



HAL
open science

Modèle d'endommagement de fatigue en lien avec la microstructure dans un alliage d'aluminium

Manon Lenglet

► **To cite this version:**

Manon Lenglet. Modèle d'endommagement de fatigue en lien avec la microstructure dans un alliage d'aluminium. Matériaux. Université Paris sciences et lettres, 2024. Français. NNT : 2024UPSLM007 . tel-04673328

HAL Id: tel-04673328

<https://pastel.hal.science/tel-04673328v1>

Submitted on 20 Aug 2024

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

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

THÈSE DE DOCTORAT
DE L'UNIVERSITÉ PSL

Préparée à Mines Paris

**Modèle d'endommagement de fatigue en lien avec la
microstructure dans un alliage d'aluminium**

Soutenue par

Manon LENGLET

Le 10 avril 2024

École doctorale n°621

**ISMME - Ingénierie des
Systèmes, Matériaux,
Mécanique, Énergétique**

Spécialité

Mécanique

Composition du jury :

Véronique Aubin Professeure, Centrale Supélec	<i>Présidente</i>
Jean-Yves Buffière Professeur, INSA Lyon	<i>Rapporteur</i>
Arjen Roos Ingénieur de recherche, Safran Tech	<i>Rapporteur</i>
Yoann Guilhem Maître de conférence, ENS Paris Saclay	<i>Examineur</i>
Anna Ask Ingénieure de recherche, ONERA	<i>Examinatrice</i>
Samuel Forest Directeur de recherche CNRS	<i>Directeur de thèse</i>



*À mon grand-père maternel, qui m'a transmis son goût pour les avions,
À mon grand-père paternel, à qui j'ai dû dire au revoir pendant cette thèse,
Et à mes grand-mères, que j'aime de tout mon cœur.*

Remerciements

Il y a 3 ans, la thèse ne faisait pas partie de mon plan initial mais je peux affirmer aujourd'hui que je reprendrais ce chemin sans aucun doute. Comme pour beaucoup, il s'agit d'une des épreuves les plus enrichissantes de ma (courte) vie, scientifiquement et humainement.

Dans un premier temps, je tiens à remercier **Véronique Aubin** d'avoir présidé ma soutenance et animé les conversations passionnantes qui ont suivi ma présentation. J'ai particulièrement apprécié vos différents apports sur les aspects numériques de mes travaux. Je remercie aussi **Jean-Yves Buffière** d'avoir rapporté mes travaux et d'avoir partagé son expertise sur les aluminiums. Je tiens à remercier **Arjen Roos**, second rapporteur, d'avoir porté un tel intérêt à mes travaux – j'espère qu'ils pourront vous être utiles. Je suis aussi reconnaissante envers **Yoann Guilhem** qui a apporté son expérience lors de ces discussions et qui m'en a appris toujours plus sur la plasticité cristalline. Enfin, je remercie **Myriam Kaminski** d'avoir accepté de participer à ma soutenance et d'avoir apporté un regard original sur mes travaux grâce à son expertise dans le domaine des matériaux composites.

Dans un second temps, j'aimerais remercier les différentes personnes qui m'ont accompagnée tout le long de cette grande entreprise, de Châtillon à Atlanta. J'ai eu de la chance d'être si bien entourée et j'aimerais leur exprimer toute ma gratitude, *i.e.* ces remerciements ne seront pas des remerciements concis.

À **Anna Ask** tout d'abord, encadrante et soutien sans faille pendant un peu plus de 3 ans, je te suis éternellement reconnaissante pour avoir cru en moi depuis le début et pour ton accompagnement. Tu as toujours su être à l'écoute et t'adapter à mon rythme, tantôt lent lorsque j'étais un peu perdue ou qu'il fallait écrire l'état de l'art, tantôt intense quand j'essayais d'exprimer 4 idées en même temps ou pendant les derniers mois de rédaction. Ces années ont été une sacrée aventure et je n'imagine pas qu'il eut été possible d'avoir une meilleure alliée à mes côtés, je trouve qu'on a fait un plutôt bon duo. J'espère qu'on se recroisera vite, et que ta *fur-family* se porte bien et continue de s'agrandir !

Je suis aussi extrêmement reconnaissante d'avoir pu être encadrée par **Samuel Forest**. Merci d'avoir aussi cru en moi et pour la passion que tu as mise pour diriger cette thèse depuis le Centre des Matériaux. Tu as su être exigeant et intransigeant, attentif et encourageant, toujours au bon moment. Je garderai toujours ce souvenir si particulier de ma dernière répétition à l'École, où tu m'as fait visiter les toits de Paris pour me distraire quand j'étais stressée. Je garderai aussi en mémoire ton imitation unique du mouvement des dislocations sous chargement cyclique à la fin de cette même répétition. J'ai tant appris à tes côtés, merci mille fois.

Avant de commencer ma thèse, je n'avais encore jamais vu une éprouvette de ma vie. Maintenant, j'en ai vu au moins 10, et de deux tailles différentes. Il va donc sans dire que je dois beaucoup à toutes celles et ceux qui ont participé aux essais. Je remercie notamment **Théo** et **Agnès** pour leur aide sur le polissage et m'avoir guidée pour mes premiers pas dans le monde expérimental. Je remercie également **Quentin** de m'avoir formée au MEB lors du long sprint final, me permettant ainsi de conclure en beauté ma thèse, et de montrer que les méthodes numériques développées marchent, parfois, dans la vraie vie. Je remercie enfin le fameux duo **Vincent&Didier**, **Louise** et **Arthur** lorsque j'avais besoin d'aide ponctuelle, ou que j'avais des questions sur une machine ou une autre. Je remercie aussi **Camille** de m'avoir aidée à mettre en place la campagne expérimentale et Alexis d'avoir ensuite été le chef opérateur de cette même campagne – mais je reviendrai à toi plus tard.

À Constellium, je remercie **Juliette Chevy** qui m'a aidée à mettre en place le polissage électrolytique dont seul vous avez le secret. Je remercie aussi **Érembert Nizery**, pour ta thèse d'abord car elle m'a bien aidée, et ensuite pour ton expertise sur les alliages d'aluminium qu'il a toujours partagée, il me semble, avec plaisir. Merci également à **Jean-Christophe Ehrström** qui m'a accompagnée lors de mes séjours à Voreppe.

Enfin, je remercie **Manuel de Araujo** et **Sjoerd van der Veen** à Airbus pour leur intérêt et d'avoir fourni le matériau qui a servi pour mes éprouvettes.

J'ai pu bénéficier du meilleur environnement à l'ONERA et pour ça je remercie particulièrement **Pascale** grâce à qui on se sent si bien dans l'unité. Merci aussi à **Jean-Didier**, JD, pour ton aide sur Z-set bien sûr – l'ONERA a beaucoup de chance de t'avoir –, mais aussi et surtout pour tous les autres moments partagés : escalade, pauses café et concours de pâtisserie, pour n'en citer que quelques-uns. J'ai aussi pu profité de l'aide **Vincent C.** pour maîtriser Z-cracks (enfin, presque). Je n'aurais pas non plus réussi cette thèse sans toi, et je te remercie aussi de m'avoir appris à faire de superbes animations pour parfaire ma soutenance et ainsi réveiller le public à la fin de celle-ci. Je pense aussi à mes simulations d'agrégats beaucoup trop longues qui n'auraient pas pu être lancées sans les outils de parallélisation perfectionnés notamment par **Christophe**. Toujours dans le numérique, je ne peux m'en aller sans remercier toute l'équipe MS2 grâce à qui j'ai pu travailler avec, objectivement, le meilleur logiciel, j'ai nommé Z-set. Alors merci aussi à **Johann**, **Véronique**, **Samy**, **Riad**, **Aurélien**, **Dimitri** et **Jad**.

Au tour de l'unité, je te remercie d'abord **Serge** pour ton unique gentillesse et d'avoir pris le temps de m'expliquer tout un tas de notions matériau, l'ONERA ne sera certainement pas la même sans toi. Profites bien de tes vacances ! Merci **Sylvia** pour les cours de yoga en zoom, je n'en n'avais jamais fait et ils changeaient bien les idées pendant les périodes troubles du Covid. Merci **Aldo** pour ces conversations très intéressantes en pause café sur les simulations d'agrégats, et bon courage avec toute ton équipe de doctorant.e.s. Merci à **Olivier** d'avoir été un modèle pour tes successeurs et pour l'intérêt sincère que tu portes à chacun.e d'entre nous. **Charles**, merci pour ton expertise sur les critères de fatigue en tout genre, ainsi que pour ta bonne humeur et la touche de soleil du Sud que tu apportes. Je remercie aussi **Grégoire W.** pour l'énergie nouvelle que tu as apporté au labo. À nouveau merci à **Alexis**, faux-permanent et voisin de palier, pour nos conversations sur littéralement tout et n'importe quoi. Je suis très heureuse d'avoir pu partager avec toi ces nombreuses pauses, nettoyages d'aquarium et heures d'escalade. PS : j'ai déjà du "rebouturer" 2 fois ta plante car les racines ne poussent pas, mais je m'accroche.

Et au tour des non-permanent·e-s, j'espère n'oublier personne (cette fois-ci...). Un grand merci aux doctorants du CdM avec qui j'ai commencé cette superbe aventure : **Flavien** avec qui j'ai fait mes premiers pas au Centre puis en conférence, **Baptiste**, **Wajih**, **Daniel** et le reste de la promotion croisé ici et là. Baptiste, ravie de te compter parmi la secte de SAE et Daniel, nous on se retrouve sûrement autour d'un verre ! Un coucou bien sûr aux autres promotions, mais il me faudrait 3 pages supplémentaires pour citer tout le monde.

Côté ONERA, dédicace à **Grégoire B.** : doctorant et homme parfait, avec qui j'ai commencé il y a 3 ans, encore jeunes et insouciant·e-s, pour finir à Atlanta, avec plein d'assurance, et quelques mois plus tard, notre doctorat en poche. Je suis ravie d'avoir pu partager cette expérience avec toi.

À mon co-bureau, co-directeur de salle café, co-etc., **Maxime**, c'est peu dire que ma thèse aurait été différente sans toi. On a probablement passé trop de temps sur internet à chercher des chaussures ou sur Pedantix, mais on s'en est bien sorti finalement, même si on a mis quelques mois de plus (surtout toi). Pour ton bien, je passe sous silence "quelques" détails mais je garde la liste en mémoire, et la carte d'anniversaire dans un tiroir. Accessoirement, merci pour quelques aspects scientifiques comme la calibration de ma loi matériau, des scripts gnuplot et des cours sur les tenseurs.

Bien sûr merci **Maël**, mon autre collègue déconstruit préféré, hum hum. Merci pour ton aide sur Z-cracks d'abord, et puis merci pour ta bonne humeur, ton humour de qualité – presque toujours fin, et la partage de ta superbe culture musicale. J'espère te recroiser un de ces 4.

Merci **Amina**, collègue (très) vite devenue amie, pour les moments qu'on a partagés et les courses que nous... avons partagées aussi disons. **Dorian**, merci pour les pauses dont j'avais bien besoin, on se croiera sûrement à Villaroche. Et tiens moi au jus pour l'apéro chez toi à Saint-Michel, oups. **Antoine**, j'espère que tes jolis algorithmes marchent désormais sur de nouveaux animaux, voire des structures réelles ? Bon courage à toi et Dorian pour vos derniers mois, on se revoit bien vite. Merci **Paupau** d'avoir participer à me maintenir en vie les derniers mois avec ton chili con carne sin carne, et pour tous tes hobbies étranges dont nous avons pu discuter. Aux autres doctorant·e-s, **David**, **Marie**, **Anna**, **Donaldine**, **Élodie**, **Florian**, et **Mathieu**, merci pour l'ambiance que vous avez apportée et bon courage à vous aussi !

Enfin un coucou à MC2, merci à **Pierre**, **Enrico**, **Loïc**, **Matthieu**, **Gaspard**, **Stacy**, **Claire** et **Salim** pour les sorties sportives en tout genre, escalade, course à pieds, vélo, et la plus sportive d'entre elles, les parties de UNO.

Et **Matthieu**, merci pour toutes les heures passées à courir allure tortue sans râler et pour celles qui suivaient à parler de chiffres – mais je n'ai pas le droit de mentionner notre marathon comme ça fait plus d'un an. Merci d'avoir aussi participé à me nourrir pendant mes dernières heures à l'ONERA, d'avoir élevé mon niveau de cruciverbiste et de m'avoir appris à faire du vélo, manque plus qu'à savoir s'en occuper. Merci enfin pour ton aide sur \LaTeX et pour les dernières relectures de mon manuscrit.

À mes copains et copines **Néo**, **CLMPLV**, les **Anciens**, les **Moutons du Berger**, merci d'être toujours à mes côtés, de n'avoir jamais cessé d'essayer de retenir le titre de ma thèse et, pendant les derniers mois, d'avoir éviter les terribles "*ça va ?*" et "*c'est la dernière ligne droite*". Merci aussi à celles et ceux d'entre vous qui sont venu·e-s m'écouter parler d'aluminium pendant 3 heures.

À **Pierre**, merci pour tellement de choses, il est difficile de savoir par où commencer. Déjà merci d'être si rayonnant et pour la bonne humeur que tu as apportée à l'ONERA, et ce, jusqu'à mon étage. Mais surtout, merci pour le soutien indéfectible que tu m'as apportée pendant mes derniers mois de travail ô combien difficiles. Pour ton immense patience, ta compréhension, et toutes tes attentions, petites et grandes. Au moment où j'écris ces mots, c'est à ton tour alors j'espère être à la hauteur. J'ai hâte de repartir à l'aventure avec toi, bien méritée après cette double-rédaction.

Je remercie enfin ma famille, en particulier mes oncles et tante, **Olivier, Stéphane** et **Sophie** qui ont fait le déplacement pour cette occasion. Et merci à **mes parents, Usza**, et mes (trop) nombreuses sœurs, **Claire, Judith** et **Alice**. Aujourd'hui, je ne serais pas la même personne sans vous. Alors cette thèse, je vous la dois aussi.



Introduction

Contexte général industriel

La décarbonation de l'aviation est une nécessité soulevée dès 1999 par le Groupe d'experts Intergouvernemental sur le Climat (GIEC) dans son rapport dédié au secteur aéronautique, responsable de l'émission de nombreux gaz à effet de serre (CO_2 , NO_x , O_3) [GIEC, 1999]. En 2007, l'Union Européenne et des entreprises privées du secteur aérien mettent en place le projet aéronautique *Clean Sky*, qui est reconduit en 2014 sous le nom de Clean Sky 2. L'objectif de ce projet est de mettre au point des technologies innovantes pour réduire les émissions de gaz à effet de serre et la pollution sonore émise par les avions.

Il comporte 3 plateformes de démonstrateurs : le *Large Passenger Aircraft* (LPA) portant sur les avions de grande taille moyen et long-courrier ; le *Regional Aircraft* (REG) pour le développement d'avions régionaux turbopropulsés ; et le *Fast Rotorcraft* (FRC) dont les activités sont concentrées sur le développement d'aéronefs à rotors comme les hélicoptères. De nombreux acteurs français du secteur aéronautique ont participé dès leur création au développement de ces différentes plateformes.

En particulier, l'ONERA est l'un des partenaires principaux de la plateforme LPA et participe activement au projet *Advanced Engine and Aircraft Configurations* (ADEC). L'un des axes de recherche exploré dans ce projet, notamment avec Constellium et Airbus, est l'optimisation du dimensionnement de certaines pièces du fuselage telles que les encadrures de portes ou de hublot et le cockpit (Figure 1). Les alliages d'aluminium qui les constituent, demeurent largement utilisés dans ces pièces, principalement en raison de leur faible densité.

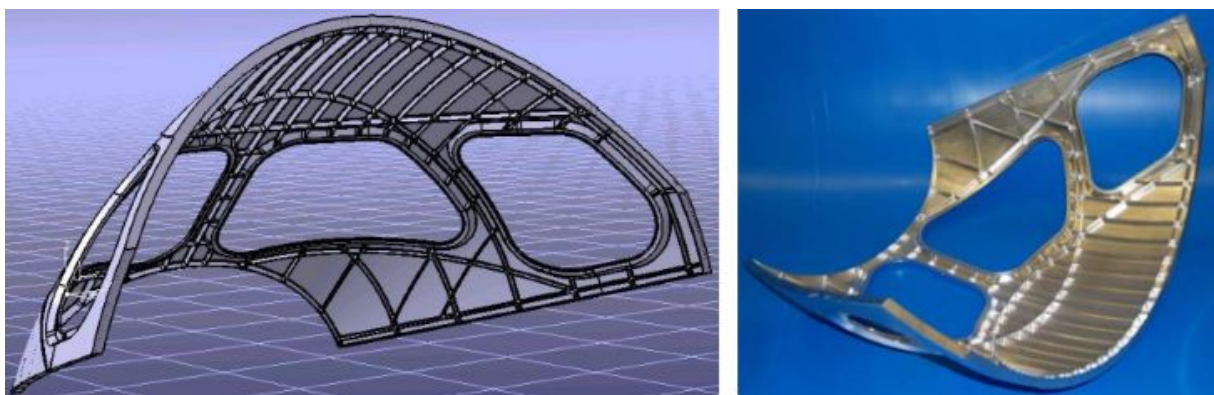


Figure 1 – Structure du cockpit d'une tôle formée par explosion, composée d'aluminium 2139

Le dimensionnement d'une structure est conditionné par les performances recherchées et selon leur mode d'endommagement. Entre autres, pour les pièces du fuselage, la durée de vie en fatigue est l'un des principaux critères de dimensionnement ; c'est-à-dire que l'on cherche à maximiser le nombre de cycles avant la rupture totale de la pièce, ou avant l'amorçage d'une fissure d'une certaine taille (définie par les réglementations). Dans un premier temps, il est donc nécessaire de bien comprendre le comportement des alliages utilisés lors des vols. Bien que ce soit le cas à l'échelle macroscopique, il n'en va pas de même à l'échelle de la microstructure pour les fissures dites *courtes*, ce qui, pour des questions sécurité, mène à un surdimensionnement des pièces. Mais aujourd'hui, grâce à l'amélioration continue des moyens numériques et expérimentaux, de grands progrès sont réalisés pour améliorer la modélisation des phénomènes de fatigue à l'échelle de la microstructure. Et c'est dans cette dynamique que se déroule cette thèse. Notamment grâce à des essais innovants sur un alliage d'aluminium 2139 fourni par Constellium, et des moyens numériques avancés, cette étude apporte de nouveaux éléments sur l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue en lien avec la microstructure cristalline.

