.

- [VOGE86] M. Vogelsan, R.J. Arsenault, R.M. Fisher, "An in situ HVEM study of dislocation generation at SiC/Al interfaces in metal matrix composites", Metallurgical transactions, vol. 17A, p.379-389, 1986.
- [WANG91] Z. Wang, R.J. Zhang, "Mechanical behavior of cast particulate SiC/Al (A356) metal matrix composites", Metallurgical Transactions, vol. 22A, p. 1585-1593, 1991.
- [WANG94] W. Wang, F. Ajersh, J.P.A. Löfvander, "Si phase nucleation on SiC particulate reinforcement in hypereutectic Al-Si alloy matrix", Materials Science and Engineering, vol. 197A, p. 65-75, 1994.
- [WANG95] B. Wang, G.M. Janowski, B.R. Patterson, "SiC particulate cracking in powder metallurgy process aluminum matrix composite materials", Metallurgical and materials transactions, vol. 26A, p. 2457-2467, 1995.
- [WANG96] L. Wang, Z.M. Sun, T. Kobayashi, H. Toda, Z.G. Wang, "Cyclic deformation and low cycle fatigue behavior in a 6061Al/22vol.%SiC whisker composite", Materials transactions, vol. 37 n°4, p. 762-768, 1996.
- [WATT96] D.F. Watt, X.Q. Xu, D.J. Lloyd, "Effects of particle morphology and spacing on the strain fields in a plasticity deforming matrix", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 44 n°2, p. 789-799, 1996.
- [XUA96] X.Q. Xu, D.F. Watt, "A finite element analysis of plastic relaxation and plastic accumulation at second phase particles", Acta Materialia, vol. 44 n°2, p. 801-811, 1996.
- [XUB96] X.Q. Xu, D.F. Watt, "A numerical analysis of the effects of reinforcement content on strength and ductility in Al/(SiC)_p MMCs", Acta Materialia, vol. 44 n°11, p. 4501-4511, 1996.
- [ZHAN91] R.J. Zhang, Z. Wang, C. Simpson, "Fatigue fractography of particulate-SiC-reinforced Al (A356) cast alloy", Materials Science and Engineering, vol. 148A, p. 53-66, 1991.

ANNEXES

LOIS D'ECROUISSAGE UTILISEES**ECROUISSAGE ISOTROPE**

Nous avons déjà introduit le modèle d'érouissage isotrope de manière explicite dans le cas d'un chargement monotone unidirectionnel (cf. §I.3.1.2.2). Dans ce cas, le seuil de plasticité unidimensionnel est la limite d'élasticité. La généralisation de cette notion au cas tridimensionnel est le "critère de plasticité". Il définit le domaine dans lequel toute variation de contrainte n'engendre que des variations de déformations élastiques. La frontière du domaine d'élasticité est appelée "surface de charge" et son équation est appelée "fonction de charge". Celle-ci fait intervenir a priori toutes les composantes σ_{ij} du tenseur des contraintes $\overline{\sigma}$, ainsi que le seuil de plasticité σ_s :

$$f(\sigma_{ij}, \sigma_s) = 0$$

Le critère de Von Mises, qui est le critère isotrope le plus couramment utilisé, fait intervenir le second invariant du tenseur des contraintes :

$$J_2(\overline{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2} \overline{\sigma} : \overline{\sigma}}$$

où :

- $\overline{\sigma}' = \overline{\sigma} - \sigma_H \overline{1}$ est le tenseur déviateur des contraintes ;
- $\sigma_H = \frac{1}{3} \text{Tr}(\overline{\sigma})$ est la contrainte hydrostatique ;
- $\overline{1}$ est le tenseur unité du second ordre.

Le critère de Von Mises s'écrit :

$$f = J_2(\overline{\sigma}) - \sigma_s = 0$$

Le terme de critère (isotrope ici) s'applique à un état figé. Au contraire, l'érouissage traduit une évolution (celle du seuil de plasticité σ_s), l'érouissage isotrope correspondant à une transformation homothétique de la surface de charge (ou du domaine d'élasticité) par dilatation. Ainsi, la loi d'érouissage isotrope associée au critère de Von Mises est la loi de

Prandtl-Reuss. Celle-ci utilise comme variable le seuil de plasticité : c'est la somme d'une fonction dépendant de la déformation plastique cumulée p et de la limite d'élasticité initiale k :

$$\sigma_s = R(p) + k$$

$$\text{où } p = \int_0^t \left[\frac{2}{3} \dot{\bar{\epsilon}}^p(\tau) : \dot{\bar{\epsilon}}^p(\tau) \right]^{1/2} d\tau$$

le critère de Von Mises s'écrit alors :

$$f = J_2(\bar{\sigma}) - R(p) - k = 0$$

Le comportement est élastique lorsque $f < 0$, plastique avec écoulement par écrouissage lorsque $f = 0$ et $df = 0$; la décharge est élastique lorsque $f = 0$ et $df < 0$. La fonction $R(p)$ représente la variable d'écrouissage isotrope, dont l'évolution dR est non linéaire et peut être représentée par la loi suivante [LEMA96] :

$$dR = b(Q - R)dp,$$

où b et Q désignent deux constantes caractéristiques du matériau et dp l'incrément de déformation plastique cumulée.

Dans le cadre de la modélisation du comportement cyclique des matériaux, l'inconvénient de l'écrouissage isotrope est qu'il ne permet pas de rendre compte de l'évolution des boucles d'hystérésis. par exemple, en contrainte imposée (à amplitude constante), une fois la contrainte seuil atteinte lors du premier chargement (traction par exemple), le second chargement (compression) ne permet plus de sortir du domaine d'élasticité, et il n'y a alors plus de boucles d'hystérésis sur les cycles suivants, devenus purement élastiques (c'est l'adaptation).

ECROUISSAGE CINEMATIQUE

L'écrouissage cinématique correspond à la translation de la surface de charge. La variable d'écrouissage cinématique \bar{X} indique la position actuelle de la surface de charge :

$$f = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}) - k$$

où k est la limite d'élasticité initiale.

Le critère de plasticité reste couramment celui de Von Mises. La loi d'écouissage cinématique la plus simple est la loi linéaire de Prager-Ziegler, qui traduit l'évolution linéaire $\overline{d\bar{X}}$ de la variable d'écouissage cinématique $\overline{\bar{X}}$:

$$d\overline{\bar{X}} = C_0 d\overline{\varepsilon^p} = \frac{2}{3} C d\overline{\varepsilon^p}$$

où $d\overline{\varepsilon^p}$ est le tenseur incrément de déformation plastique, et C une constante du matériau.

L'inconvénient de la loi de Prager-Ziegler, qui impose une proportionnalité entre $d\overline{\varepsilon^p}$ et $d\overline{\bar{X}}$, peut être levé par l'utilisation d'une loi d'écouissage cinématique non linéaire :

$$d\overline{\bar{X}} = \frac{2}{3} C d\overline{\varepsilon^p} - \gamma \overline{\bar{X}} d\overline{\varepsilon^p}$$

où γ est une constante caractéristique du matériau. Le second terme est un terme de rappel (ou relaxation), qui introduit un effet de mémoire du trajet de la déformation plastique. Cet effet est particulièrement intéressant pour rendre compte des phénomènes cycliques.