Contexte scientifique

Depuis les années 1980, des nombreuses recherches se penchent sur les alliages d'aluminium afin d'identifier les facteurs qui rentrent en jeu dans l'endommagement de fatigue comme les phénomènes d'oxydation, le rôle de la précipitation, la texture cristallographique, etc. Pour les alliages utilisés dans le fuselage des avions, la présence de phases intermétalliques est l'un des facteurs les plus préjudiciable pour la tenue en fatigue des pièces, ce qui a mené à davantage de recherches sur le sujet. Par exemple, [Nizery, 2015] a récemment caractérisé en 3D les phases intermétalliques sur des alliages d'aluminium similaires, l'AA7050 et l'AA2050. Ceci a permis d'identifier que la nocivité de ces phases dépend principalement de leur taille et de leur proximité avec d'autres défauts. Et une première modélisation de leur endommagement dans un monocristal a été réalisée grâce à des analyses quantitatives sur la morphologie de ces phases intermétalliques.

Un autre aspect important pour la modélisation de l'endommagement de fatigue est la microstructure du polycristal, et plus précisément, la morphologie et la cristallographie de l'alliage. Pour les reproduire au mieux, [Quey et al., 2011] proposent une méthode de génération aléatoire de polycristaux, et de leur maillage, pour les simulations par éléments finis. Ils ont implémenté un outil capable de générer des géométries avec des contraintes morphologiques et cristallographiques : Neper [Neper, 2022]. Cet outil offre également la possibilité de créer des géométries périodiques et ainsi limiter considérablement les temps de calcul, ce qui est une problématique majeure des calculs sur les polycristaux. Cependant, leur méthode ne permet de générer que des grains convexes avec des joints de grains lisses, ce qui est éloigné de nombreux métaux, comme le montre par exemple les EBSD d'une pièce d'AA2139 sur la Figure 2. Ainsi, de nouveaux outils sont encore en développement pour améliorer la qualité de reproduction des microstructures.

Enfin, cette thèse est également concernée par des problématiques numériques pour la modélisation de la fissuration. Plusieurs écoles existent à ce propos comme les éléments finis étendus *X-FEM*, les éléments cohésifs ou encore le remaillage adaptatif. Dans ces travaux, cette dernière méthode est couplée aux *Fatigue Indicator Parameters* (FIPs) : des

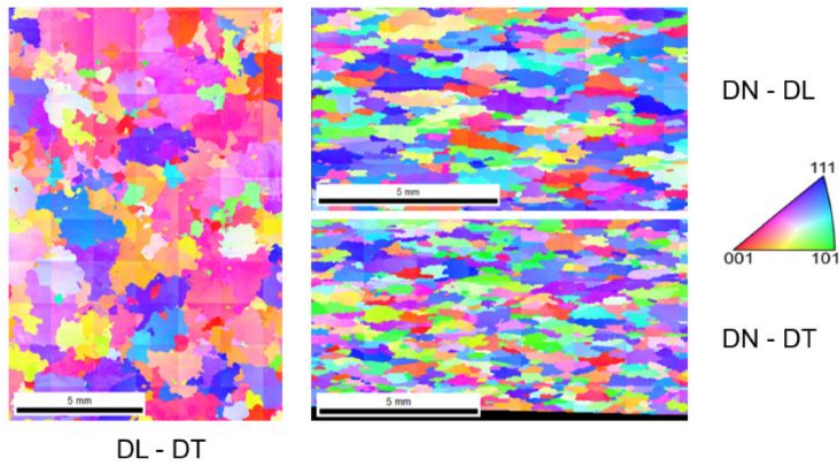


Figure 2 – Cartographie EBSD (Electron BackScattered Diffraction) qui met en avant la morphologie complexe des grains. 1 couleur = 1 grain, DL = Direction de Laminage, DT = Direction Transverse, DN = Direction Normale

indicateurs calculés à partir de simulations par éléments finis, qui, bien choisis, permettent de déterminer la vitesse et la direction de propagation de fissure de fatigue. Il n’y a cependant pas de consensus aujourd’hui sur le FIP le plus pertinent, et il est encore difficile de prédire le chemin de propagation des fissures courtes. De plus, aucune méthode basée sur les FIPs ne permet à ce jour de modéliser à la fois les deux phénomènes, d’amorçage et de propagation de fissure, dans les polycristaux.

Objectifs de la thèse

Les études expérimentales à disposition aujourd’hui permettent la modélisation du comportement mécanique de l’alliage AA2139 sous chargement monotone à l’échelle microscopique, et sous chargement cyclique à l’échelle macroscopique. Néanmoins, aucune étude expérimentale n’a été menée afin de caractériser l’alliage d’aluminium 2139 à la fois à l’échelle de la microstructure et sous chargement cyclique. De plus, les problématiques d’amorçage et de propagation de fissures courtes dans cet alliage n’ont pas été étudié, et seulement de manière limitée pour des alliages similaires. Dans ce contexte, cette thèse consiste à développer une méthode permettant de modéliser numériquement l’amorçage et la propagation de fissure de fatigue à l’échelle de la microstructure avec une même méthode. Il s’agit plus particulièrement de modéliser l’amorçage et la propagation de fissure de fatigue originaire de phases intermétalliques en reproduisant au mieux la microstructure et le comportement de l’alliage d’aluminium 2139, grâce à des méthodes expérimentales et numériques innovantes.

Démarche et organisation du manuscrit

Le chapitre 1 fait un état de l’art de méthodes utilisées pour modéliser le comportement des agrégats polycristallins. Il comporte également un aperçu général des connaissances actuelles sur les mécanismes de fatigue dans les métaux à différentes échelles. Enfin, différentes méthodes numériques pour la modélisation de ces phénomènes sont présentées.

Le chapitre 2 précise dans un premier temps les caractéristiques de l'alliage d'aluminium 2139. Ensuite, les 3 types d'essais qui ont constitué la campagne expérimentale sont présentés. Les premiers ont donné l'ordre de grandeur de durée de vie de l'alliage et ont confirmé que les phases intermétalliques sont le site principal d'amorçage de fissure. Les seconds essais ont pour objectif de permettre l'identification des paramètres de la loi matériau pour la modélisation numérique du comportement de l'alliage. Et enfin, les essais interrompus plus complexes sur une géométrie d'éprouvette originale sont présentés ainsi que leurs principaux résultats sur l'amorçage et la propagation de fissures courtes dans l'alliage.

L'objectif du chapitre 3 est de reproduire, dans les simulations par éléments finis, le comportement mécanique de l'alliage sous chargement cyclique en prenant en compte sa microstructure. Ce chapitre se base sur les seconds essais de la campagne expérimentale pour identifier les paramètres matériau de ce modèle. Sachant que la simulation de microstructures sous chargement cyclique est une entreprise fastidieuse, l'identification des paramètres l'identification a d'abord été réalisée grâce à une méthode d'homogénéisation numérique. Ensuite, les paramètres identifiés ont été validés sur des microstructures synthétiques représentatives de l'alliage AA2139.

L'objectif du chapitre 4 est de démontrer la faisabilité d'une nouvelle méthode pour modéliser à la fois l'amorçage et la propagation de fissure de fatigue. Pour cela, un outil de fissuration qui utilise le remaillage adaptatif est employé : *Z-cracks*. L'idée est d'utiliser des FIPs comme indicateur d'amorçage puis de propagation de fissure au niveau de la phase intermétallique. Les nombreux aspects numériques qui rentrent en jeu sont explorés dans ce chapitre.

Enfin, le chapitre 5 présente l'application de la méthode au cas de l'AA2139 pour valider les éléments de modélisation proposés. Il s'agit notamment de valider la pertinence des microstructures réalisées et identifier les paramètres de la méthode de fissuration proposée. On cherche ainsi à étudier la capacité prédictive de la méthode proposée, notamment pour la direction et la vitesse de propagation de fissure.

Table des matières

Introduction	8
1 État de l'art	17
1.1 Modélisation micromécanique de matériaux polycristallins	18
1.1.1 Modèles de comportement pour les agrégats polycristallins	18
1.1.2 Identification des paramètres matériau	21
1.1.3 Définition des Volumes Élémentaires Représentatifs	23
1.2 Fatigue des alliages métalliques : approche macroscopique	24
1.2.1 Éléments de mécanique élastique linéaire de la rupture	24
1.2.2 Modèles macroscopiques de propagation de fissure de fatigue	25
1.2.3 Méthodes pour la prédiction de durée de vie en fatigue	27
1.3 Phénomènes de fatigue microstructuraux dans les matériaux métalliques polycristallins	30
1.3.1 Définitions des stades de fatigue et des différentes échelles en jeu	30
1.3.2 Sites préférentiels d'amorçage de fissure de fatigue	32
1.3.3 Phénomènes de propagation des fissures courtes	33
1.4 Modélisation numérique de la fatigue à l'échelle de la microstructure	35
1.4.1 <i>Fatigue Indicator Parameters</i> pour l'identification de l'endommagement de fatigue	35
1.4.2 Modélisation numérique de la propagation de fissure	37
1.4.3 Lien entre microstructure et durée de vie	38
2 Approche expérimentale de la fatigue dans l'alliage d'aluminium AA2139	42
2.1 Présentation de la matière à disposition : l'alliage AA2139	43
2.1.1 Généralités sur les alliages d'aluminium	43
2.1.2 Précisions sur la matière utilisée : l'AA2139-T8	44
2.2 Présentation de la campagne expérimentale	46
2.2.1 Essais de durée de vie	46
2.2.2 Essais de comportement en fatigue	49
2.2.3 Essais interrompus sur éprouvettes avec méplats	51
2.2.4 Statistiques morphologiques et cristallographiques du 2139 avec Dream3D	52
2.3 Résultats du suivi des phases intermétalliques lors des essais interrompus	57
2.3.1 Éprouvette ML4	57
2.3.2 Éprouvette ML6	61

3	Modélisation par éléments finis du comportement cyclique de l'AA2139	66
3.1	Analyse du comportement cyclique de l'alliage	67
3.1.1	Effet du laminage sur le comportement mécanique	67
3.1.2	Effet Bauschinger, durcissement et adoucissement cyclique dans les essais de déformation alternée ($R_\epsilon = -1$)	68
3.1.3	Relaxation de la contrainte moyenne sous chargement cyclique répété ($R_\epsilon = 0.1$)	68
3.2	Identification des paramètres matériau	70
3.2.1	Homogénéisation d'agrégats polycristallins avec Z-set	70
3.2.2	Identification sur les essais de déformation alternée	71
3.2.3	Identification sur les essais en déformation répétée	74
3.3	Validation des paramètres identifiés sur des VERs	77
3.3.1	Génération d'agrégats polycristallins avec Dream3D et Neper	77
3.3.2	Définition de VERs à partir de simulations de traction uniaxiale	78
3.3.3	Redéfinition des coefficients du tenseur d'élasticité	79
3.3.4	Application des paramètres identifiés sur un VER soumis à des chargements cycliques	81
4	Implémentation d'une méthode unifiée pour la modélisation de l'amorçage et de la propagation de fissure de fatigue	82
4.1	Application d'une méthode itérative pour la propagation de fissure dans un cristal CFC	83
4.1.1	Présentation des simulations pour la propagation de fissure	83
4.1.2	Évolution cyclique des FIPs	85
4.1.3	Étude du rayon d'évaluation et du FIP sur la prédiction de la pro- pagation de fissure	87
4.1.4	Application de la méthode de propagation pour un monocristal CFC	89
4.2	Extension de la méthode à la phase d'amorçage de fissure de fatigue	91
4.2.1	Modélisation des phases intermétalliques par zoom structural sur microstructure synthétique	91
4.2.2	Choix du sous-domaine pour l'insertion de la phase intermétallique	94
4.2.3	Définition du front de fissure et amorçage	94
5	Application et validation de la méthode dans le cas de l'AA2139	99
5.1	Mise en place des simulations par EF pour la reproduction des essais	100
5.1.1	Analyse détaillée des résultats expérimentaux	100
5.1.2	Caractérisation de la microstructure du 2139 pour la génération de microstructures numériques	101
5.1.3	Mise en place des simulations par EF de l'éprouvette ML4	102
5.1.4	Simulation par EF d'un agrégat contenant les grains des 5 phases intermétalliques étudiées	104
5.2	Modélisation de l'amorçage et de la propagation de fissure à partir de la phase ML4-1	107
5.2.1	Présentation du sous-modèle pour le zoom structural	107
5.2.2	Identification des paramètres d'amorçage et de propagation	107
5.2.3	Résultats de propagation sur la ML4-1	112
5.3	Vérification sur la ML4-3a	115

5.3.1	Modélisation de la phase intermétallique ML4-3a	115
5.3.2	Lien avec la vitesse de propagation	118
5.4	Étude complémentaire sur les éléments de modélisation	119
5.4.1	Influence du module d'Young de la phase intermétallique sur la direction d'amorçage	119
5.4.2	Influence de la matrice d'interaction dans la loi de plasticité cristalline de l'alliage	120
5.4.3	Influence de l'épaisseur de l'entaille initiale sur la direction d'amorçage et de propagation	120
Conclusion et perspectives		123
A Images sur la répartition des phases intermétalliques dans l'alliages		128
B Plans des éprouvettes		129
C Détails sur l'amorce de la phase intermétallique ML6-1		131
D Images complémentaires sur les phases intermétalliques		132
Bibliographie		147

Chapitre 1

État de l'art

Résumé : L'étude bibliographique est réalisée afin de présenter les bases du travail de cette thèse et de le situer par rapport à la littérature. En premier lieu, les techniques employées pour la modélisation du comportement mécanique de microstructures par calcul éléments finis sont introduites. Ensuite, les approches d'abord macroscopiques de la fatigue cyclique des alliages métalliques sont présentées. Cette description est complétée par une description des phénomènes microscopiques d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue, et des modèles numériques permettant leur simulation sont abordés.

Sommaire

1.1	Modélisation micromécanique de matériaux polycristallins	18
1.1.1	Modèles de comportement pour les agrégats polycristallins	18
1.1.2	Identification des paramètres matériau	21
1.1.3	Définition des Volumes Élémentaires Représentatifs	23
1.2	Fatigue des alliages métalliques : approche macroscopique	24
1.2.1	Éléments de mécanique élastique linéaire de la rupture	24
1.2.2	Modèles macroscopiques de propagation de fissure de fatigue	25
1.2.3	Méthodes pour la prédiction de durée de vie en fatigue	27
1.3	Phénomènes de fatigue microstructuraux dans les matériaux métalliques polycristallins	30
1.3.1	Définitions des stades de fatigue et des différentes échelles en jeu	30
1.3.2	Sites préférentiels d'amorçage de fissure de fatigue	32
1.3.3	Phénomènes de propagation des fissures courtes	33
1.4	Modélisation numérique de la fatigue à l'échelle de la microstructure	35
1.4.1	<i>Fatigue Indicator Parameters</i> pour l'identification de l'endommagement de fatigue	35
1.4.2	Modélisation numérique de la propagation de fissure	37
1.4.3	Lien entre microstructure et durée de vie	38

1.1 Modélisation micromécanique de matériaux polycristallins

1.1.1 Modèles de comportement pour les agrégats polycristallins

Dans un matériau métallique sous l'action d'un chargement mécanique, la plasticité est le résultat de la modification irréversible du réseau cristallin par la création de défauts linéiques, appelés dislocations, dont une description schématisée est donnée ci-dessous Figure 1.1.

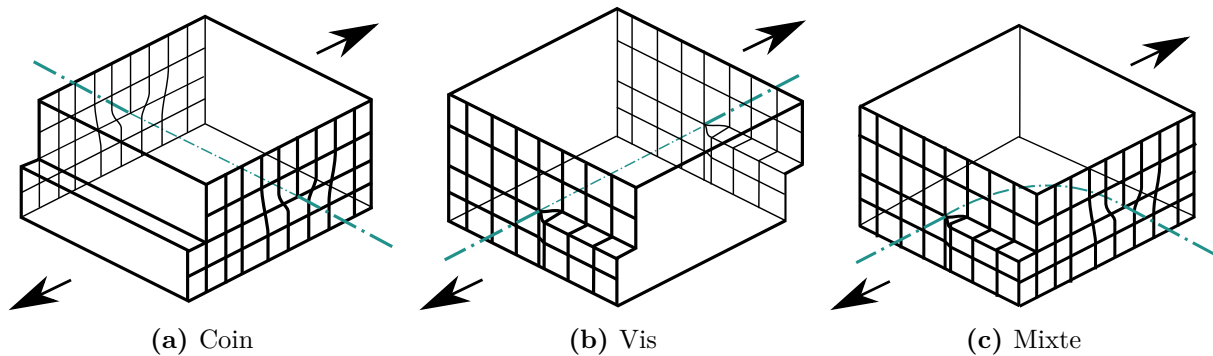


Figure 1.1 – Types de dislocations apparaissant sous un chargement de cisaillement

Depuis les années 1970, de nombreux modèles de plasticité cristalline visant à reproduire le comportement mécanique des métaux ont été développés et on peut les distinguer en deux catégories : les modèles physiques et les modèles phénoménologiques [Cailletaud, 2009, Roters et al., 2010]. D'une part, l'approche physique se base sur des *lois fondamentales de la mécanique* : la plasticité des polycristaux est prise en compte par la densité des dislocations, elle-même introduite dans les modèles comme une variable interne. L'édification du cadre théorique nécessaire à la modélisation du comportement mécanique des matériaux est donc limitée par la compréhension des mécanismes liés aux dislocations, et par les moyens d'essais et numériques nécessaires. D'autre part, l'approche phénoménologique supplée à ces difficultés en se basant sur des *observations* pour construire des modèles capables de reproduire ces observations. La validité d'un modèle phénoménologique est par conséquent plus limitée et doit être réévaluée avant d'appliquer ledit modèle hors de son périmètre d'élaboration. Dans le cas des matériaux métalliques polycristallins avec une structure cubique à faces centrées (CFC), plusieurs modèles ont été prouvés pertinents comme ceux de [Hutchinson, 1976] pour reproduire leur comportement en fluage et [Peirce et al., 1982] pour reproduire leur ductilité sous chargement de traction monotone. Finalement, c'est le modèle de plasticité cristalline de Méric-Cailletaud qui est retenu, car il permet notamment de reproduire le durcissement d'un cristal sous chargement cyclique [Méric et al., 1991]. Ce modèle est écrit en considérant l'hypothèse des petites déformations, qui se traduit par la décomposition classique de la déformation totale, comme la somme de la déformation élastique et de la déformation plastique :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p \quad (1.1)$$

Il existe en général 4 plans de glissement dans une structure cubique à faces centrées (CFC), dont une maille primitive est illustrée par la Figure 1.2. Ils sont caractérisés par

une normale \underline{n} et peuvent chacun être activé selon une des 3 directions de glissement \underline{l} , il y a donc 12 systèmes de glissement au total.

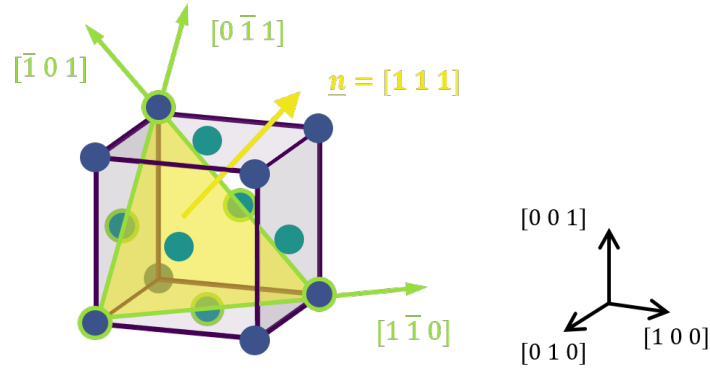


Figure 1.2 – Illustration du plan de glissement de normale $\underline{n} = [111]$ dans un cristal cubique à faces centrées

La contribution élastique est exprimée par

$$\underline{\sigma} = \underline{\mathbb{C}} : \underline{\varepsilon}^e \quad (1.2)$$

et telle que le tenseur de rigidité $\underline{\mathbb{C}}$ est, en notation de Voigt, de la forme

$$\underline{\mathbb{C}} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{pmatrix}. \quad (1.3)$$

Pour chaque système de glissement s , la contrainte de cisaillement résolue τ^s est définie par le tenseur de contrainte macroscopique $\underline{\sigma}$ et le tenseur d'orientation du cristal $\underline{\mathbf{m}}^s$ telle que :

$$\tau^s = \underline{\mathbf{m}}^s : \underline{\sigma} \quad \text{avec} \quad \underline{\mathbf{m}}^s = \frac{1}{2}(\underline{\mathbf{n}}^s \otimes \underline{\mathbf{l}}^s + \underline{\mathbf{l}}^s \otimes \underline{\mathbf{n}}^s) \quad (1.4)$$

Pendant le chargement, un système de glissement est activé lorsque sa limite d'élasticité est atteinte, ce qui entraîne un cisaillement plastique γ^s sur ce système. Dans cette idée, un seuil est défini sur chaque système de glissement s par la loi de Schmid comme étant la contrainte de cisaillement résolue critique τ_0^s . Avec une loi de Norton à seuil, la contrainte de cisaillement plastique est donnée par :

$$\dot{\gamma}^s = \left\langle \frac{|\tau^s - x^s| - r^s - \tau_0^s}{K} \right\rangle^n \quad (1.5)$$

où r^s est l'érouissage isotrope, x^s l'érouissage cinématique et n, K les paramètres de viscosité. Les crochets de Macaulay sont définis par $\langle \bullet \rangle := \max(\bullet, 0)$.

La variable d'écroissage isotrope r^s génère une *expansion* de la surface d'écoulement et exprime les interactions des dislocations entre les systèmes de glissement. Elle est donnée sur chaque système s par

$$r^s = Q \sum_r h_{rs} (1 - e^{-bv^r}) \quad (1.6)$$

où b et Q sont des paramètres matériau, h_{sr} est la matrice d'interaction and v^s l'accumulation du cisaillement plastique γ^s . La matrice d'interaction est symétrique et est définie par 6 variables indépendantes dans le cas d'un cristal CFC :

$$h_{rs} = \begin{pmatrix} h_1 & h_2 & h_2 & h_4 & h_5 & h_5 & h_5 & h_6 & h_3 & h_5 & h_3 & h_6 \\ & h_1 & h_2 & h_5 & h_3 & h_6 & h_4 & h_5 & h_5 & h_5 & h_6 & h_3 \\ & & h_1 & h_5 & h_6 & h_3 & h_5 & h_3 & h_6 & h_4 & h_5 & h_5 \\ & & & h_1 & h_2 & h_2 & h_6 & h_5 & h_3 & h_6 & h_3 & h_5 \\ & & & & h_1 & h_2 & h_3 & h_5 & h_6 & h_5 & h_5 & h_4 \\ & & & & & h_1 & h_5 & h_4 & h_5 & h_3 & h_6 & h_5 \\ & & & & & & h_1 & h_2 & h_2 & h_6 & h_5 & h_3 \\ & & & & & & & h_1 & h_2 & h_3 & h_5 & h_6 \\ & & & & & & & & h_1 & h_5 & h_4 & h_5 \\ & & & & & & & & & h_1 & h_2 & h_2 \\ & & & & & & & & & & h_1 & h_2 \\ & & & & & & & & & & & h_1 \end{pmatrix} \quad (1.7)$$

Sym.

Plusieurs matrices sont proposées dans la littérature selon les alliages et les phénomènes physiques considérés. Deux matrices reviennent souvent dans la littérature et une comparaison entre les 3 matrices du Tableau 1.1 est faite dans une étude de Nizery [Nizery, 2015]. Il étudie notamment l'influence de la matrice d'interaction sur la plasticité en pointe de fissure et conclut à une meilleure prédiction sur le comportement avec la matrice de Guilhem [Guilhem, 2011]. C'est donc celle qui est retenue pour la suite de cette étude.

	h_1	h_2	h_3	h_4	h_5	h_6
matrice isotrope de Taylor	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0
matrice avec un auto-écrouissage plus faible que $h_{2,\dots,6}$	1.0	1.4	1.4	1.4	1.4	1.4
matrice de Guilhem	1.0	1.0	0.6	12.3	1.6	1.3

Table 1.1 – Matrices d'interaction considérées

La variable d'écroissage cinématique x^s génère un *déplacement* de la surface d'écoulement à l'échelle macroscopique, cette variable permet de rendre compte de l'effet Baushinger, illustré par la Figure 1.3 dans le cas d'un chargement en traction-compression. Elle s'exprime par

$$x^s = c\alpha^s \quad \text{avec} \quad \dot{\alpha}^s = (\text{sign}(\tau^s - x^s) - D\alpha^s)\dot{v}^s \quad (1.8)$$

où c et D sont des paramètres matériau.

Enfin, la déformation plastique est la somme de toutes ces contributions :

$$\dot{\tilde{\epsilon}}^p = \sum_{s=1,\dots,12} \mathfrak{m}^s \dot{\gamma}^s \text{sign}(\tau^s - x^s) \quad (1.9)$$

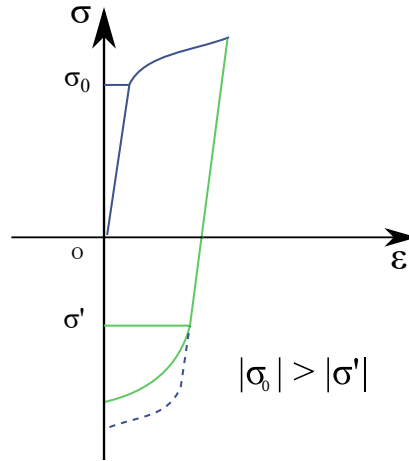


Figure 1.3 – Illustration de la modification de la limite d'élasticité initiale σ_0

Il y a donc 7 paramètres matériau à déterminer :

- la cission résolue critique initiale τ_0^s ,
- les paramètres de viscosité n, K ,
- les paramètres d'écroutissage isotrope Q, b ,
- les paramètres d'écroutissage cinématique c, D .

1.1.2 Identification des paramètres matériau

L'identification des paramètres matériau consiste à trouver les paramètres qui permettent la meilleure corrélation des résultats numériques et expérimentaux. Pour cela, la courbe contrainte-déformation numérique est comparée à la courbe expérimentale afin de trouver la plus proche au sens des moindres carrés.

Dans le cadre de la plasticité cristalline, cela implique la simulation d'agrégats polycristallins. Après sollicitation, les champs de contraintes et déformations sont moyennés sur la totalité du volume, donnant alors une courbe de contrainte-déformation macroscopique comparable aux données expérimentales.

Cependant, la discrétisation d'un agrégat polycristallin peut s'avérer coûteuse en temps. Pour s'en affranchir, il existe des modèles analytiques à champs moyens qui permettent une réduction du polycristal à un point matériel et la modélisation de son comportement global. Pour cela, on peut faire appel à des méthodes d'homogénéisation qui font le lien entre les quantités microscopiques et les quantités macroscopiques du polycristal.

Méthode d'homogénéisation pour l'identification des paramètres matériau

Soit un corps de volume V , soumis à une déformation homogène $\underline{\underline{E}}$. Le tenseur local des déformations $\underline{\underline{\xi}}$ est donné par :

$$\langle \underline{\underline{\xi}} \rangle = \frac{1}{V} \int_V \underline{\underline{\xi}} dV = \underline{\underline{E}} \quad (1.10)$$

De la même manière, avec les tenseurs de contrainte local $\underline{\underline{\sigma}}$ et macroscopique $\underline{\underline{\Sigma}}$:

$$\langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle = \frac{1}{V} \int_V \underline{\underline{\sigma}} dV = \underline{\underline{\Sigma}} \quad (1.11)$$

Pour déterminer les champs de contrainte et déformation locaux en chaque point du matériau, dans le cas linéaire élastique, le tenseur de localisation des déformations $\underline{\underline{A}}$ et le tenseur de concentration des contraintes $\underline{\underline{B}}$, chacun d'ordre 4, sont définis tels que :

$$\begin{aligned}\underline{\underline{\varepsilon}}(x) &= \underline{\underline{A}}(x) : \underline{\underline{E}} \\ \underline{\underline{\sigma}}(x) &= \underline{\underline{B}}(x) : \underline{\underline{\Sigma}}\end{aligned}\quad (1.12)$$

Ces relations de localisation dépendent de chaque problème et des hypothèses qu'il est possible de faire telles que le comportement du matériau et la taille et dispersion des hétérogénéités. Parmi les problèmes les plus historiques, on peut citer ceux de Voigt, Reuss et Eshelby [Eshelby, 1957].

La dernière étape de la méthode consiste en l'homogénéisation des différentes phases du matériau. En reprenant l'équation 1.12, on obtient pour un matériau composé de i phases :

$$\underline{\underline{E}} = \langle \underline{\underline{\varepsilon}}(x) \rangle = \sum_i f_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}}(x) \rangle_i \quad (1.13)$$

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \langle \underline{\underline{\sigma}}(x) \rangle = \sum_i f_i \langle \underline{\underline{\sigma}}(x) \rangle_i \quad (1.14)$$

où f_i est la fraction volumique de la phase i .

Extension de la méthode au cas des polycristaux

Le schéma auto-cohérent dont le formalisme a initialement été proposé par Hershey et Kröner [Hershey, 1954, Kröner, 1958] est un cas particulier du problème d'Eshelby qui s'applique d'abord aux matériaux composites et suppose que chaque inclusion est noyée dans le composite homogénéisé.

Plus tard, ce schéma est étendu au cas du comportement élastoplastique des polycristaux, notamment par Hill [Hill, 1965] qui considère chaque phase comme un grain d'une certaine orientation cristallographique. Dans ce cas, chaque phase est considérée comme étant une inclusion noyée, non pas dans un composite homogénéisé, mais un polycristal homogénéisé, comme illustré par la Figure 1.4

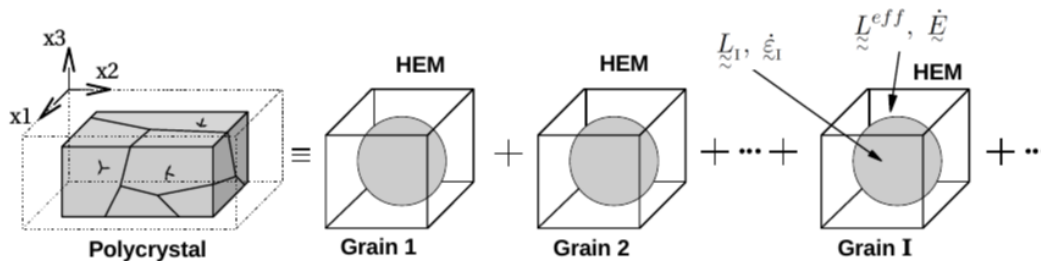


Figure 1.4 – Schéma présentant le principe d'un schéma auto-cohérent [Martin, 2012] (HME = *homogeneous equivalent medium*)

Sous chargement uniaxial, on le retrouve souvent écrit sous la forme suivante [Berveiller et Zaoui, 1978] :

$$\begin{cases} \dot{\underline{\underline{\sigma}}}_i = \underline{\underline{\Sigma}} + 2\mu(1 - \beta)(\dot{\underline{\underline{E}}}^p - \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_i^p) \\ \beta = \frac{2(4 - 5\nu)}{15(1 - \nu)} \end{cases} \quad (1.15)$$

avec μ et ν le module de cisaillement et le coefficient de Poisson du matériau considéré. Dans le cas des alliages métalliques où ν vaut environ 0.3, $\beta = 0.5$. Ainsi, on retrouve la forme linéaire de Kröner :

$$\dot{\underline{\sigma}}_i = \dot{\underline{\Sigma}} + \mu(\dot{\underline{\mathbf{E}}}^p - \dot{\underline{\xi}}_i^p) \quad (1.16)$$

Jusque-là, aucune interaction entre les grains n'est prise en compte. Pour cette raison, Cailletaud propose une méthode de localisation des champs de contraintes connue sous le nom de " β -rule" ou " β -modèle" qui permet de prendre en compte les incompatibilités intergranulaires sous chargement cyclique [Cailletaud et Pilvin, 1994, Pilvin, 1994]. La relation de localisation est ainsi exprimée par

$$\begin{cases} \underline{\sigma}_i = \underline{\Sigma} + \mu(\underline{\beta} - \underline{\beta}_i) \\ \underline{\beta} = \langle \underline{\beta} \rangle = \sum_i f_i \underline{\beta}_i \end{cases} \quad (1.17)$$

Plusieurs expressions peuvent être considérées pour cette variable [Besson et al., 2001], notamment

$$\dot{\underline{\beta}}_i = \dot{\underline{\xi}}^p - D(\underline{\beta}_i - \delta \underline{\xi}^p) \|\dot{\underline{\xi}}^p\| \quad \text{avec} \quad \|\dot{\underline{\xi}}^p\| = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\underline{\xi}}^p : \dot{\underline{\xi}}^p} \quad (1.18)$$

où D et δ sont des paramètres à déterminer.

Avec cette méthode d'homogénéisation, utiliser une loi de plasticité cristalline, comme celle présentée dans la section 1.1, permet de surcroît de prendre en compte les incompatibilités intragranulaires grâce aux variables d'écrouissage r_s et x_s . Ce modèle est implémenté dans la suite Z-set [Zset, 2021] et est utilisé pour les simulations par éléments finis (EF).

1.1.3 Définition des Volumes Élémentaires Représentatifs

Pour modéliser le comportement d'une microstructure, il n'est pas possible de considérer un polycristal homogénéisé et pour ne pas alourdir les simulations, on cherche la plus petite taille d'agrégat possible. C'est pourquoi on cherche à définir un Volume Élémentaire Représentatif, s'il existe. Un VER est un volume suffisamment grand tel que le comportement moyen de celui-ci ne fluctue plus lorsque la taille dudit volume augmente [Coudon, 2017]. En outre, pour que les paramètres identifiés par homogénéisation soient toujours applicables au matériau, il est également nécessaire de considérer un nombre de grains suffisant à homogénéiser.

La recherche d'une taille minimum de VER pour un polycristal consiste à trouver le nombre de grains minimum pour que le comportement moyen n'en dépende plus. La définition d'un VER n'est cependant pas unique.

D'une part, des méthodes statistiques ont été développées. L'idée est d'abord de générer et solliciter plusieurs microstructures avec même un nombre de grains. La moyenne de la variable d'intérêt choisie est calculée sur chaque agrégat. À partir de ces résultats, une statistique au choix peut être effectuée. C'est lorsque cette statistique n'évolue plus qu'un VER est considéré atteint [Kanit et al., 2003]. La variable étudiée peut être par exemple le module de Young effectif et la statistique, l'écart-type.

D'autre part, il existe des méthodes déterministes. Une méthode courante consiste à chercher le nombre de grains minimum tel que les courbes de contrainte-déformation macroscopiques n'évoluent plus [Barbe et al., 2001b].

Enfin, la taille du VER d'un polycristal dépend de plusieurs éléments de la microstructure, tels que la texture et la forme des grains. Pour l'étude d'un agrégat au cœur d'une large pièce, il est possible de considérer une microstructure périodique, ce qui permet de réduire la taille des VERs [Kanit et al., 2003, Nygård, 2003, Zeghadi et al., 2007]. Cependant, pour modéliser les phénomènes en surface, il est plus pertinent de considérer des agrégats polycristallins semi-périodiques avec une surface libre.