ECROUISSAGE ISOTROPE NON LINEAIRE - CINEMATIQUE NON LINEAIRE

Il s'agit de la combinaison d'un écouissage isotrope non linéaire et d'un écouissage cinématique non linéaire. Les lois d'évolution qui le caractérisent sont celles définies précédemment. La surface de charge s'écrit alors [LEMA96] :

$$f = J_2(\overline{\sigma} - \overline{\bar{X}}) - R - k$$

CELLULE DE CHARGE DE LA MICROMACHINE

OBJECTIFS

Dès la conception et la réalisation de la micromachine achevées, à partir de 1996, il s'agissait pour le laboratoire de disposer, sur la micromachine de fatigue, d'une cellule de charge destinée à réaliser des essais in-situ dans un MEB, pilotés en charge. En effet, il n'est pas intéressant de piloter à l'aide du capteur de déplacement LVDT, puisque celui-ci mesure le déplacement relatif des traverses, et ne permet donc pas d'accéder à la déformation de la partie utile (dans le cas favorable où il existe une partie utile) de l'éprouvette, ni à la charge que supporte celle-ci [FOUR97].

CAHIER DES CHARGES - CHOIX D'UN TYPE DE CAPTEUR

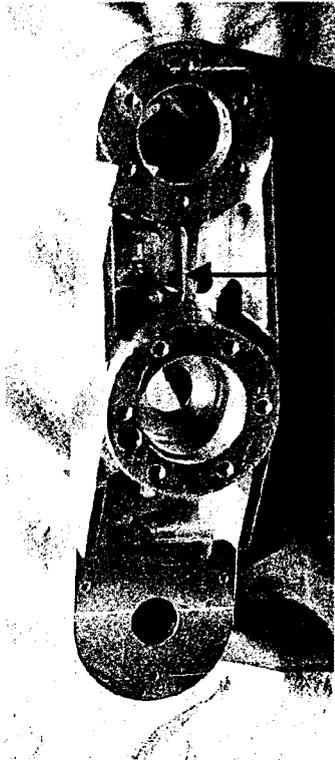
La cellule de charge devait faire partie intégrante de la micromachine de fatigue, sans interférer avec les organes de transmission (éléments de motorisation et de liaison). Nous avons donc décidé de monter la cellule de charge sur une des traverses métalliques. Pour des raisons évidentes d'encombrement et d'accessibilité (cf. §II.2.1), nous avons choisi de réaliser un capteur à jauges de déformation. Une des jauges mesure la charge transmise à l'éprouvette pendant l'essai, l'autre compense les effets indésirables existant dans la chambre du MEB (variations de pression et de température).

EMPLACEMENT DES JAUGES

Il s'agissait dès lors de déterminer la partie de la traverse la plus sensible à la déformation lors d'un essai : ce serait l'emplacement de la jauge mesurant l'effort (Figure B-1). Les traverses sont entièrement constituées de duralumin (matériau de limite conventionnelle d'élasticité $Re = 280 \text{ MPa}$, module d'Young $E = 76 \text{ GPa}$). Nous avons réalisé un calcul par éléments finis de la traverse à l'aide du logiciel Ideas, dans le cadre de l'élasticité linéaire. La simulation numérique du comportement des traverses sur IDEAS imposait une modélisation de leur géométrie (Figure B-1b) et des conditions aux limites. Ainsi, le calcul a été effectué sur une seule traverse (pour des raisons évidentes de symétrie), simplifiée (nervures en 2D, absence de congés de raccordement, de chanfreins...). Un maillage adéquat a permis au logiciel de coder le problème (Figure B-1c). La modélisation des efforts et des liaisons respecte le schéma cinématique de la micromachine (cf. §II.2.1) équipée d'une éprouvette sollicitée en traction. Les extrémités de la traverse (au niveau des vis à rouleaux) sont supposées encastées (liaisons représentées en vert sur la Figure 2) et les efforts sont modélisés par une pression normale appliquée au centre de la traverse (pression représentée en rouge). Cette pression modélise l'effort maximal de 6 kN que peut développer la micromachine. Les résultats en termes de contraintes et de déformations ont permis le choix de l'emplacement des jauges constituant la cellule de charge. Cet emplacement correspond à une nervure, indiquée sur la traverse (Figure B-1a). Sur cette nervure, la contrainte maximale atteinte lorsque la micromachine développe un effort de 6 kN est une contrainte de traction σ_{xx} (Figure B-1b) au sommet de cette nervure : $\sigma_{xx} = 40 \text{ MPa}$; la déformation correspondante vaut : $\epsilon_{xx} = 0,05 \%$. En plus d'avoir déterminé l'endroit pour coller la jauge mesurant l'effort transmis à l'éprouvette, les niveaux de contraintes et de déformations atteints valident le dimensionnement des traverses de la micromachine, puisque tout risque de plastification est évité.

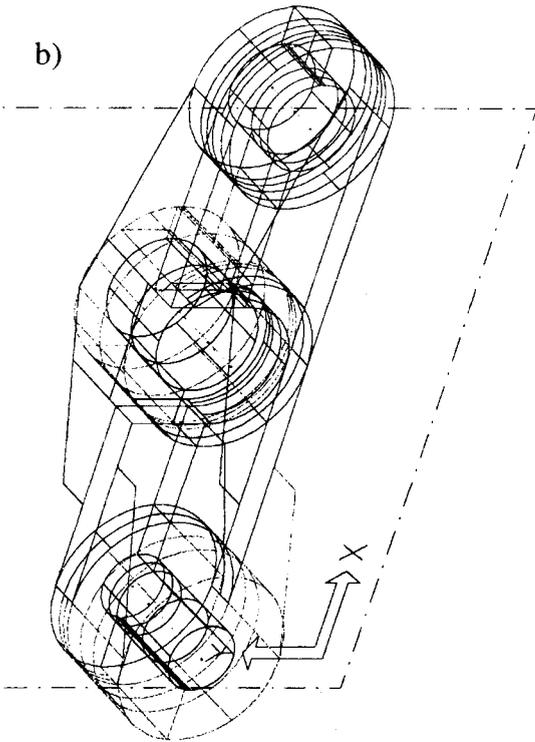
La jauge dite de "compensation" a été montée sur une partie libre (non contrainte) de la micromachine. Pour cela, une pièce provenant du même matériau a été rajoutée de telle manière que l'effort développé par la micromachine ne soit pas transmis à cette pièce. Les deux jauges ont alors été câblées de manière adjacente dans un pont de Wheatstone afin de compenser les effets indésirables dans la chambre du MEB.

a)