Pour ce cas et selon certains critères statistiques, des agrégats de 250 grains équiaxes ne sont pas toujours suffisants pour être représentatifs [Bouchedjra et al., 2018]. Toutefois, il a aussi été montré que les courbes de contrainte-déformation macroscopiques, elles, n'évoluent plus dès 64 grains [Zhang et al., 2015]. Le comportement cyclique semble bien correspondre aux essais ce qui indique qu'il est acceptable de considérer un compromis quant au nombre de grains minimum pour les simulations. Ce parti a notamment été pris dans [Zhang et al., 2015, Colas et al., 2019] pour limiter le temps de calcul des simulations cycliques.

1.2 Fatigue des alliages métalliques : approche macroscopique

1.2.1 Éléments de mécanique élastique linéaire de la rupture

Les premiers éléments de la mécanique élastique linéaire de la rupture (MELR) ont été introduits par Irwin en 1957 [Irwin, 1957]. Premièrement, il distingue 3 modes de fissuration, illustrés par la Figure 1.5 : le mode I est le mode d'ouverture de fissure en traction, le mode II est le mode de cisaillement dans le plan de la fissure et le mode III est le mode de cisaillement antiplan.

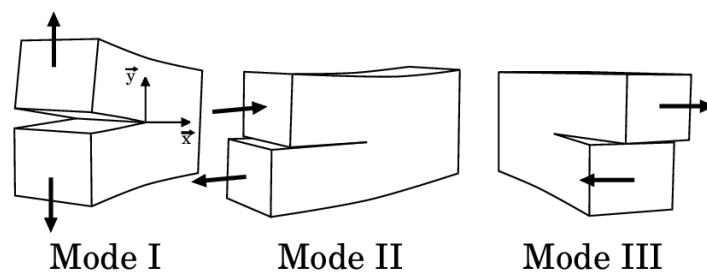


Figure 1.5 – Modes de fissuration I, II et III [Hosdez, 2017]

En outre, il propose un développement asymptotique permettant la modélisation du champ de contrainte en pointe de fissure. Pour cela il considère une fissure de taille $2a$ dans une plaque infinie soumise à une charge S , dont le repère est détaillé dans la Figure 1.6. Pour $r \gg a$, le tenseur des contraintes en un point est de la forme

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \times f_{i,j}(\theta). \quad (1.19)$$

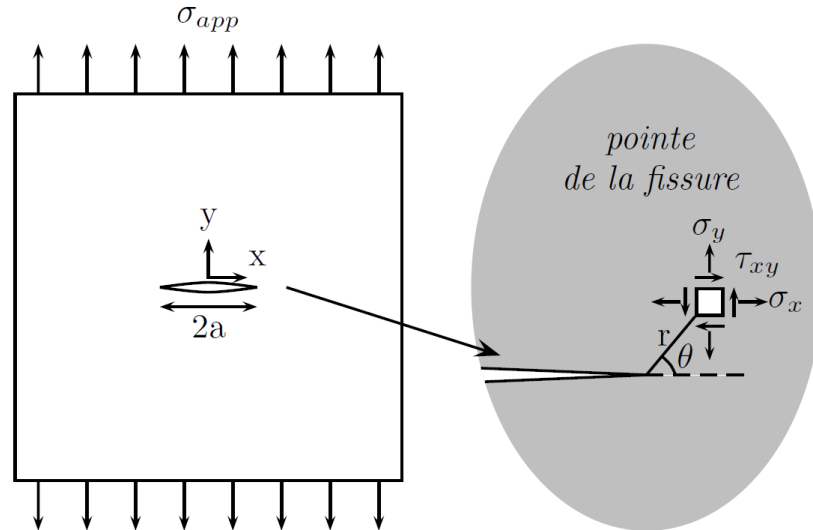


Figure 1.6 – Systèmes de coordonnées global et local au front de fissure [Proudhon, 2005]. Dans ce schéma, la charge S est σ_{app} .

où K est le facteur d'intensité de contrainte du mode considéré; la forme de la fonction f dépend également du mode d'ouverture. En mode I, le facteur d'intensité de contrainte est donné par $K = S\sqrt{\pi a}$ et la fonction f est telle que

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \end{cases} \quad (1.20)$$

Ce mode d'ouverture de fissure est le plus étudié historiquement, mais depuis, d'autres facteurs d'intensité de contrainte ont été proposés pour des cas différents d'ouverture et de géométrie de fissure et de chargement [Sih et Barthelemy, 1980, Qian et Fatemi, 1996].

1.2.2 Modèles macroscopiques de propagation de fissure de fatigue

Dans un premier temps, trois régimes de propagation de fissures sont identifiés, illustrés par la Figure 1.7 : le stade I est la phase d'amorçage de fissures difficilement prédictible et dépendante de la microstructure; le stade II est une phase de propagation stable dont des solutions analytiques actuelles existent pour la décrire; enfin, le stade III est une phase brève durant laquelle les fissures évoluent de manière instable et incontrôlée jusqu'à rupture de la pièce.

Partant du constat d'une propagation de fissure stable pendant le stade II, des premiers modèles reposent sur la MELR et font appel au facteur d'intensité de contrainte présenté précédemment. À ce stade, la taille de la zone plastique induite par la fissure proche de son front est négligeable devant la taille de la fissure et peut donc être ignorée pour modéliser

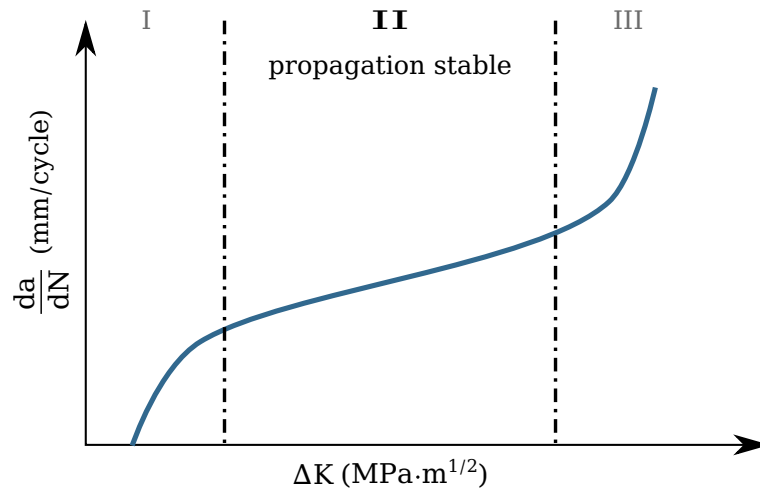


Figure 1.7 – Représentation schématique de la vitesse de propagation de fissure selon le facteur d'intensité de contrainte suggérée par P.C. Paris

sa propagation. Dans cette idée, la fameuse loi de Paris [Paris et Erdogan, 1963] a été proposée et décrit l'évolution de la taille d'une fissure par cycle pendant le stade II par :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1.21)$$

où C et m sont des constantes.

Depuis, certaines modifications ont été proposées afin de prendre en compte le rapport de charge $R_\theta = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\min}}$, la contrainte moyenne σ_{moy} , mais également la ténacité du matériau K_C . Les estimations de la vitesse de propagation sont alors de la forme

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, K_C). \quad (1.22)$$

D'autre part, des modèles faisant le lien entre la géométrie d'une fissure et sa vitesse de propagation ont été développés. Par exemple, Suresh [Suresh, 1983] fait l'hypothèse qu'une fissure bifurquée nécessite un niveau de sollicitation plus élevé pour grandir qu'une fissure droite de taille équivalente. La vitesse de propagation est alors de la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, L_c, \theta_c) \quad (1.23)$$

où L_c est la longueur de la portion de fissure déviée et θ_c l'angle de déviation.

À l'inverse, une autre famille de modèles se base sur l'accumulation plastique proche de la pointe de fissure pour guider sa propagation. Ainsi, de nouveaux phénomènes peuvent être pris en compte, comme la plasticité à l'arrière du front de fissure générée lors de chargements antérieurs [Elber et al., 1971].

Certains modèles sont basés sur le mouvement des dislocations en pointe de fissure. L'un des premiers modèles proposés par Rice [Rice et Thomson, 1974] consiste en la définition d'une condition qui régit l'émission de dislocation, à l'origine d'un glissement

permanent de la pointe de fissure, *i.e.* de sa propagation. Afin de prendre en compte les obstacles que peuvent rencontrer les dislocations, tels que les joints de grains, des modèles ont été proposés [Taira et al., 1978, Tanaka et al., 1986]. Ces modèles peuvent alors étendre la description de la propagation à des échelles plus fines.

Plus récemment, grâce aux moyens numériques grandissants, de nouveaux modèles atomistiques permettent même une modélisation à une échelle encore inférieure, celle des dislocations [Wu et al., 1993]. Cependant, le comportement des dislocations et leur évolution n'est pas encore bien saisi aujourd'hui, de telle sorte que le lien entre dislocations et matériau continu n'est pas encore clair. D'un point de vue industriel et notamment en aéronautique, ces modélisations ne sont donc, pour l'instant, pas utilisables. Ce sont les méthodes de la MELR qui sont utilisées actuellement.

1.2.3 Méthodes pour la prédiction de durée de vie en fatigue

Le second enjeu de la fatigue est l'estimation de durée de vie des pièces. Selon le type de sollicitation, dont une description est donnée par la Figure 1.8, la durée de vie d'une pièce varie. Par exemple pour une même amplitude de contrainte S_a , la durée de vie en traction répétée ($R_\sigma > 0$) est inférieure à la durée de vie obtenue avec un chargement alterné symétrique ($R_\sigma = -1$).

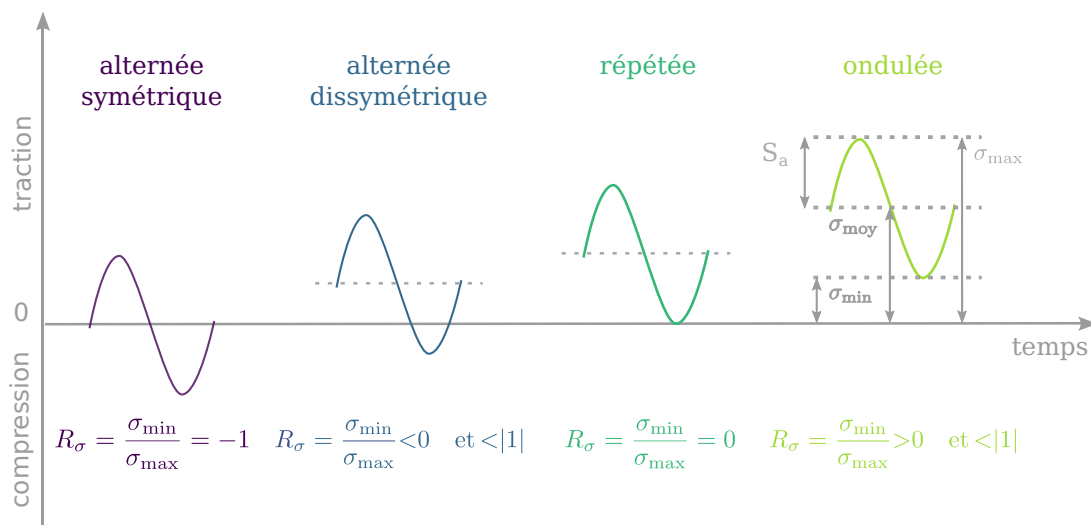


Figure 1.8 – Schématisation des différentes sollicitations de fatigue [Lours, 2014]

Pour un matériau donné, la courbe de Wöhler est un outil expérimental qui permet de faire le lien entre un chargement cyclique et une durée de vie à rupture.

Son allure met en lumière les trois domaines de fatigue illustrés par la Figure 1.9 :

- le domaine oligocyclique, aussi dit à faible nombre de cycles ou *Low Cycle Fatigue* en anglais (LCF), correspond aux cas de sollicitations où la contrainte maximale est proche de la limite d'élasticité initiale ;
- le domaine d'endurance limitée, aussi dit à grand nombre de cycles ou *High Cycle Fatigue* (HCF), correspond à des sollicitations plus faibles, pour un nombre de cycles à rupture compris entre 10^4 et 10^7 ;

- le domaine d'endurance illimitée, aussi dit à très grand nombre de cycles ou *Very High Cycle Fatigue* (VHCF), où la sollicitation est telle que la pièce ne rompt toujours pas après 10^7 cycles.

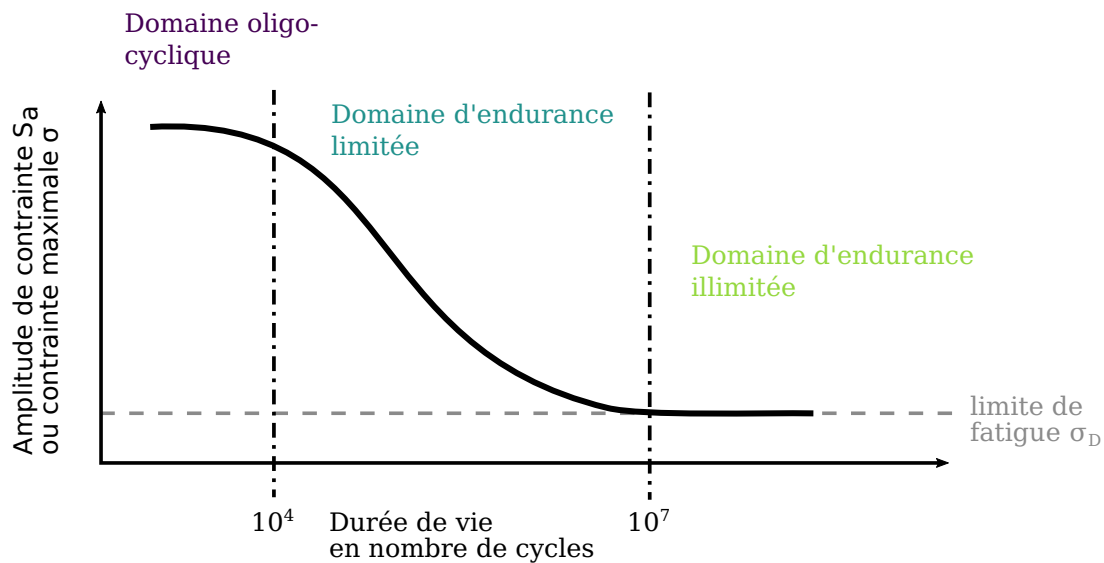


Figure 1.9 – Allure d'une courbe de Wöhler. Elle est tracée généralement selon la contrainte alternée, mais l'est parfois aussi selon la contrainte maximale

Pour réaliser ces courbes, des éprouvettes cylindriques sont soumises à des cycles d'amplitude de chargement constante S_a différentes, fluctuant autour d'une valeur moyenne σ_{moy} . Pour chaque niveau de sollicitation, le nombre de cycles nécessaire à la rupture est ensuite enregistré.

Avec les simulations EF, il est possible de connaître en tout point et à tout instant les tenseurs des contraintes. Pour se référer aux courbes de Wöhler et obtenir une durée de vie en ces points, il faut utiliser des modèles d'endommagement. Leur objectif est de déterminer la durée de vie à amorçage d'une pièce. Une des approches de modèles d'endommagement se présente sous la forme de critères, eux-mêmes classés en 3 catégories : empirique, globale et plan critique. Ils sont formulés à partir de champs de déformation, de contrainte ou d'énergie. Des critères globaux couramment utilisés dans l'industrie sont les critères de Sines, Crossland et Dang-Van [Santecchia et al., 2016]. Ils prennent en compte l'amplitude de cisaillement et en définissant une variable de cisaillement "recentrée" il est possible de les étendre à la multiaxialité.

En 1973, Brown et Miller [Brown et Miller, 1973] font la distinction entre deux types de fissures : (i) celles dont la normale au front de propagation est perpendiculaire à la surface et dont la trace en surface est orientée à 45° de la direction de traction et (ii) les fissures dont la propagation suit le plan de cisaillement maximal et dont la trace en surface est perpendiculaire à la direction de traction. Dans le second cas, l'existence d'un plan critique peut donc être supposée. La littérature sur les critères de type plan critique est très riche et un grand nombre de critères est proposé.

Pour calculer une durée de vie à amorçage selon l'approche du plan critique, les contraintes et les déformations issues de la simulation EF sont d'abord projetées sur tous les plans, compte tenu d'une certaine discrétisation de l'espace ; puis le plan critique est déterminé selon certaines hypothèses et le critère est appliqué sur le plan critique

identifié, permettant ainsi de conclure à une durée de vie en nombre de cycles. Il est important de noter que le plan critique identifié n'est pas nécessairement celui sur lequel le critère appliqué est maximal. Ces critères sont intéressants dans le cadre de la prédiction de durée de vie en fatigue, car l'expérience montre que pour les alliages métalliques, et donc d'aluminium, il existe en effet un plan critique [Halliday et al., 2003].

Dans l'optique d'illustrer les différents repères employés par les critères, les notations de la Figure 1.10 sont détaillées :

- $\underline{\sigma}$ et $\underline{\varepsilon}$ sont les champs de contraintes et déformations dans le repère global (x, y, z) ;
- τ et γ sont les composantes tangentielles dans le repère global (x, y, z) , soit la contrainte de cisaillement et la distorsion de cisaillement ;
- Δ est un plan quelconque de normale \underline{n} et de base $(\underline{n}, \underline{a}, \underline{b})$;
- la projection d'un champ du repère global au repère $(O, \underline{n}, \underline{a}, \underline{b})$, avec O un point de Gauss, est notée \bullet_{nn} pour un tenseur d'ordre 2 ou \bullet_n pour un tenseur d'ordre 1 ;
- θ est l'angle entre les axes \underline{z} et \underline{n} et ϕ est l'angle entre l'axe \underline{x} et la projection de \underline{n} sur le plan $(\underline{x}, \underline{y})$;

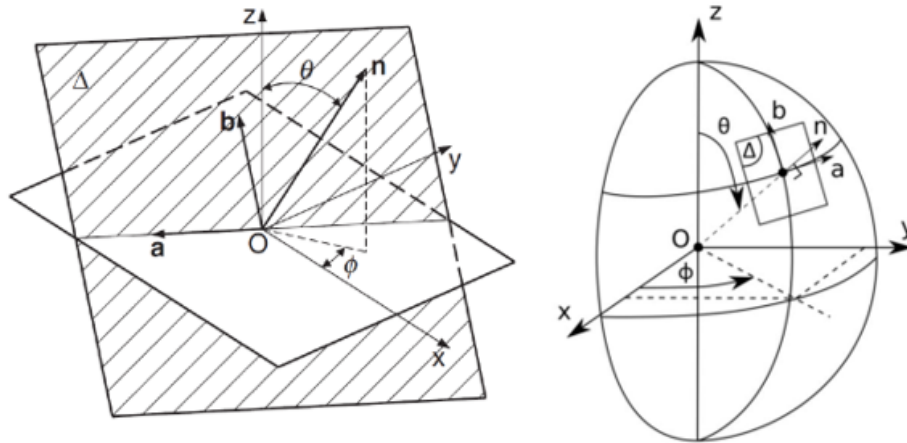


Figure 1.10 – À gauche : le changement de repère, à droite : la représentation sphérique [Weber et al., 1999]

Voici quatre exemples de critères de type plan critique qui permettent de calculer la durée de vie à amorçage en nombre de cycles N_f . Ici, toute composante d'un tenseur normale au plan critique identifié est notée \bullet_{\perp} .

Brown-Miller [Brown et Miller, 1973] a été formulé suite à la conclusion de l'existence d'un plan critique par les mêmes auteurs. Le plan critique est choisi comme étant celui qui maximise l'amplitude de cisaillement, soit $\max_n \tau_n$. Le critère fait ensuite appel à l'amplitude de déformation normale au plan critique $\Delta\varepsilon_{\perp}$ et est donné par :

$$\frac{\Delta\gamma_n}{2} + a\Delta\varepsilon_{\perp} \leq b(N_f) \quad (1.24)$$

où a et b sont des paramètres matériau.

Wang-Brown [Wang et Brown, 1993] est une reformulation du critère de Brown-Miller :

$$\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} + S\Delta\varepsilon_{\perp} = [(1+\nu_e) + S(1-\nu_e)]\frac{\sigma_f}{E}(2N_f)^b + [(1+\nu_p) + S(1-\nu_p)]\varepsilon_f(2N_f)^c \quad (1.25)$$

où S, ν_e, ν_p, E, b et c sont des paramètres matériau, et γ_f, ε_f des références en fatigue.

Dang Van-Papadopoulos [Dang-Van, 1993] est le premier critère macroscopique formulé à partir de variables mésoscopiques. Bien qu'il ne donne pas directement une équivalence avec une durée de vie, c'est un indicateur de rupture. Écrit en contraintes, il est donné par :

$$\frac{\Delta\tau_n}{2} + aN_f \leq b \quad (1.26)$$

où a et b sont des paramètres matériau.

Fatemi-Socie [Fatemi et Socie, 1988] est un critère basé sur les champs de contrainte et de déformation. L'amorçage est considéré guidé par le cisaillement donc le plan critique est celui où le maximum de $\Delta\gamma_{\max}$ est atteint. Le critère appliqué est alors le suivant :

$$\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} \left(1 + k\frac{\sigma_{\perp\max}}{\sigma_y} \right) = \frac{\tau_f}{G}(2N_f)^{b_0} + \gamma_f(2N_f)^{c_0} \quad (1.27)$$

où $\sigma_{\perp\max}$ est la contrainte normale maximale au plan critique. En un sens, elle représente l'ouverture de la fissure. k, b_0, c_0 et G sont des paramètres matériau, σ_y est la limite d'élasticité et γ_f et N_f sont des références en fatigue. En 2017, Gates et Fatemi ont reformulé le critère où σ_y est remplacé par $G \cdot \Delta\gamma$ [Gates et Fatemi, 2017].

De la même manière que les modèles de propagation de fissure, tel que la loi de Paris, ne sont valables qu'à partir d'une certaine taille de fissure, ces calculs macroscopiques de durée de vie ne permettent pas non plus de rendre compte de l'amorçage des fissures et de ses aspects microstructuraux. Or, la dispersion des résultats des essais de durée de vie est justement attribuée à la période d'incubation de la fissure dont l'origine et l'évolution dépendent de la microstructure. C'est pourquoi le développement de modèles à cette échelle est nécessaire.

1.3 Phénomènes de fatigue microstructuraux dans les matériaux métalliques polycristallins

1.3.1 Définitions des stades de fatigue et des différentes échelles en jeu

La phase de propagation a été la première étudiée en profondeur et est aujourd'hui raisonnablement décrite, notamment par la loi de Paris.

Cependant, certaines fissures "courtes" se propagent à une vitesse supérieure ou égale aux fissures "longues", pour des valeurs inférieures de facteurs d'intensité de contrainte [Pearson, 1975] et les modèles de propagation précédents ne parviennent pas à décrire cette tendance. Suite à ces observations, les efforts se sont concentrés sur de nouvelles descriptions des phénomènes d'amorçage et propagation précoces.

Par exemple, McDowell propose la distinction de plusieurs ordres de grandeur illustrés par la Figure 1.11. Il met notamment en lumière le problème du lien entre les phénomènes atomiques, les dislocations, qui donnent lieu à l'évolution de l'état d'irréversibilité de la fatigue et l'échelle de germination d'une fissure de fatigue dans les alliages métalliques polycristallins. En effet, les liens entre les échelles ne sont pas triviaux et il n'est pour l'instant pas possible de réaliser des calculs de dynamique des dislocations sur des pièces entières ou sous chargement cyclique.

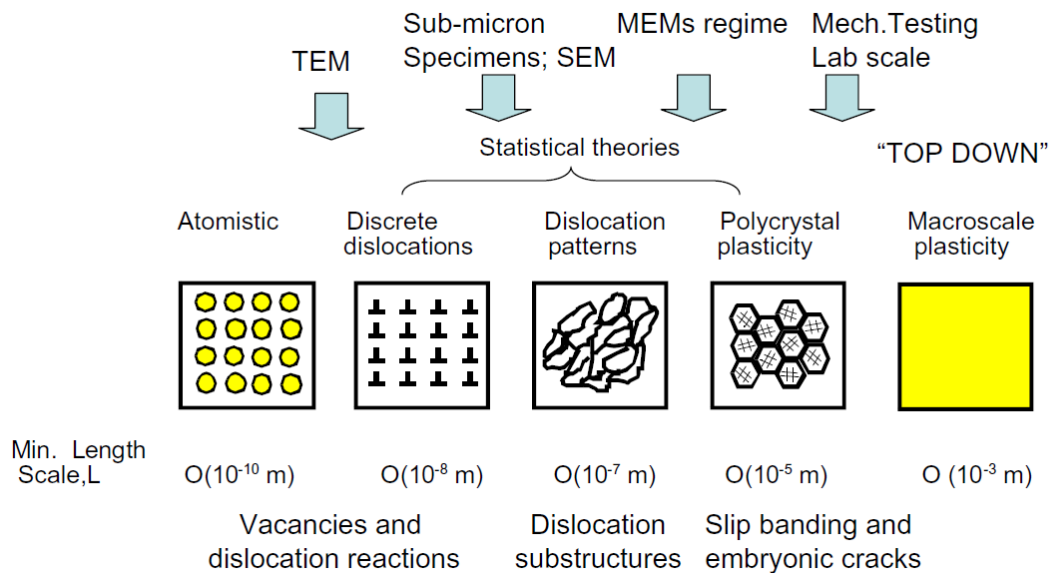


Figure 1.11 – Différentes échelles entrant en jeu dans les phénomènes de fatigue [McDowell et Dunne, 2010]

Ainsi, McDowell propose une décomposition plus fine que les 3 stades macroscopiques connus [McDowell et Dunne, 2010].

La première phase est celle de la nucléation et de la croissance d'une fissure à travers le domaine d'influence d'un gros grain, d'un groupe d'inclusions, etc. à l'origine de la nucléation. D'un point de vue physique, il s'agit du passage d'un réseau cristallin non fissuré à un réseau fissuré, ce qui dépend fortement du réseau de dislocations.

La deuxième phase est celle de la propagation de fissure microstructurellement courte (*Microstructurally Small Crack*, MSC), soit environ 3 à 10 fois la taille d'un grain ou de phase secondaire qui ralentirait la fissure.

Viennent ensuite les phases de propagation d'une fissure physiquement courte (*Physically Small Crack*, PSC) puis d'une fissure longue (*Long Crack*, LC). Une fissure physiquement courte est une fissure dont la longueur est grande devant la microstructure, mais dont l'évolution en dépend encore ; une fissure longue est indépendante de la microstructure, son évolution est stable : elle appartient au stade II de la décomposition macroscopique. La représentation du comportement des fissures peut être complétée, comme cela est illustré par le diagramme de Kitagawa-Takahashi, Figure 1.12.

Finalement, la décomposition des échelles de temps et de taille des phénomènes de fatigue dépend des hypothèses, des moyens numériques et expérimentaux et des objectifs

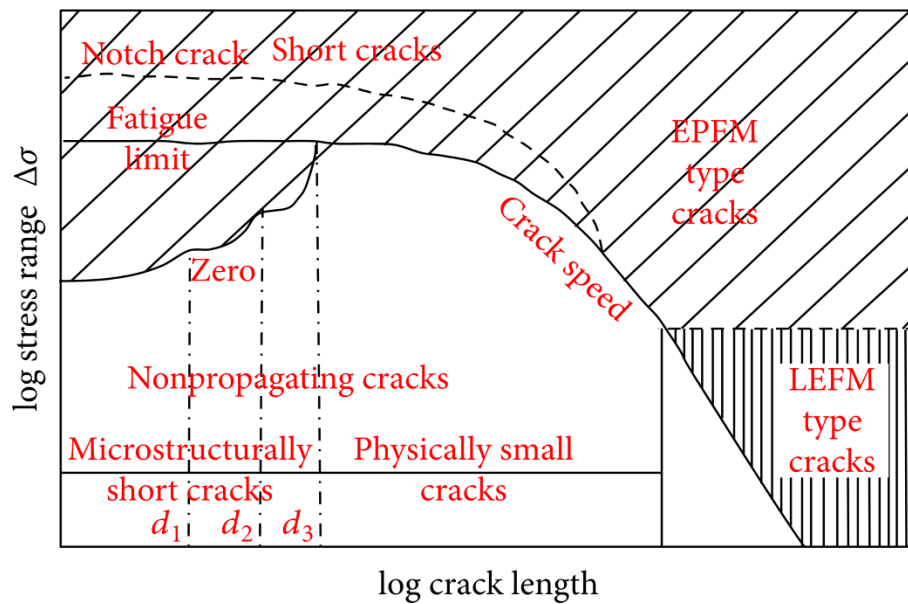


Figure 1.12 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi modifié pour prendre en compte les différents stades de fissures [Miller, 1987]

de chaque étude. L'objectif ultime étant de converger vers une approche unifiée de l'endommagement de fatigue qui permette la modélisation de l'incubation d'une fissure, à la rupture de la pièce¹.

1.3.2 Sites préférentiels d'amorçage de fissure de fatigue

De nombreux phénomènes concourent sous sollicitation cyclique pour mener à l'amorçage d'une fissure. S'ils ne sont pas tous expliqués, ils sont pour la plupart identifiés depuis les années 1970. Le chargement mécanique, ou même thermique, d'une structure cristalline entraîne la modification de son réseau et crée ainsi un réseau de dislocations. En surface et sous sollicitation cyclique, cela se traduit par l'apparition de marches d'intrusion-extrusion, illustrées par la Figure 1.13. On parle alors de glissement irréversible et il s'agit de potentiels sites d'amorçage de fissure.

Dans les polycristaux, la désorientation des grains entre eux peut être à l'origine de concentration de contrainte à l'interface, c'est-à-dire aux joints de grain. En surface, les phénomènes d'intrusion-extrusion sont donc potentiellement d'autant plus importants aux joints de grains ce qui en fait également un site d'amorçage de fissure [Essmann et al., 1981, Mughrabi et al., 1983].

D'autres sites d'amorçage de fissure de fatigue largement admis sont les pores qui, bien qu'ils puissent être contrôlés, sont inévitables. Localement, ils entraînent une forte concentration de contrainte responsable de l'amorçage.

Enfin, lors de la fabrication d'alliages, les éléments d'addition sont susceptibles de s'agréger et forment ainsi des phases secondaires dont les propriétés mécaniques diffèrent de la matrice [Morris et al., 1976]. Cela crée localement une incompatibilité de déformation et par conséquent un site potentiel d'amorçage de fissure.

1. Ici, nous n'avons pas cette prétention et nous nous contentons d'étudier quelques phénomènes de fatigue à l'échelle de la microstructure

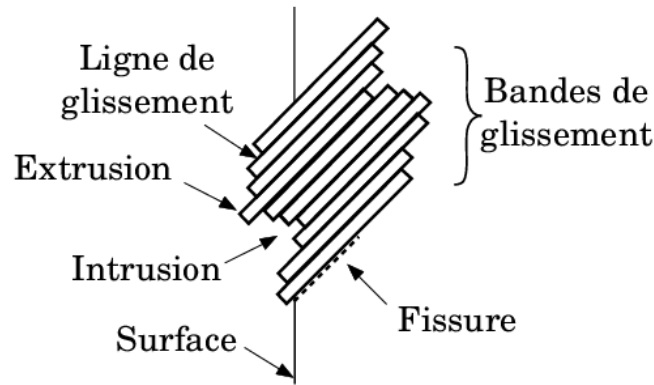


Figure 1.13 – Mécanismes d'intrusion-extrusion en surface [Hosdez, 2017]

À faible niveau de sollicitation, l'amorçage de fissure est principalement situé sur les phases secondaires et a contrario à haut niveau de sollicitation, l'amorçage est plutôt intergranulaire (aux joints de grain) ou sur les bandes de glissement permanentes (inter- et intragranulaire) [Morris et James, 1980, Kung et Fine, 1979, Sigler et al., 1983].

1.3.3 Phénomènes de propagation des fissures courtes

Pour décrire les fissures courtes, une première hypothèse a été faite par Forsyth [Forsyth, 1961] qui consiste à dire que les fissures suivent d'abord le plan de cisaillement maximum puis lorsqu'elles sont plus grandes prennent la direction normale à la sollicitation. Depuis, l'amélioration des moyens d'observations ont mis en défaut cette théorie. En particulier, l'invention et la commercialisation du Microscope Électronique à Balayage (MEB) ont permis d'observer bien plus précisément l'amorçage de fissure et leur propagation. Les outils de tomographie actuels permettent également d'améliorer la compréhension de l'endommagement de fatigue.

À l'échelle d'un grain, on observe effectivement des fissures cristallographiques, c'est-à-dire dont le chemin en surface (en 2D) coïncide avec l'intersection de cette surface et un des plans du réseau cristallin. Elles sont donc inévitablement conditionnées par la cristallographie du matériau, à savoir notamment la forme et la taille des grains, leur désorientation, ou encore l'énergie de défaut d'empilement. Ces fissures sont souvent présentes dans les superalliages base nickel [Schaef et al., 2011]. Dans le cas des CFC et donc des alliages d'aluminium, des analyses EBSD¹ confirment l'existence de fissures sur les plans de glissement denses $\{111\}$, dont un exemple est donné dans Figure 1.14.

Il y a également des fissures qui, à cette même échelle, ne semblent pas cristallographiques malgré une forte activité cristallographique comme c'est le cas sur la Figure 1.15. Parfois, elles sont mêmes majoritaires [Halliday et al., 2003, Gupta et Agnew, 2011]. Peu de modèles sont capables de prédire le caractère cristallographique d'une fissure à l'amorçage.

1. l'EBS (Electron BackScattered Diffraction) est un mode d'imagerie du MEB qui fournit la ou les orientations cristallographiques d'un matériau en surface

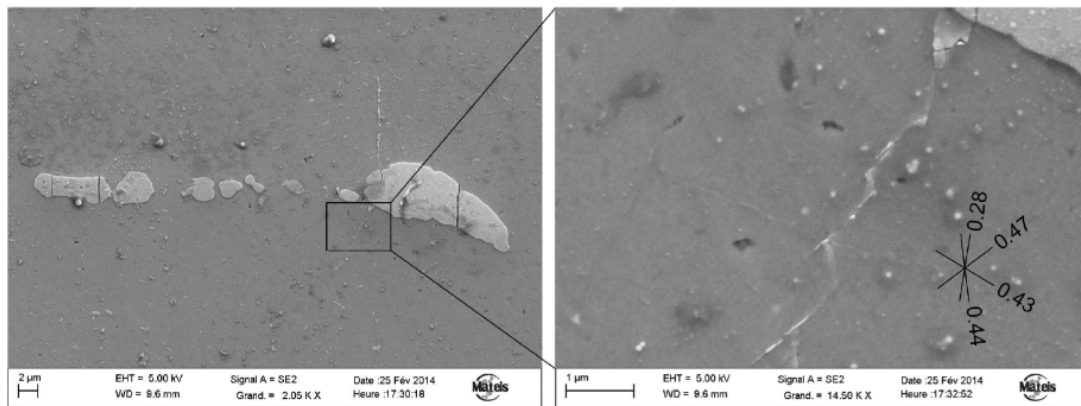


Figure 1.14 – Observations MEB d’une fissure cristallographique dans un alliage de 2050. Les traces des plans de glissement $\{111\}$ obtenues après analyse EBSD sont accompagnés du facteur de Schmid du système le plus favorable. (la direction de sollicitation est horizontale) [Nizery, 2015]

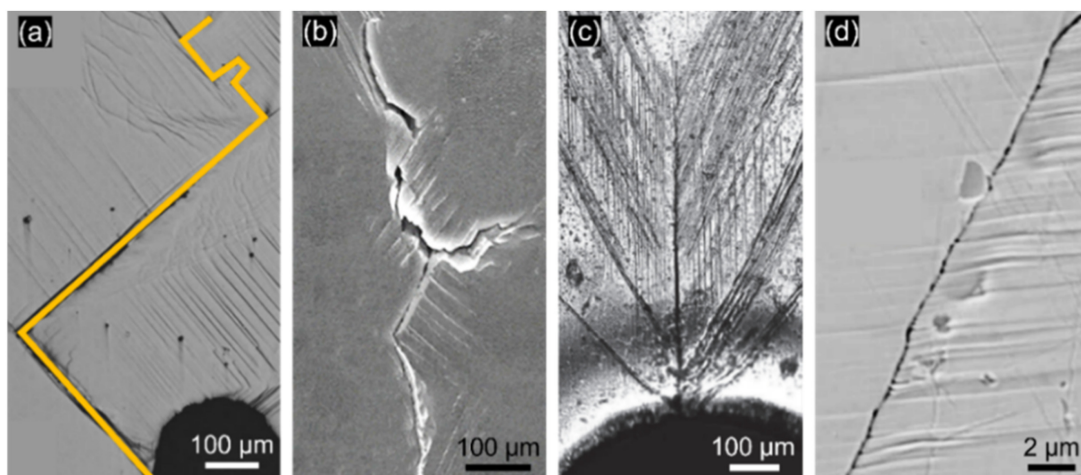


Figure 1.15 – Exemple de fissures non-cristallographiques dans plusieurs alliages [Long et Dunne, 2023]

La fermeture d'une fissure complexifie la prédiction de son évolution puisque son origine n'est pas toujours définie ou unique : phénomènes d'oxydation, plasticité en pointe de fissure ou rugosité peuvent apparaître [Elber et al., 1971]. Ceci influence non seulement la direction de propagation de la fissure, mais aussi sa vitesse.