Emplacement choisi pour la jauge de déformation, destinée à mesurer l'effort transmis à l'éprouvette lorsque la traverse est sollicitée en traction-compression sur la micromachine de fatigue.

b)



c)

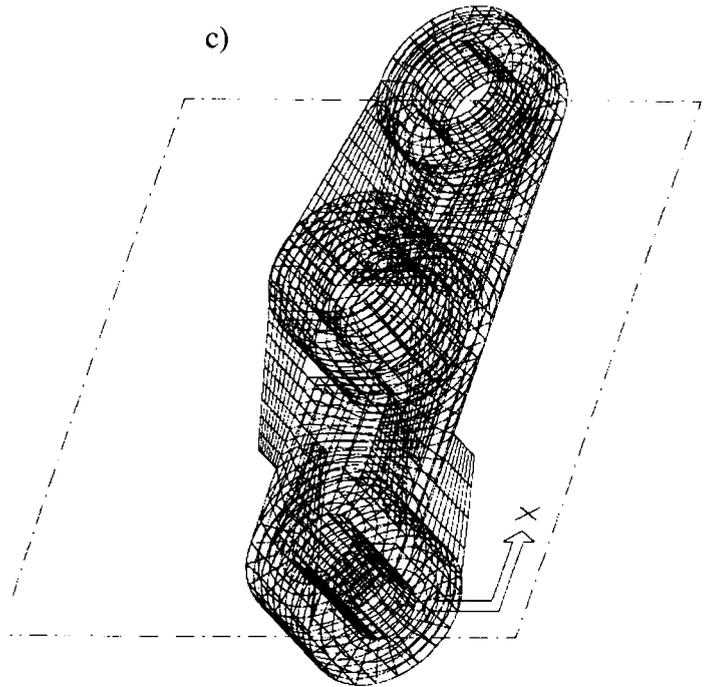


Figure B-1 : a) Photo de l'une des traverses de la micromachine, b) représentation de la traverse à l'aide du logiciel Ideas, c) maillage de la traverse pour le calcul par éléments finis.

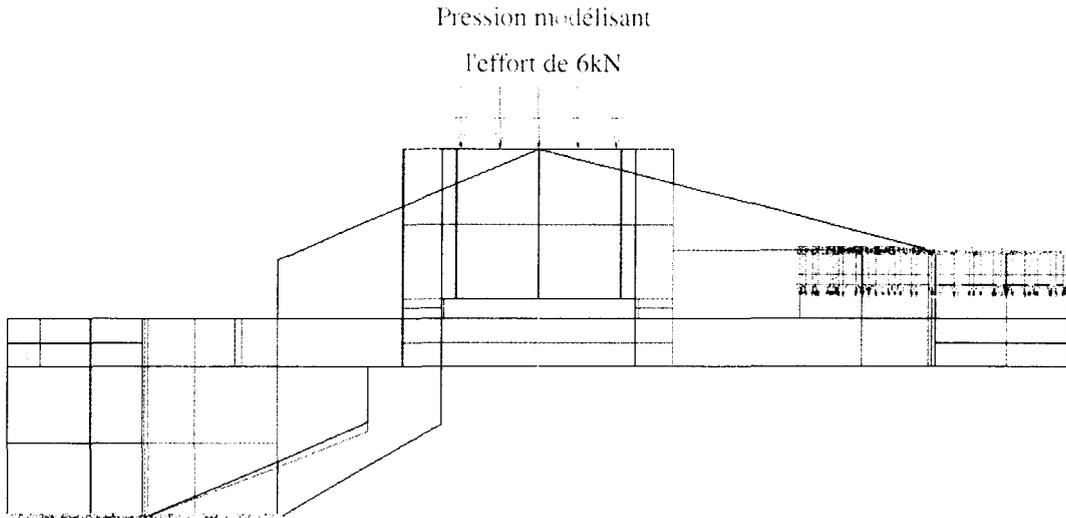


Figure 2 : Modélisation des efforts et des liaisons sur la traverse lorsque la micromachine soumet l'éprouvette à l'effort maximal de 6 kN.

ÉTALONNAGE DU CAPTEUR

Dès lors que les jauges étaient collées aux endroits déterminés, il restait à définir une procédure d'étalonnage. Le but était de trouver la relation qui existe entre la force F développée par les moteurs de la micromachine dans l'éprouvette et la tension U à la sortie du conditionneur du pont de Wheatstone. Les déformations des traverses restant dans domaine élastique, la loi est de type linéaire :

$$F = k U ,$$

où k est un coefficient à déterminer. Ce facteur k est lui-même lié à deux facteurs : le gain du conditionneur k_1 (tel que $U = k_1 \epsilon$, où ϵ est la déformation longitudinale de la nervure) fixé par l'utilisateur, et la sensibilité du capteur k_2 (tel que $F = k_2 \epsilon$, soit $k = k_2/k_1$). Pour déterminer k , il nous fallait être capable de connaître simultanément et à tout moment les valeurs respectives des grandeurs U et F .

Nous disposons au laboratoire d'une machine hydraulique de traction-compression ESH d'une capacité maximale 10 kN, ce qui est supérieur à la charge maximale qu'est supposée

développer la micromachine de fatigue (6 kN). Nous n'avons utilisé de la machine ESH que la cellule de charge et le bâti (Figure B-3 et Figure B-4). Pour nous rapprocher au plus près des futures conditions d'essais sur la micromachine, c'est directement en pilotant les moteurs que la charge a été imposée aux traverses de la micromachine. Un montage adaptatif permettait de prendre la micromachine entre deux mors. Aucune éprouvette n'a été montée, ni sur la micromachine, ni sur la machine ESH. En fait, ici, la micromachine a joué le rôle de l'éprouvette. L'acquisition a été effectuée en simultané sur la charge (F) mesurée par la cellule de la machine ESH et sur la déformation (ϵ) de la traverse mesurée par la jauge.

Nous avons réalisé plusieurs courbes d'étalonnage (dont une est donnée sur la Figure B-5). Elles sont toutes linéaires ou quasi-linéaires du type $U=a.F$ avec un coefficient de corrélation très proche de 1. Le but de la répétition de ces courbes était la détermination des caractéristiques intrinsèques au capteur : stabilité, fidélité, précision, linéarité, hystérésis [réf. VISHAY]. Les caractéristiques déduites de l'ensemble des courbes d'étalonnage sont les suivantes :

- dérive de l'équilibre : **0,3% par heure**

(traduit, en l'absence de charge et sans cause thermique, les variations du déséquilibre initial du pont, pour une période de temps donnée ; s'exprime en pourcentage de l'échelle totale de sortie)

- stabilité : **0,8% par heure**

(traduit les variations du signal de sortie sous charge constante en fonction du temps ; s'exprime à charge maximale (ici environ 6kN) , toutes autres grandeurs étant constantes, en pourcentage de l'échelle totale de sortie (ici environ 1,5 V) pour une période de temps donnée)

- fidélité : **3,0%**

(traduit l'écart maximal entre les signaux de sortie obtenus par les applications successives de la même charge dans les mêmes conditions ; s'exprime en pourcentage de l'échelle totale de sortie)