Ces deux aspects sont aussi influencés par les joints de grain et l'activité plastique en leur voisinage [Tanaka et al., 1986] : les fissures courtes sont ralenties à l'approche de joints de grains, ainsi il est possible de trouver des courbes de propagation de fissure telles que celles de la Figure 1.16. Ce phénomène n'est pas en désaccord avec les observations faites sur l'amorçage qui identifient les joints de grains comme site d'amorçage. En effet, l'amorce intragranulaire apparaît à de bas niveaux de déformations et les joints de grains sont intacts, ils deviennent alors des obstacles potentiels à la propagation de fissures.

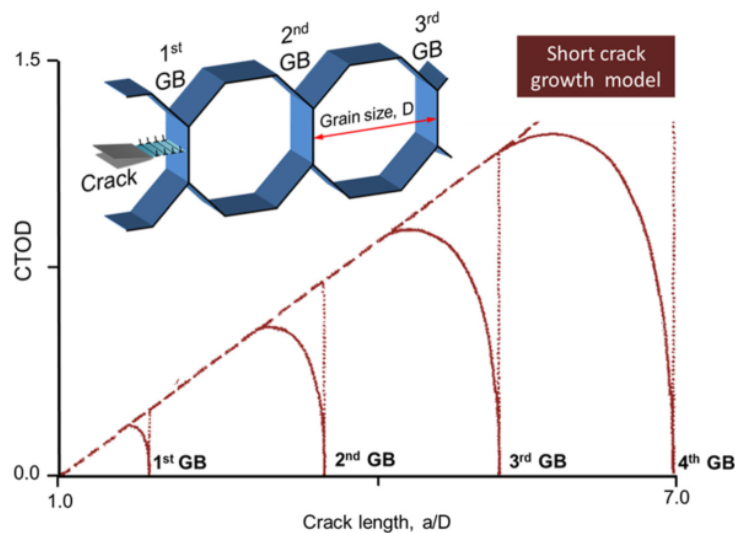


Figure 1.16 – Illustration du ralentissement d'une fissure lors de ses passages aux joints de grain [Chowdhury et Sehitoglu, 2016]

En plus d'être ralentie, les fissures peuvent être déviées lors du passage d'un joint de grain, comme cela est visible sur la Figure 1.17.

Finalement, la multiplicité des mécanismes qui influencent l'amorçage, puis la direction et la vitesse de propagation donnent lieu à un aussi grand nombre de modèles analytiques et numériques pour leur prédiction.

1.4 Modélisation numérique de la fatigue à l'échelle de la microstructure

1.4.1 *Fatigue Indicator Parameters* pour l'identification de l'endommagement de fatigue

Afin d'étendre le domaine de validité des modèles d'endommagement détaillés dans la section 1.2.2 aux fissures courtes, des modèles à l'échelle microscopique ont été proposés pour identifier les sites d'amorçage de fissure à l'échelle de la microstructure. À l'image des critères macroscopiques, des critères microscopiques plus communément appelés FIPs

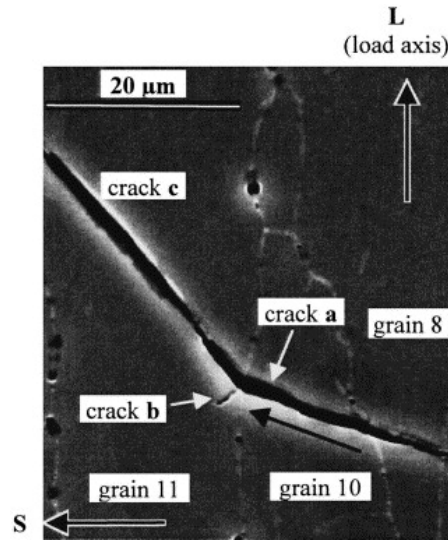


Figure 1.17 – Illustration du changement de direction d'une fissure lors de ses passages aux joints de grain [Zhai et al., 2000]

– pour *Fatigue Indicator Parameters* et indicateurs de tenue en fatigue, en français – sont étudiés.

Contrairement aux critères macroscopiques, la littérature sur les critères microscopiques est moins abondante et il n'y a pas de consensus à leur sujet, de sorte que la campagne expérimentale apportera de nouvelles données à la discussion [McDowell et Dunne, 2010, Castelluccio et al., 2014]. Avec l'utilisation de FIPs, plusieurs modèles peuvent être évalués à partir d'une même simulation de microstructure, c'est pourquoi cette approche est choisie pour mener l'exploration de l'endommagement à l'échelle de la microstructure.

Pour des calculs de structure macroscopiques, la recherche du plan critique peut s'avérer très lourde. Par exemple, parcourir tous les plans $\theta \in \{0; 180\}$ et $\psi \in \{0; 360\}$ avec un incrément de 10° , revient à projeter les champs d'intérêt sur 18×36 plans par point de gauss, soit 648 plans. Cependant, de par la nature des modèles de plasticité cristalline, qui reposent sur le glissement irréversible d'atomes sur les plans de glissement, l'hypothèse peut être faite que le plan critique sera l'un des plans de glissement du cristal. Dans le cas d'un cristal CFC, la recherche du plan critique se limite donc aux 4 plans de glissement.

Liés directement à la plasticité cristalline, des premiers indicateurs de fatigue peuvent être établis tels que le maximum de plasticité cumulée sur tous les systèmes de glissement : $D_1 = \max_s \gamma^s$, où la plasticité cumulée est donnée par $\gamma^s = \int_0^t |\dot{\gamma}^s| dt$, ou bien la plasticité cumulée sur les 12 systèmes de glissement : $D_2 = \sum_s \gamma^s$.

De plus, pour modéliser des effets de surface, Guilhem a proposé un FIP rendant compte de l'intensité et de l'orientation des marches d'intrusion et extrusion [Guilhem et al., 2013] : pour chaque plan de glissement p et systèmes de glissement associés s , $\gamma_{\text{surf}}^p = \left(\sum_{s \in p} \gamma^s \mathbf{l}^s \right) \cdot \mathbf{n}_{\text{surf}}$. Enfin, le maximum signé est associé à son vecteur d'orientation, c'est-à-dire :

$$\mathcal{Y}_{\text{surf}} = \gamma_{\text{surf}} \mathbf{l}_{\text{surf}} \quad (1.28)$$

où $\gamma_{\text{surf}} = \max_p (|\gamma_{\text{surf}}^p|) \times \text{sign}(\gamma_{\text{surf}}^p)$ et $\mathbf{l}_{\text{surf}} = \frac{\mathbf{n}_{\text{surf}} \times \mathbf{l}_{\text{surf}}(\gamma_{\text{surf}})}{|\mathbf{n}_{\text{surf}} \times \mathbf{n}_{\text{surf}}(\gamma_{\text{surf}})|}$.

D'autres FIPs permettent de prendre en compte des effets de surface tels que le rochet local [Colas et al., 2019, Colas et al., 2021], à savoir l'accumulation de déformation plastique progressive et illimitée sous chargement cyclique qui peut mener à la ruine d'une structure. En effet, si le chargement en contrainte macroscopique est symétrique, localement un grain peut, lui, subir un chargement non symétrique, menant ainsi au phénomène de rochet. À chaque cycle est donc défini un incrément local de déformation plastique : $\Delta\varepsilon_{\text{ratch}}^p = \varepsilon^p|_{\text{fin de cycle}} - \varepsilon^p|_{\text{début de cycle}}$. Le FIP est ensuite calculé en tout point par

$$\text{FIP}_{\text{ratch}} = \sqrt{\frac{2}{3} \Delta\varepsilon_{\text{ratch}}^p : \Delta\varepsilon_{\text{ratch}}^p}. \quad (1.29)$$

Après l'analyse de ce FIP dans plusieurs zones, il a été démontré qu'il était le plus élevé aux joints de grains et aux points triples, ce qui le rend davantage pertinent lorsque l'amorçage est principalement intragranulaire.

À l'échelle microscopique, le critère de Fatemi-Socie est donné, selon [Castelluccio et McDowell, 2014], par :

$$\text{FIP}_{\text{FS,micro}} = \frac{\Delta\gamma_{\text{max}}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,\text{max}}}{\sigma_y} \right). \quad (1.30)$$

1.4.2 Modélisation numérique de la propagation de fissure

Plusieurs méthodes numériques existent pour modéliser une fissure 3D dans un maillage, citons-en quelques-uns :

- le modèle de zone cohésive, principalement utilisé pour modéliser la rupture ductile et fragile, est moins utilisé pour les simulations de fatigue [Elices et al., 2002, De Borst, 2003]. Cette méthode n'est pas retenue, car elle nécessite de connaître le chemin de la fissure au préalable afin d'y insérer les éléments cohésifs.
- les éléments finis étendus, aussi connus sous le nom de X-FEM. Lorsque le front de fissure progresse en milieu inélastique—comme c'est le cas des fissures courtes—la méthode ne permet pas d'éviter les problèmes associés aux transferts de champs [Kanth et al., 2019].
- le remaillage conforme, qui consiste à remailler le voisinage du front de fissure à chaque incrément réel de celui-ci et peut être adapté à la propagation de fissure courte [Proudhon et al., 2016].

La méthode de remaillage conforme, aussi dite de remaillage adaptatif, est implémentée dans Z-cracks et est celle qui est choisie dans cette thèse. Elle se décompose en 5 étapes [Chiaruttini et al., 2013] :

1. le maillage de la géométrie de la fissure,
2. le maillage de la zone d'insertion du maillage de la fissure de la structure initiale,
3. l'intersection du maillage de la fissure avec le sous-maillage,
4. le remaillage automatique pour obtenir la conformité entre le sous-maillage et le maillage initial et pour optimiser les futures simulations éléments finis,

5. l'union des maillages et régénération de la surface du nouveau maillage : séparation des nouvelles lèvres de fissure.

Quant à modéliser la propagation pas à pas d'une fissure, une méthode itérative proposée dans [Proudhon et al., 2016] le permet grâce au remaillage adaptatif et l'utilisation de critère de fatigue. Cette méthode est développée afin de modéliser la propagation de fissure courte. Pour cela, la première étape consiste en la simulation par EF de N cycles de chargement d'une structure fissurée.

Ensuite, pour faire propager la fissure, le front maillé est d'abord approché par un front lisse Γ passant par les $i + 1$ points de contrôle $\underline{P}_{k \in \{0; i\}}$, tel qu'illustré par la Figure 1.18. Pour chaque point de contrôle \underline{P}_k , sont définis \underline{B}_k le vecteur localement normal au plan de la fissure et \underline{T}_k le vecteur localement tangent au front de fissure comme illustrés par la Figure 1.18.

La direction de propagation en chaque point de contrôle est enfin déterminée par le maximum d'un indicateur de fatigue D à choisir, calculé sur le cercle de rayon R_0 , normal à \underline{T}_k (le cercle rouge sur la Figure 1.18).

Si un certain seuil, à identifier, est dépassé, la fissure progresse en ce point de contrôle d'une distance R_0 . Le nouveau front décrit est ensuite inséré par la méthode de remaillage adaptatif.

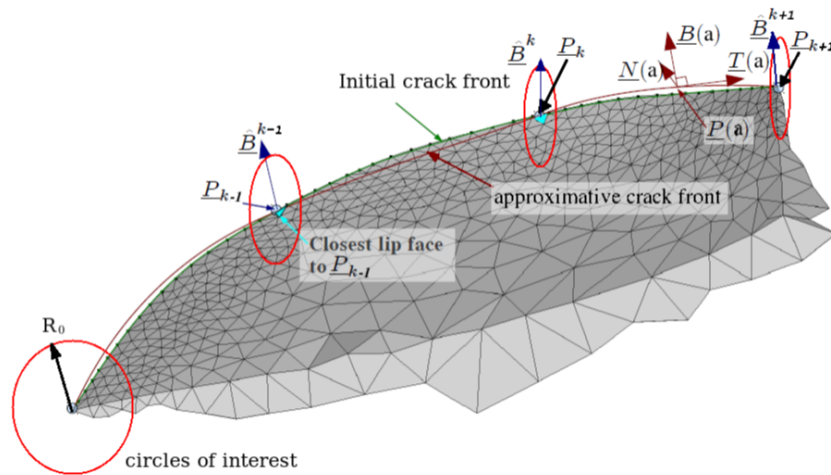


Figure 1.18 – Description d'une fissure telle qu'utilisée dans la méthode [Li, 2015]

Les champs éléments finis sont transférés sur la nouvelle géométrie et il est ensuite possible de simuler à nouveau N cycles de chargement, calculer l'indicateur, etc. La méthode est résumée par la Figure 1.19 et a été validée sur une éprouvette de superalliage base nickel reconstruite par tomographie [Proudhon et al., 2017].

1.4.3 Lien entre microstructure et durée de vie

L'utilité de prendre en compte la microstructure dans les calculs de durée de vie est de déterminer les causes de l'amorçage de fissure et de justifier la dispersion des résultats de durée de vie par un ou plusieurs attributs de microstructure (taille et forme des grains, textures, inclusions, etc.) et de déterminer numériquement les configurations les plus critiques, puisqu'il n'est ni désirable ni possible de tester *toutes* les microstructures existantes.

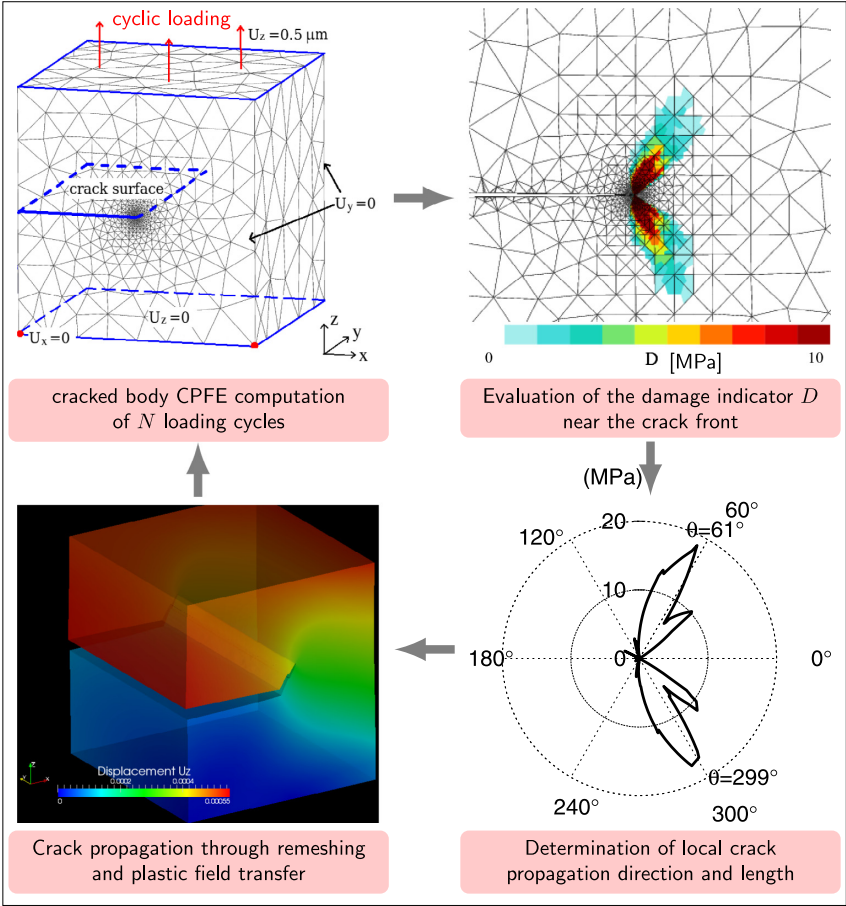


Figure 1.19 – Principe de la méthode itérative pour la simulation de propagation de fissure courte de [Proudhon et al., 2016]

Ainsi, [Przybyla et al., 2010] propose une méthode basée sur les FIPs qui permet d'étudier l'influence de la microstructure sur la tenue en fatigue des matériaux et qui est illustrée par la Figure 1.20 : N arrangements d'une même microstructure A , c'est-à-dire plusieurs tirages aléatoires ayant les mêmes caractéristiques de taille et forme de grains, sont sollicitées à différentes amplitudes de déformation ε_K . Les valeurs maximales des FIPs est ensuite extraite de chaque simulation, ce qui permet de calculer les durées de vie à amorçage. De plus, grâce à l'étude de la distribution des valeurs maximum des FIPs et grâce à la théorie des valeurs extrêmes, il est possible de déterminer les configurations les plus néfastes pour la durée de vie.

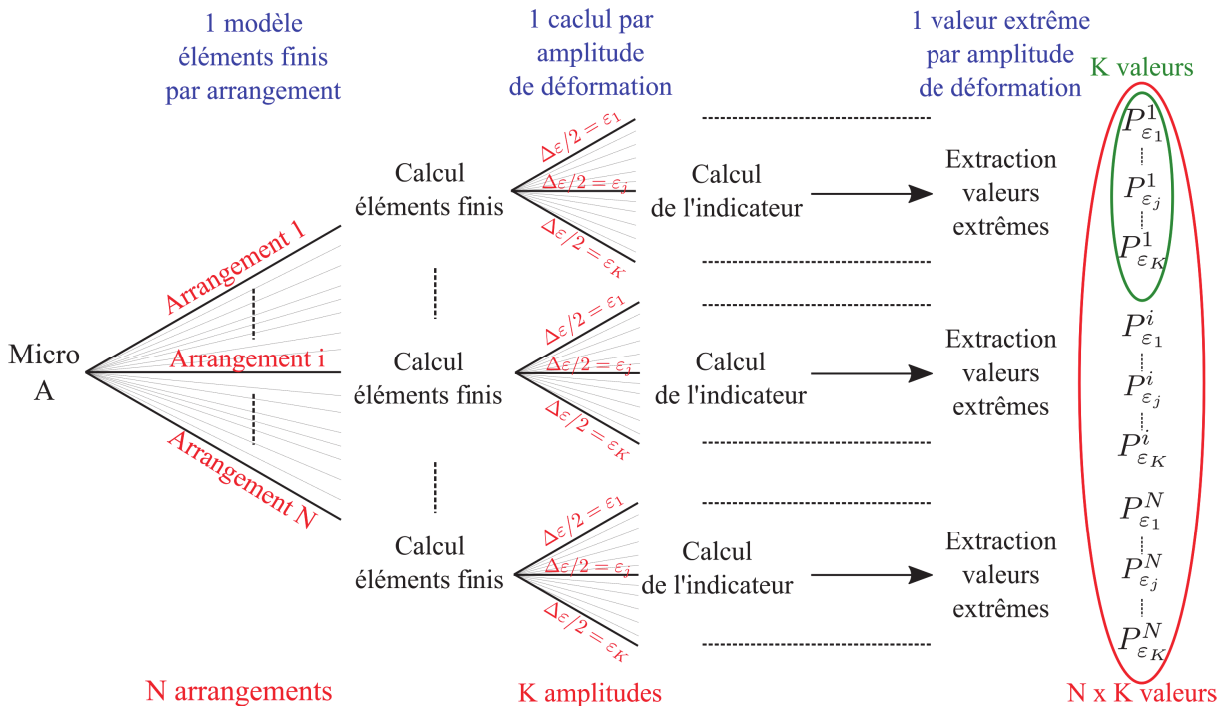


Figure 1.20 – Méthodologie de calcul proposée par [Przybyla et al., 2010] pour réaliser une analyse aux valeurs extrêmes [Serrano, 2020]

Cette méthode nécessite de nombreux calculs, $N \times K$ par microstructure A , il est donc nécessaire de choisir précautionneusement les différents paramètres tels que la taille des agrégats et le nombre d'arrangements.

Pour ce qui est de la taille des agrégats, pour rappel, un VER est un volume suffisamment grand pour que le paramètre de réponse d'intérêt *moyenne* ne fluctue plus lorsque la taille dudit volume augmente. Mais sachant qu'en fatigue, la quantité d'intérêt n'est plus la réponse contrainte-déformation, mais la durée de vie, qu'elle est elle-même très dispersée macroscopiquement et que la méthode est locale puisqu'elle se base sur le maximum local des FIPs, le VER tel qu'il est défini n'est plus pertinent. Ainsi, il est nécessaire d'utiliser des volumes élémentaires statistiques (VES ou *statistical volume element*, *SVE* en anglais). Un VES est un volume suffisamment grand tel que le paramètre de réponse d'intérêt à *un endroit en particulier* ne fluctue plus lorsque la taille dudit volume augmente. Selon cette définition, un VES n'est pas nécessairement aussi grand qu'un VER.

L'utilisation d'un grand nombre d'arrangements est plus adaptée lorsque l'objectif est la prévision de sa durée de vie en fatigue et que la configuration critique est recherchée (20

arrangements dans [Przybyla et al., 2010]). A contrario, il est possible d'en utiliser moins lorsque l'objectif est plutôt de déterminer la cause de l'amorçage, tel que les points triples, les joints de grain, la texture, les hétérogénéités et leur interaction entre ces différents attributs.

Chapitre 2

Approche expérimentale de la fatigue dans l'alliage d'aluminium AA2139

Résumé : Ce chapitre a pour but d'introduire les différents types d'essais réalisés pendant la thèse. Dans un premier temps, l'état de l'art est complété afin de préciser certaines notions et enjeux propres aux alliages d'aluminium. Ensuite, les 3 types d'essais réalisés et les moyens d'exploitation employés sont exposés. Enfin, les résultats obtenus lors du suivi des phases intermétalliques pendant les essais interrompus sont présentés.

Sommaire

2.1	Présentation de la matière à disposition : l'alliage AA2139	43
2.1.1	Généralités sur les alliages d'aluminium	43
2.1.2	Précisions sur la matière utilisée : l'AA2139-T8	44
2.2	Présentation de la campagne expérimentale	46
2.2.1	Essais de durée de vie	46
2.2.2	Essais de comportement en fatigue	49
2.2.3	Essais interrompus sur éprouvettes avec méplats	51
2.2.4	Statistiques morphologiques et cristallographiques du 2139 avec Dream3D	52
2.3	Résultats du suivi des phases intermétalliques lors des essais interrompus	57
2.3.1	Éprouvette ML4	57
2.3.2	Éprouvette ML6	61

2.1 Présentation de la matière à disposition : l'alliage AA2139

2.1.1 Généralités sur les alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium sont utilisés dans de multiples domaines industriels, notamment dans l'aéronautique. En fonction de sa composition, du procédé de fabrication et du traitement thermique, il est possible d'obtenir un matériau présentant une grande variété de propriétés mécaniques.

Les alliages d'aluminium sont divisés en 8 séries en fonction de leur élément chimique additif principal. Parmi ces catégories, la série 2xxx comprend les alliages dont le premier élément chimique est le cuivre (Cu) et est souvent utilisée dans le secteur aéronautique car elle présente une bonne résistance à la fatigue de part son durcissement structural [Cho et Bes, 2006], critère déterminant pour le dimensionnement des pièces. L'alliage désiré et ses propriétés mécaniques sont obtenus selon le procédé d'élaboration illustré par la Figure 2.1 qui commence par la coulée de l'alliage. S'en suit l'homogénéisation qui permet de remettre en solution la plupart des phases solubles puis le laminage, procédé de déformation plastique, qui donne à la tôle l'épaisseur souhaitée. Ensuite la mise en solution dissout une partie des précipités et la trempe fige la microstructure. Le détensionnement aplanit la tôle et permet une relaxation des contraintes résiduelles. L'étape finale est celle du vieillissement par maturation et/ou revenu.

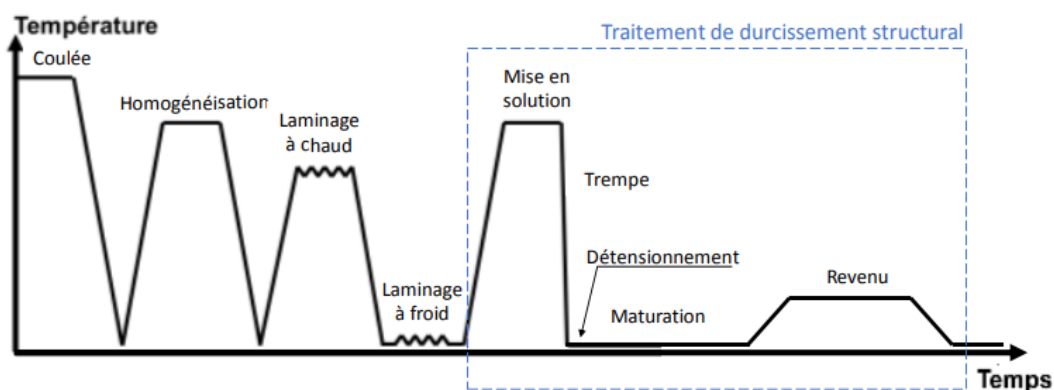


Figure 2.1 – Procédé d'élaboration employé pour la fabrication des alliages de la série 2xxx [Saillard, 2018]

Selon les propriétés mécaniques statiques, dynamiques ou thermiques désirées, chacune des étapes du traitement de durcissement microstructural peut être adaptée dont une nomenclature est donnée dans le Tableau 2.1.

Les traitements de détensionnement visant à réduire le niveau des contraintes résiduelles résultant de la trempe donnent lieu aux états Tx51 s'ils sont faits par traction et Tx52 s'ils sont faits par compression.

À la fin du procédé d'élaboration, il existe trois types de phases secondaires dans l'alliage : les phases intermétalliques, les dispersoïdes et les précipités. La fréquence d'apparition et la composition exacte de ces phases dépendent des éléments chimiques et du procédé de fabrication de l'alliage.

Dénomination	Procédé thermomécanique
T3	Mise en solution + trempe + détensionnement, tel que le détensionnement conditionne les propriétés finales de la tôle
T4	Mise en solution + trempe + détensionnement, sans que le détensionnement conditionne les propriétés finales de la tôle
T6	Mise en solution + trempe + revenu
T7	Mise en solution + trempe + sur-revenu
T8	Mise en solution + trempe + détensionnement + revenu tel que le revenu conditionne les propriétés finales de la tôle

Table 2.1 – Nomenclature des procédés thermomécaniques appliqués aux alliages d'aluminium

2.1.2 Précisions sur la matière utilisée : l'AA2139-T8

Cette étude porte sur l'alliage d'aluminium 2139 qui est un alliage récemment utilisé dans l'industrie [Warner, 2006]. La matière fournie par Airbus Operations est répartie en 3 blocs prélevés dans une même tôle de 12 cm d'épaisseur formée "par explosion", dont le procédé est illustré par la Figure 2.2. Dans une cuve d'eau, la tôle est posée sur un moule et scellée contre ses bords grâce à une pompe à vide. Une charge explosive est envoyée contre la tôle qui prend alors la forme du moule.

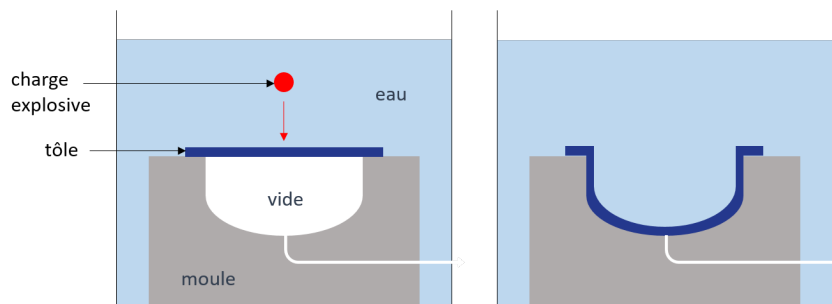


Figure 2.2 – Illustration d'une tôle avant (gauche) et après (droite) un formage par explosion

La tôle est ensuite portée à l'état T8 qui permet d'optimiser les propriétés statiques, de tolérance au dommage et de corrosion. Ces procédés d'élaboration et traitement thermomécanique génèrent plusieurs effets de microstructure sur le 2139, qui sont également référencés dans la littérature :

- une morphologie de grains particulière parfois dite "*pancakes*" qui est un résultat de l'étape de laminage, c'est-à-dire que les grains sont aplatis dans une direction ;
- une texture cristallographique, c'est-à-dire des orientations cristallographiques favorisées. Ce phénomène se produit au cours du laminage, suivi d'une éventuelle, ici présente, étape de recristallisation à la mise en solution, qui se fait dans des orientations préférentielles. De plus, la texture varie dans la profondeur de la plaque [Dillamore et Roberts, 1965, Weiland et Hirsch, 1991] car les grains en surface sont plus déformés que les grains à cœur ;
- la texture obtenue est la cause d'une anisotropie de comportement macroscopique [Morgeneyer et al., 2009] ;

- la présence de phases intermétalliques avec une direction morphologique favorisée [Cho et Bes, 2006]. Elles sont cependant réparties de manière aléatoire, sans préférence apparente pour certains grains ou joints de grain (Annexe A). Il s’agit de phases créées lors de la coulée et non dissoutes lors de l’homogénéisation ;
- des joints de grains irréguliers car les températures du traitement T8 ne permettent pas une recristallisation complète de ceux-ci et la présence de phases secondaires l’empêche également [Bakavos et al., 2008, So et al., 2021].

La composition chimique de l’alliage est donnée dans le tableau 2.2. Celle ci est connue pour influencer la composition des différentes phases secondaires, à savoir les précipités, les dispersoïdes et les phases intermétalliques.

Cu	Mg	Ag	Mn	Si	Fe	Ti	Zn
4.5–5.5	0.20–0.80	0.15–0.60	0.20–0.60	≤ 0.10	≤ 0.15	≤ 0.15	≤ 0.25

Table 2.2 – Composition chimique de l’alliage AA2139 [Morgeneyer et al., 2009]

Précipités Ils sont composés des éléments additifs de l’alliage, sont formés pendant l’étape de vieillissement du traitement thermique (maturation et/ou revenu) et contribuent au durcissement du matériau : c’est le durcissement microstructural. Leur taille varie entre $0.01\ \mu\text{m}$ et $0.05\ \mu\text{m}$. Dans les alliages de la série 2xxx contenant de l’argent (Ag), comme le 2139, c’est la teneur en magnésium (Mg) qui favorise une phase précipitante plutôt qu’une autre : le rapport $\frac{\text{Cu}}{\text{Mg}}$ est d’environ 10 donc les précipités θ' (proche de Al_2Cu) sont les plus présents [Bakavos et al., 2008]. Ce rapport élevé engendre un raffinement de la taille des grains et favorise la formation de particules aux joints de grains [So et al., 2021]. Dans le cas présent, il est probable que le durcissement à l’état T8 soit provoqué par une précipitation mixte de type θ' et Ω ($\text{Al}_2\text{Cu}(\text{Ag})$) due à la présence d’Ag [Garg et Howe, 1991].

Dispersoïdes Ils sont composés d’éléments d’addition secondaires, tels que le zirconium (Zr) ou le manganèse (Mn). Ils limitent la recristallisation de l’alliage et la croissance des grains afin de contrôler la microstructure. Leur taille varie entre $0.05\ \mu\text{m}$ et $0.5\ \mu\text{m}$. Ils augmentent la dureté du matériau et semblent améliorer la durée de vie en fatigue par rapport aux alliages d’aluminium actuellement utilisés en aéronautique [Cho et Bes, 2006].

Phases intermétalliques Il y a deux catégories de phases intermétalliques d’après les analyses MEB-EDX (détection de la composition chimique) : $\text{Al}_7\text{Cu}_2(\text{Fe}, \text{Mn})$ et Al_2Cu , qui se forment lors de la phase d’homogénéisation. [Nizery, 2015] a mené des études de caractérisation 3D de ces phases dans les alliages 2050 et 7050, menant à l’obtention de nombreuses informations. Notamment, ces phases mesurent jusqu’à $50\ \mu\text{m}$ et leur fraction volumique est estimée à 0.45, soit plus ou moins 15%. Elles ne contribuent pas au durcissement du matériau mais sont le site d’amorçage de la plupart des fissures de fatigue. Leur taille et leur composition ont également un impact sur l’initiation des fissures.

2.2 Présentation de la campagne expérimentale

Pour les essais, sachant que le procédé de mise en forme engendre un gradient de microstructure en surface et à cœur de la tôle, des éprouvettes ont été prélevées à deux épaisseurs différentes : à 60 mm et 110 mm de la surface inférieure. De plus, pour caractériser l'anisotropie du matériau, les éprouvettes ont été prélevées dans les directions de laminage (L) ainsi que dans la direction normale au plan de laminage (aussi dite sortante (S) ou travers court), le détail est donné sur la Figure 2.3. La zone utile de ces dernières éprouvettes se trouve donc au cœur de la tôle. Il y a trois types d'essais réalisés pendant la thèse qui font appel à deux géométries d'éprouvettes :

- 15 éprouvettes cylindriques pour les essais de durée de vie (en bleu) ;
- 6 éprouvettes cylindriques pour les essais de comportement en fatigue (en vert) ;
- 6 éprouvettes cylindriques avec méplats notées ML dans la direction de laminage et MS dans la direction sortante (en jaune).

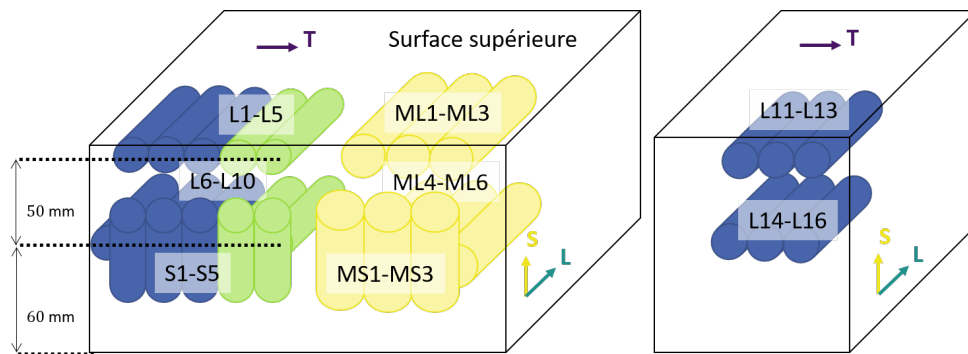


Figure 2.3 – Prélèvement des éprouvettes dans la tôle

Les essais présentés ci-après ont été exécutés au laboratoire de l'ONERA par Alexis Volant et les cartographies EBSD ont été réalisées par Nicolas Horezan. Pour ce qui est de la planification des essais, la préparation des éprouvettes (plan et polissage) et les observations au microscope optique et MEB sont un travail personnel.