- précision : **3,2%**

(représente la plus petite grandeur dont on est sûr qu'elle est supérieure à la différence entre la charge réelle appliquée et la valeur évaluée d'après la courbe d'étalonnage ; s'exprime en pourcentage de la charge maximale)

- linéarité : 2,0%

(traduit l'écart maximal entre la courbe d'étalonnage et une droite tracée entre les points représentatifs à une charge nulle et d'une charge maximale ; s'exprime en pourcentage de l'échelle totale de sortie)

- hystérésis : 1,3%

(traduit l'écart maximal entre les signaux de sortie obtenus pour une même charge mais pour deux modes d'application différents : à charge croissante à partir de zéro et à charge décroissante à partir de la charge maximale respectivement ; est donné pour une charge égale à la moitié de la charge maximale, et s'exprime en pourcentage de l'échelle totale de sortie)

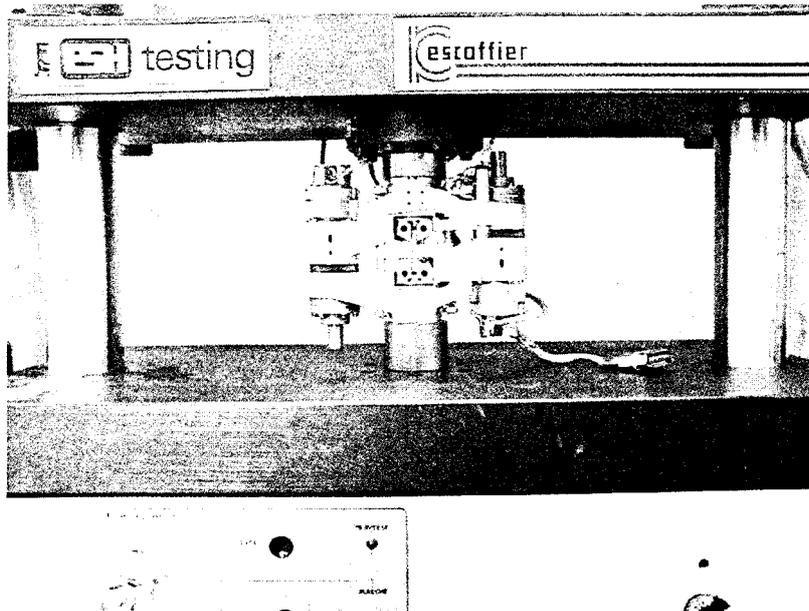


Figure B-3 : Dispositif expérimental d'étalonnage de la micromachine.

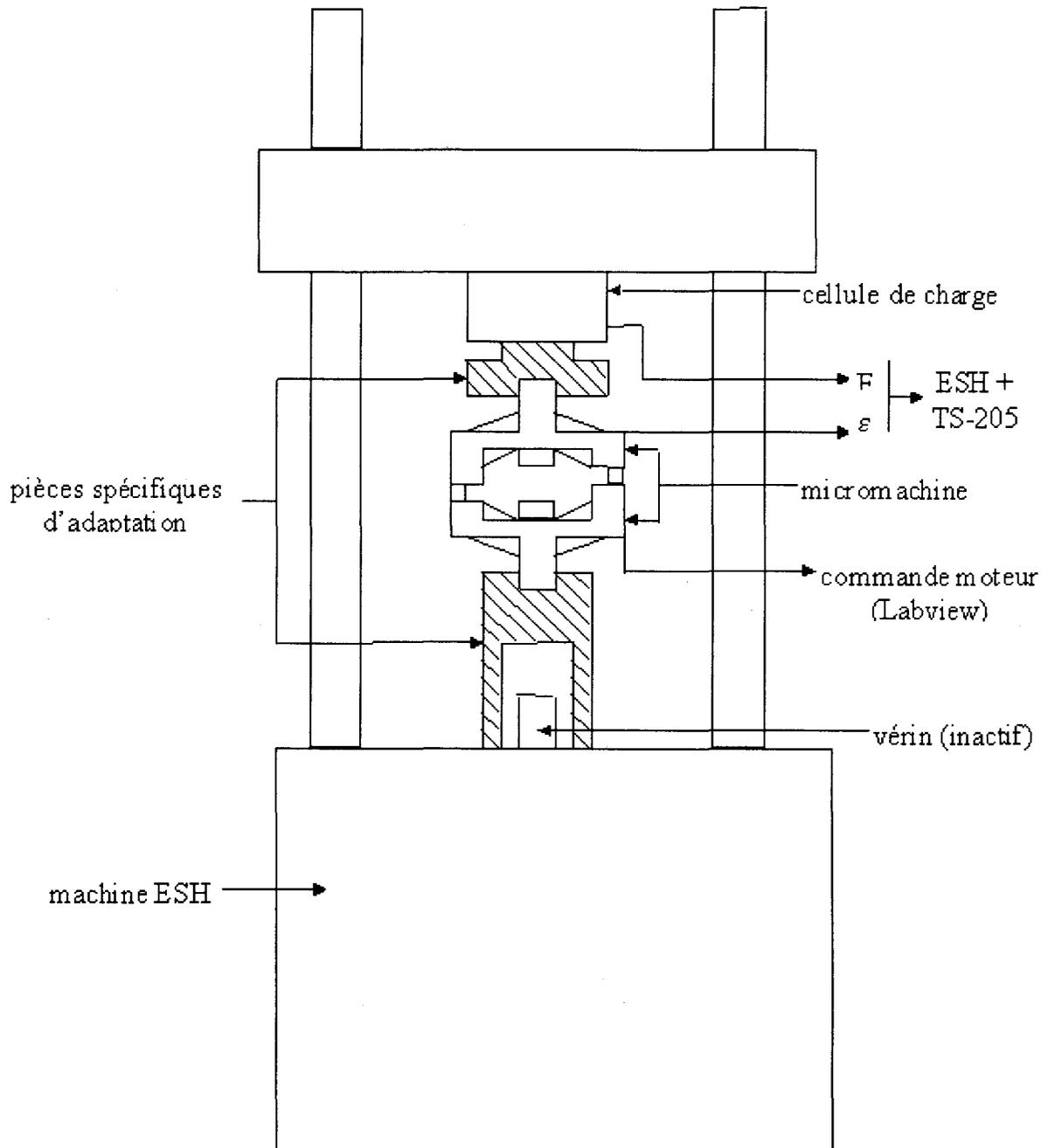


Figure B-4 : : Schéma du dispositif expérimental d'étalonnage de la micromachine.

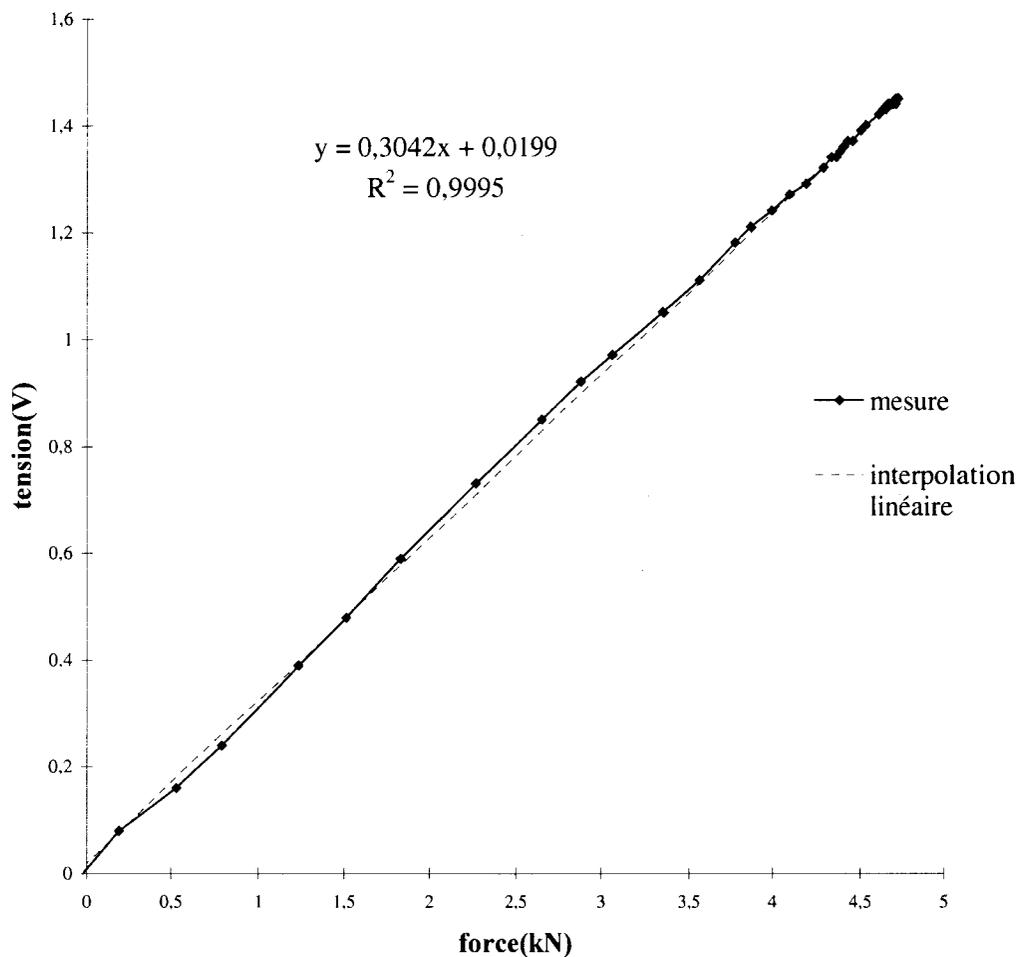


Figure B-5 : Courbe d'étalonnage du capteur de force.

Le gain k_1 a été évalué à environ 3000. Par ailleurs, d'après le calcul par éléments finis, la sensibilité du capteur k_2 serait voisine de 10^7 . Ceci impliquerait pour le facteur k une valeur de :

$$k = k_2/k_1 = 3,33 \cdot 10^3 \text{ N/V}$$

Ceci impliquerait la relation suivante : $U = 3 \cdot 10^{-1} \text{ V/kN}$, ce qui correspond au résultat de la Figure B-5. Ceci valide le calcul par éléments finis, et du même coup l'emplacement de la jauge mesurant l'effort.

Essai in-situ en fatigue oligocyclique : microfissures secondaires développées à la surface de l'éprouvette (cf § II.5.1.)

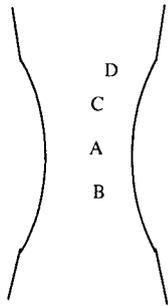
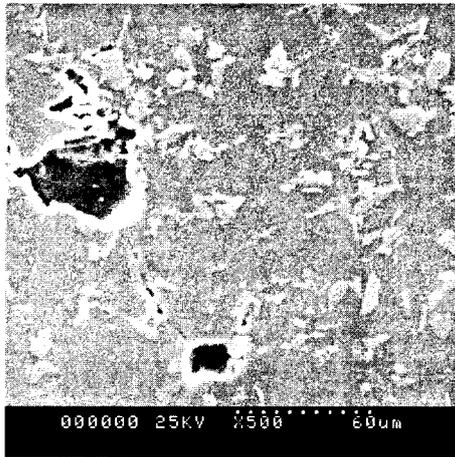
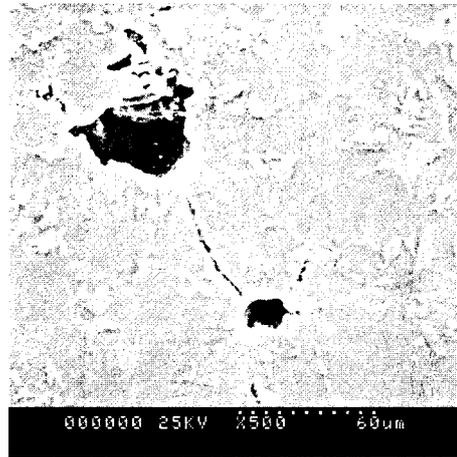


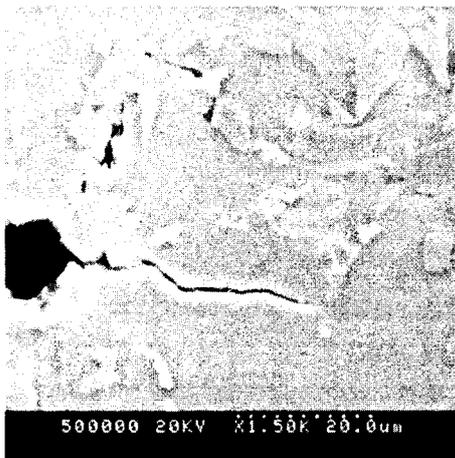
Figure C-1 : Localisation des microfissures observables à la surface de l'éprouvette lisse



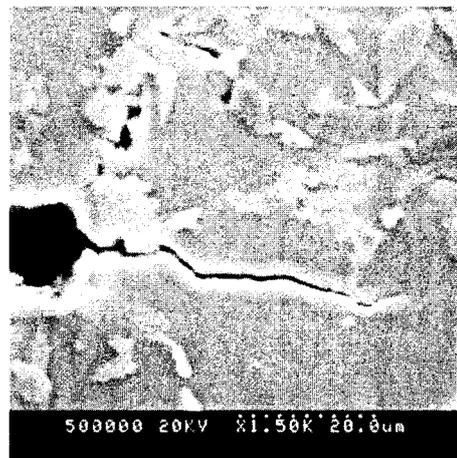
a)



b)

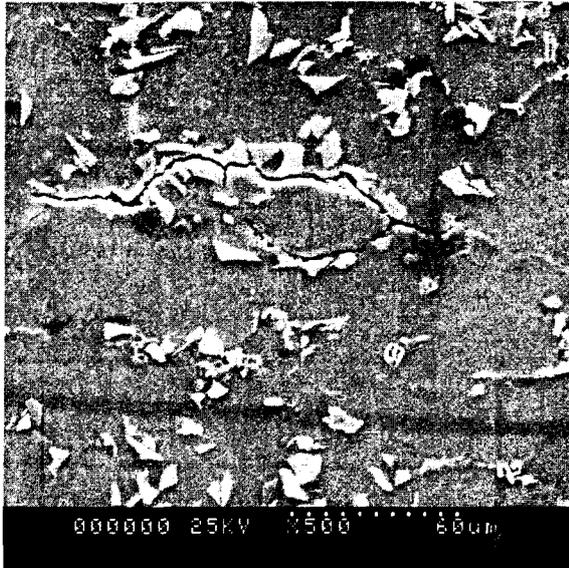


c)

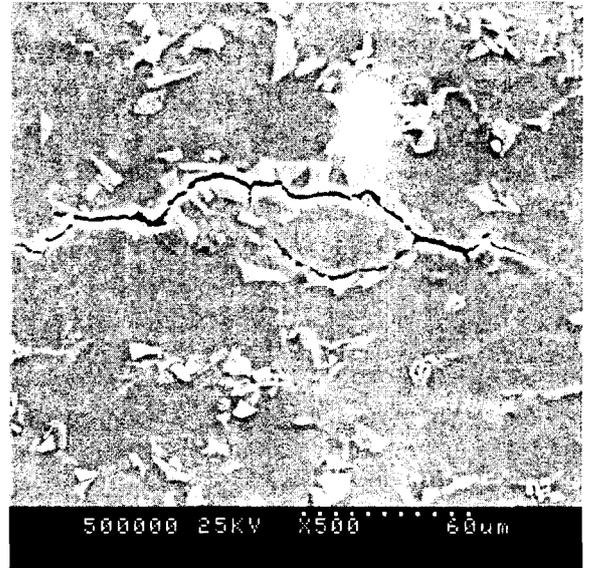


d)

Figure C-2 : microfissures observées en A, a) éprouvette vierge, défauts d'élaboration et microfissures initiales, b) 200^e cycle, c) 650^e cycle, d) 800^e cycle.

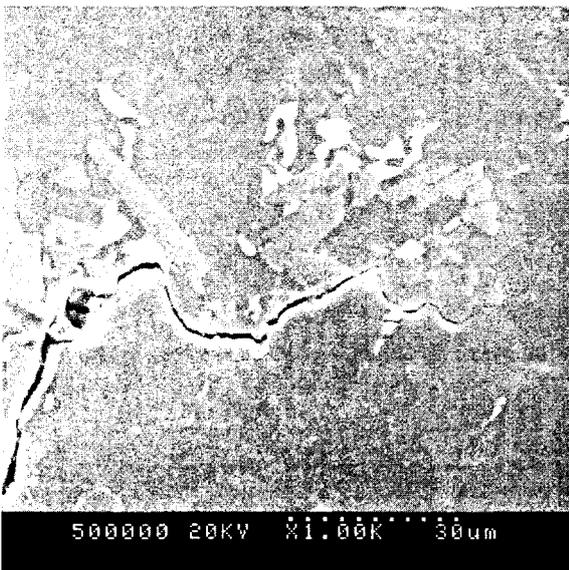


a)

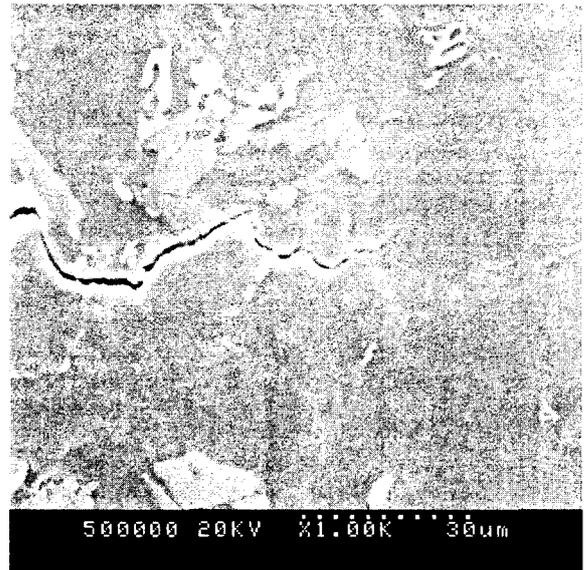


b)

Figure C-3 : microfissure amorcée en B, a) 60^e cycle, b) 600^e cycle.

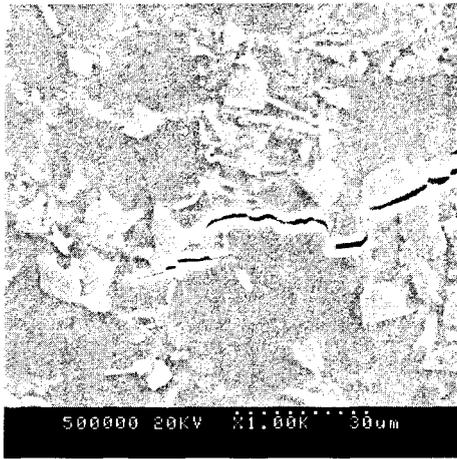


a)

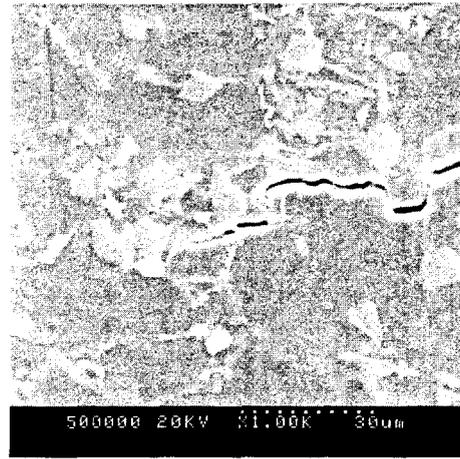


b)

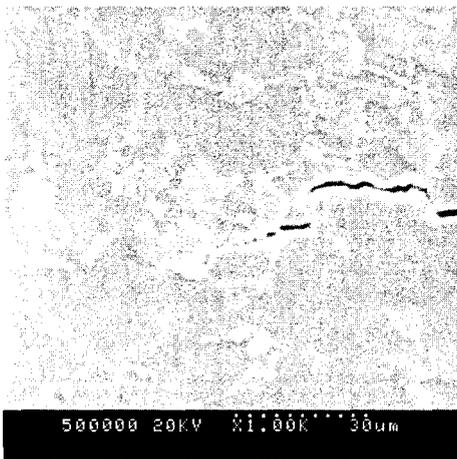
Figure C-4 : microfissure amorcée en C, a) 650^e cycle, b) 800^e cycle.



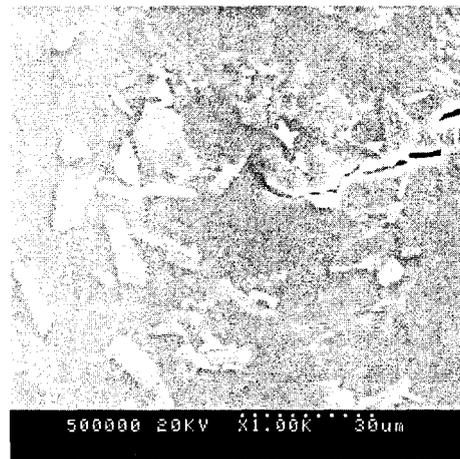
a)



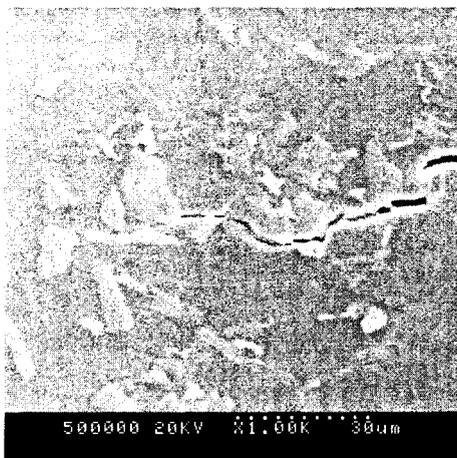
b)



c)



d)



e)

Figure C-4 : microfissure amorcée en D, a) 650° cycle, b) 750° cycle, c) 800° cycle, d) 850° cycle, e) 900° cycle.

**Essai in-situ de propagation de fissure par fatigue (cf. § II.5.2.) : évolution
du 1750^e cycle jusqu'à la rupture finale**

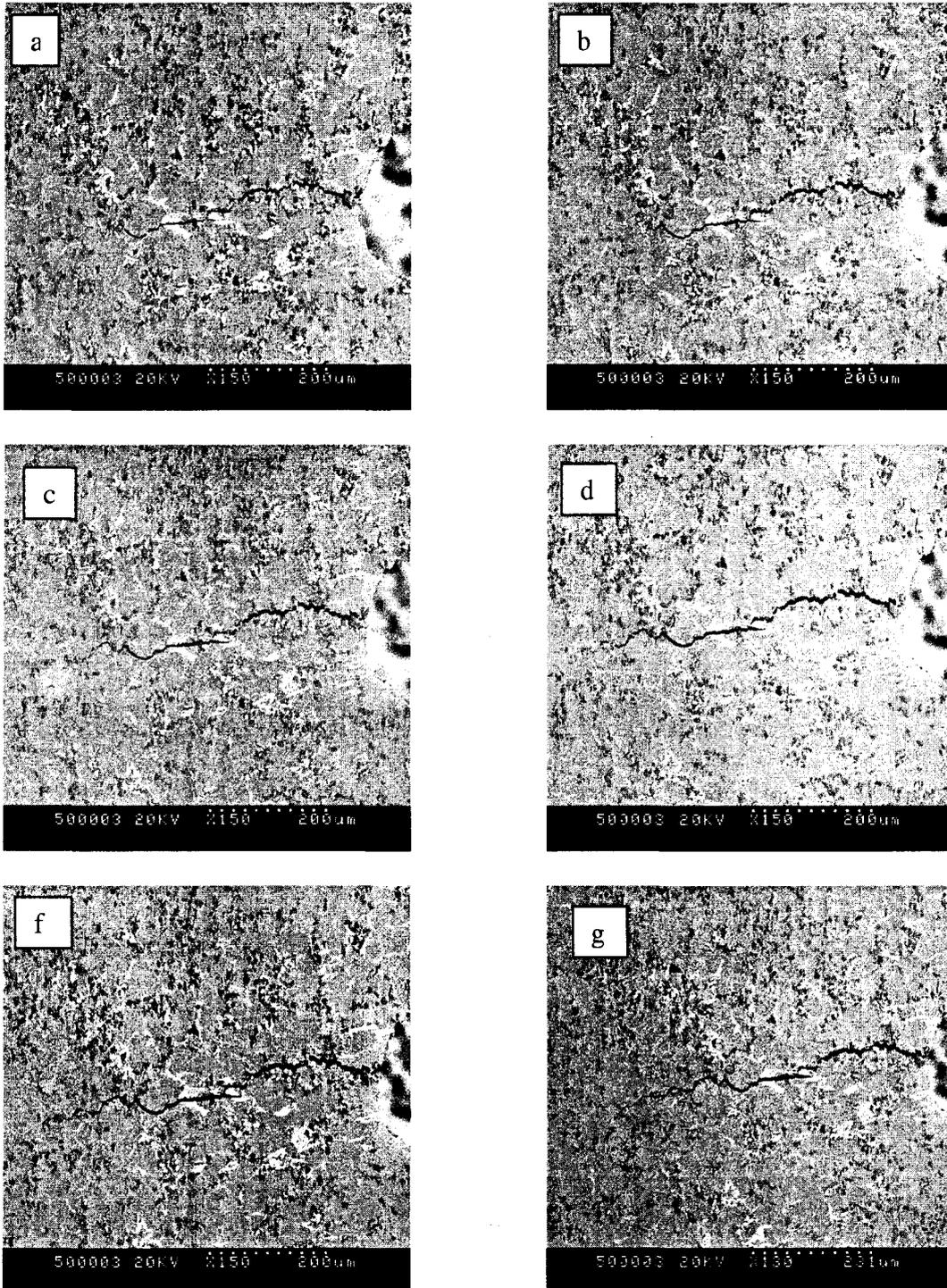


Figure D-1 : a) 1750^e cycle, b) 1860^e cycle, c) 2000^e cycle, d) 2050^e cycle, e) 2100^e cycle, f) 2150^e cycle.

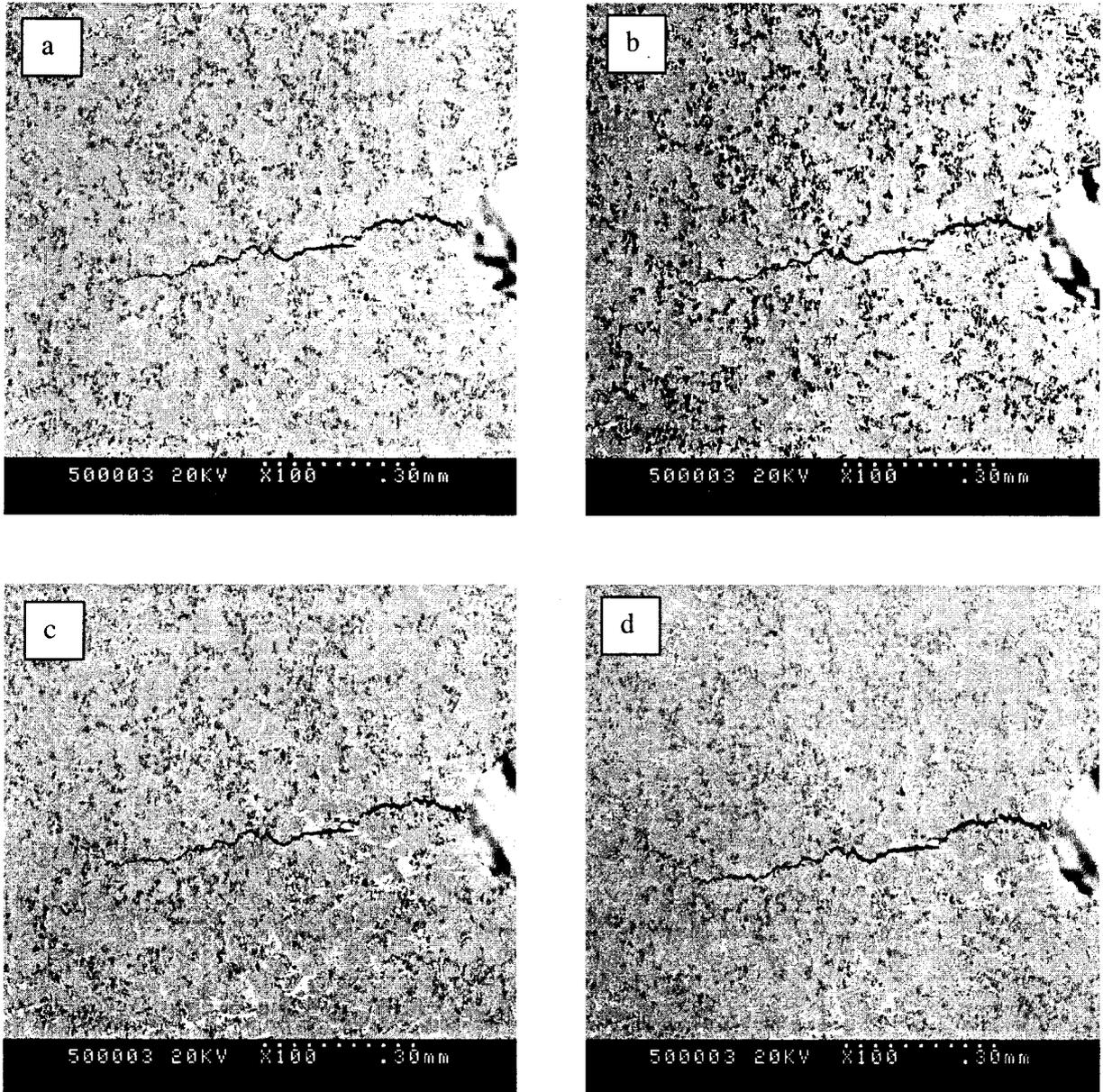


Figure D-2: a) 2200° cycle, b) 2550° cycle, c) 2850° cycle, d) 3100° cycle.

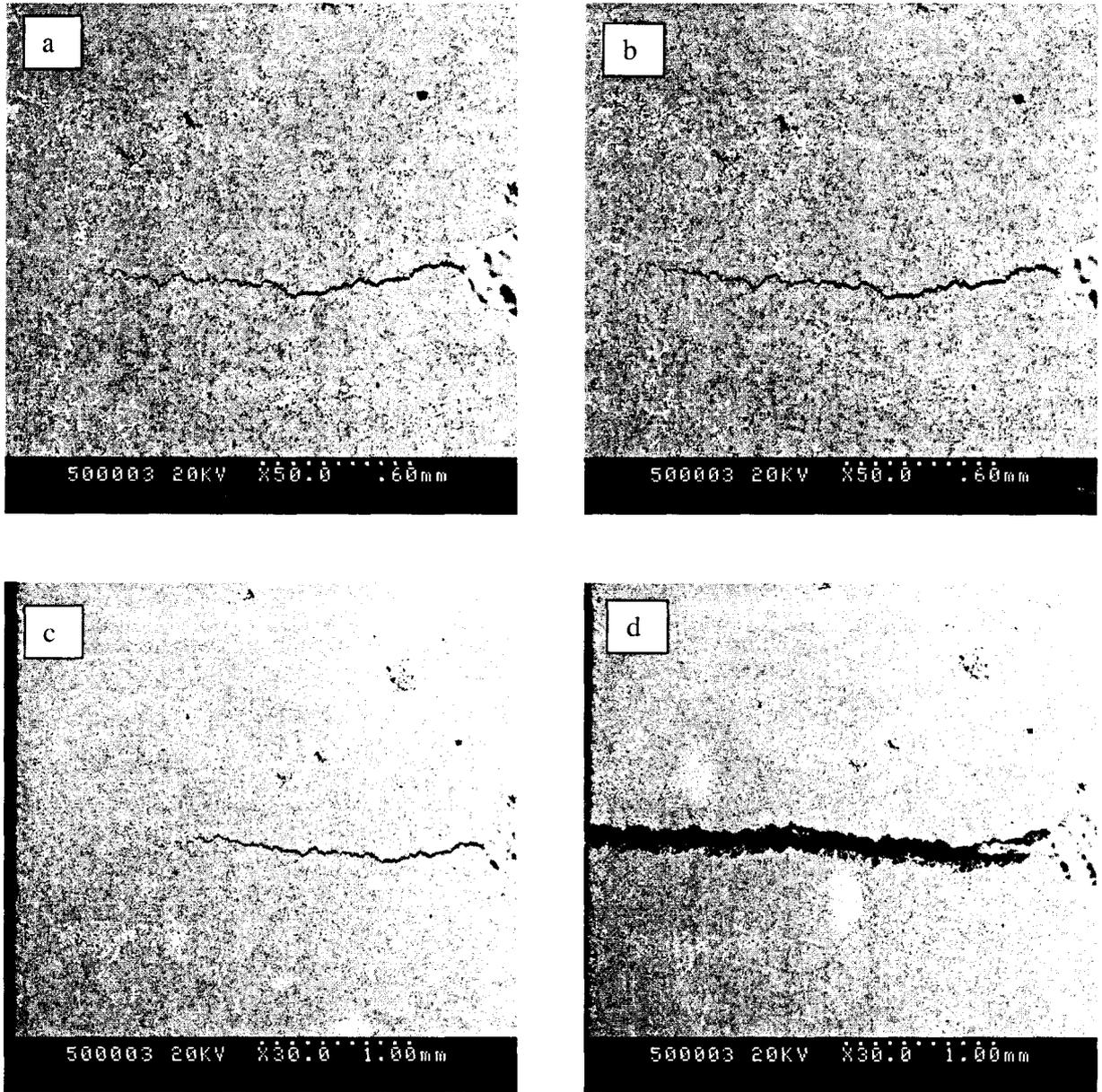


Figure D-3 : a) 3700° cycle, b) 3750° cycle, c) 3800° cycle, d) 3807° cycle : rupture.