2.2.1 Essais de durée de vie

La durée de vie en fatigue est traditionnellement donnée en nombre de cycles à contrainte imposée. À cause des effets d'échelle, à savoir l'influence de la surface libre de l'éprouvette sur la durée de vie, les essais de fatigue sont des essais qui présentent une grande variabilité de résultats. Les résultats sont donc comparés à des essais réalisés par [Gazizov et Kaibyshev, 2016b, Gazizov et Kaibyshev, 2016a] sur du 2139 à l'état T6 (mise en solution, trempe brusque et vieillissement naturel) et T840 (T6 + écrouissage). Les objectifs de ces essais sont de déterminer un ordre de grandeur de la durée de vie de l'alliage pour calibrer la suite de la campagne expérimentale et de valider l'hypothèse faite sur les sites d'amorçage de fissure au niveau des phases intermétalliques.

Récapitulatif des conditions d'essais

Éprouvettes	15 éprouvettes cylindriques
Pilotage	En contrainte avec un rapport de force $R_\sigma = 0.1$, selon un signal sinusoïdal de 10 Hz
Instrumentation	Machine de traction servohydraulique MTS 810
Résultats	Durée de vie en nombre de cycles

Ces essais ont été réalisés sur deux campagnes. Initialement, 3 éprouvettes par configuration ont été usinées mais 5 des 6 éprouvettes prélevées dans la direction de laminage à cœur (2) et en surface (3) ont rompu dans les mors, les points correspondant sont entourés Figure 2.4. Ainsi, afin de s'assurer d'une rupture dans la zone utile, 6 nouvelles éprouvettes avec un diamètre de fût plus petit ont été testées et aboutissent à une rupture conforme.

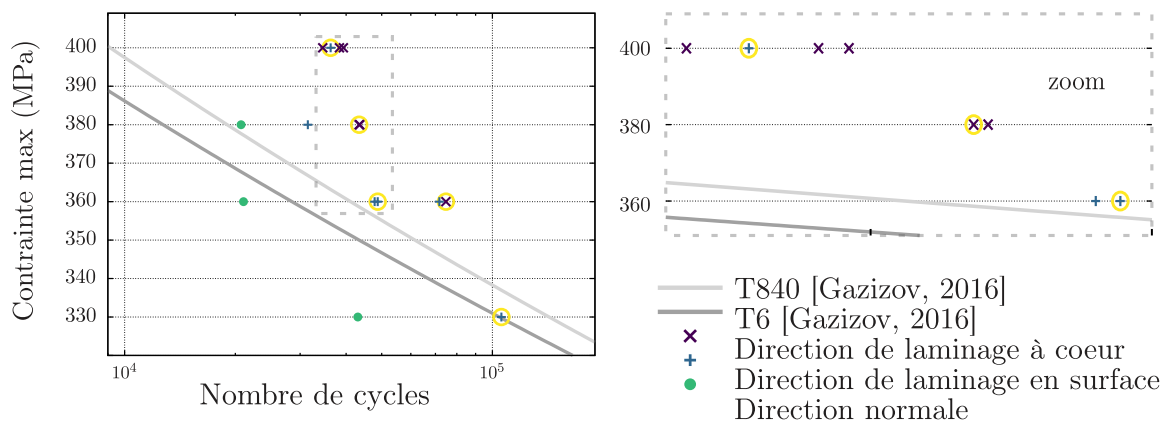


Figure 2.4 – Nombre de cycles à rupture selon la contrainte maximale imposée

Les durées de vie sont en général du même ordre de grandeur que les durées de vie du 2139 aux états T6 et T840. On note également qu'elles varient selon la configuration étudiée, ce qui confirme un lien entre durée de vie, anisotropie du matériau et morphologie de la microstructure : le matériau est plus faible dans la direction de prélèvement et de sollicitation normale au laminage.

De plus, plusieurs faciès de rupture ont été observés au MEB. Dans la direction de laminage en surface et à cœur, ils indiquent que les fissures sont amorcées sur des phases intermétalliques comme sur la Figure 2.5, en accord avec les hypothèses faites à partir de l'étude bibliographique.

Cependant des traces d'oxydation sont présentes sur toutes les amorces des éprouvettes dans la direction normale de manière localisée et les faciès de rupture n'indiquent pas nécessairement une amorce au niveau d'une phase intermétallique comme illustré par la Figure 2.6. Les pointés EDS (*Energy Dispersive X-ray Spectrometry*) confirment qu'il s'agit de particules d' Al_2O_3 , mais leur origine est incertaine. Une des hypothèses suggère que les essais ont été suffisamment rapides pour créer un auto-échauffement en pointe de fissure, là où les lèvres ont pu être en contact et frotter l'une contre l'autre. Cette configuration de sollicitation est peu représentative des chargements en utilisation des pièces, par conséquent cet aspect n'est pas davantage étudié.

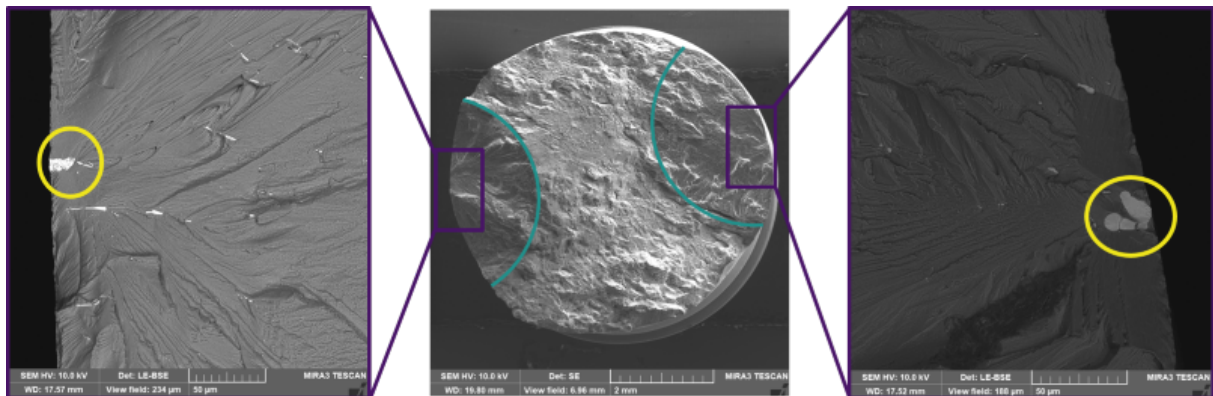


Figure 2.5 – Faciès de rupture de l'éprouvette L11 (direction de laminage en surface). Au milieu : imagerie SE de la section de l'éprouvette pointant vers 2 sites d'amorçage de fissure. À gauche et à droite : imagerie BSE mettant en avant la présence de phases intermétalliques sur les sites d'amorçage.

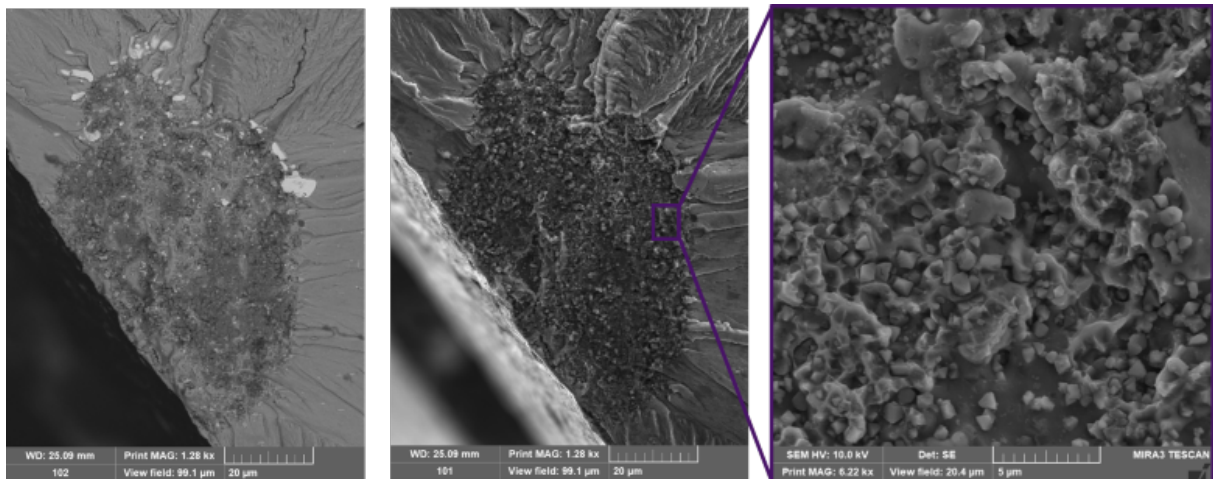


Figure 2.6 – Faciès de rupture de l'éprouvette S2 (direction normale). À gauche et au milieu : imagerie BSE puis SE d'un site d'amorçage de fissure. À droite : zoom sur la zone oxydée (oxydes : cuboïdes d'environ 1 µm)

2.2.2 Essais de comportement en fatigue

Pour ces essais, 6 éprouvettes cylindriques (de la même géométrie que les premiers essais de durée de vie) ont été usinées. L'objectif de ces essais est de permettre l'identification des paramètres matériau de la loi de comportement utilisée dans les simulations numériques.

Les essais de comportement sont des essais cycliques à température ambiante, pilotés en déformation avec un extensomètre physique MTS de classe 0.5 (632.51C.04) autour de la zone utile. Cet extensomètre est installé de part et d'autre du fût. L'éprouvette est soumise à différents seuils de déformation successifs : un premier chargement est répété 5 fois pour s'assurer du bon fonctionnement de la machine d'essai. La valeur de déformation de ce seuil est choisie de manière à ce que l'on reste dans le domaine élastique. Ensuite un second seuil de déformation est réalisé, légèrement plus élevé et tel que l'on peut observer de l'accommodation élastique. Lorsque le cycle stabilisé est atteint, le niveau de déformation est encore augmenté et conservé à nouveau jusqu'à l'obtention du cycle stabilisé. Enfin, un dernier seuil est appliqué, jusqu'à rupture de la pièce. Les seuils de déformation dépendent des directions de prélèvement et sont choisis sur les courbes de traction monotone effectuées à l'ONERA sur des éprouvettes issues d'une autre tôle dans le cadre d'une étude portant sur la rupture ductile du même alliage.

Récapitulatif des conditions d'essais

Éprouvettes (6)	2 éprouvettes cylindriques par configuration
Pilotage	3 seuils successifs de niveau de déformation, selon un signal sinusoïdal symétrique (3/6) et non symétrique (3/6)
Instrumentation	Machine de traction servohydraulique uniaxiale MTS 810 + extensomètre MTS
Résultats	Données aux mors (force et déplacement) et sur la zone utile (déformation)

Plusieurs conclusions sont tirées de l'observation des résultats de la Figure 2.7 :

- l'alliage 2139 est un alliage qui s'adoucit cycliquement ;
- pour une même direction de prélèvement : la limite d'élasticité est plus élevée pour une éprouvette prélevée au cœur de la tôle, mais le comportement plastique est le même ;
- comme la zone utile des éprouvettes prélevées dans la direction normale au laminage est au cœur de la tôle, elles peuvent être comparées à celles prélevées au cœur de la tôle dans la direction de laminage. Ainsi, pour une même profondeur de prélèvement : le matériau est très légèrement anisotrope.

L'exploitation de ces essais pour l'identification des paramètres matériau de la loi de comportement est faite dans le chapitre 3, dédié à la modélisation numérique d'agrégats polycristallins.

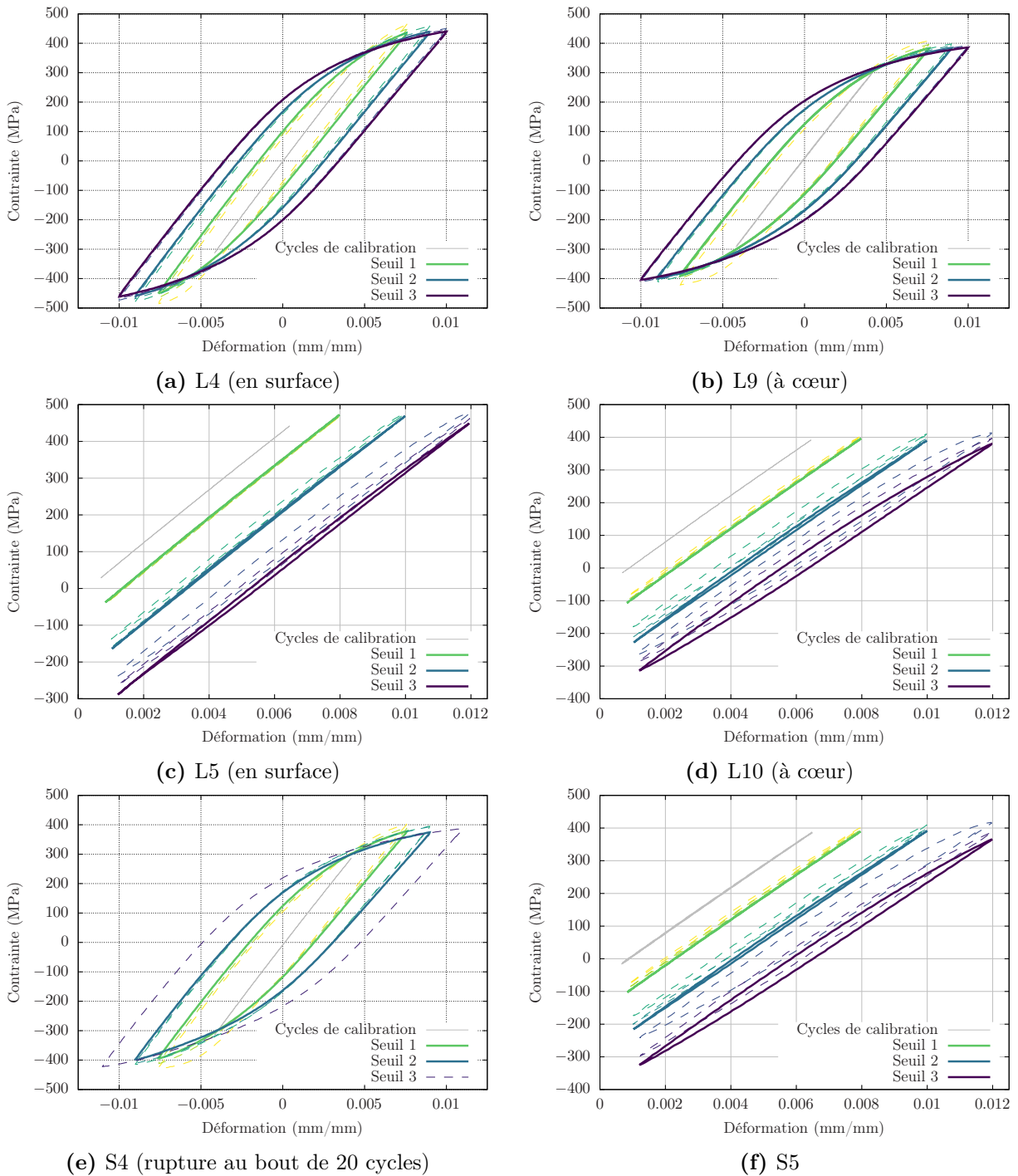


Figure 2.7 – Courbes de contrainte–déformation des 6 essais de comportement cyclique

2.2.3 Essais interrompus sur éprouvettes avec méplats

Ces derniers essais sont réalisés sur des éprouvettes avec deux méplats dont la géométrie initiale a été proposée par P. Serrano dans sa thèse [Serrano, 2020] pour le suivi de la rugosité de surface sous chargement cyclique d'un superalliage base nickel. Les grains du 2139 étant significativement plus grands, les plans ont été légèrement modifiés afin de maximiser la surface du méplat et ainsi le nombre de grains en surface, voir Figure 2.8. L'objectif de ces essais est double : apporter de nouveaux éléments pour une meilleure compréhension des phénomènes microstructuraux qui apparaissent en fatigue et valider, sur le 2139, le modèle d'endommagement proposé dans la thèse.

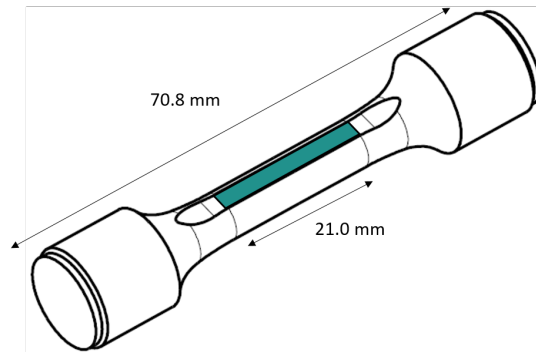


Figure 2.8 – Éprouvette avec méplat

Ces éprouvettes ont été soumises à un chargement cyclique piloté en déplacement machine. Puisque les durées de vie d'intérêt pour l'aéronautique sont autour de 100 000 cycles et que les phénomènes recherchés sont l'amorçage de fissure autour des phases intermétalliques, le déplacement appliqué est un chargement cyclique variant entre 0.030 et 0.295 mm. Ce déplacement correspond à la première montée à une contrainte de 340 MPa et un déformation de 0.48%. Un déplacement plus élevé aurait pour effet de mener à une rupture au niveau des joints de grains mais également raccourcir la durée de vie, d'autant plus que les étapes de polissage sont déjà nuisibles [Nizery, 2015].

Pour suivre l'amorçage de microfissures, invisibles au microscope optique longue distance ou au microscope optique, les essais sont interrompus afin de réaliser des images haute définition au MEB de certaines parties du méplat, indiquées par 3 traces de feutres sur la partie cylindrique de l'éprouvette. Pour cela, un des deux méplats de chaque éprouvette a été poli comme suit :

- polissage mécanique : papiers au carbure de silicium de granulométrie 1200, 2400, 4000 avec lubrification à l'eau ;
- pâte diamantée : 6 μm , 3 μm et 1 μm ;
- polissage électrolytique sur une machine LectroPol de Constellium à 13s, pendant 4 secondes.

Ces conditions ont été choisies après des tests sur d'autres cubes polis de AA2139 pour trouver un compromis entre la qualité finale du polissage pour une observation au MEB et une attaque moindre des phases intermétalliques. En outre, un masque a spécialement été conçu pour polir uniquement les méplats, dont les dimensions sont en Annexe B.

Chacune des 3 zones observées en haute définition mesure 1 mm de large pour 2.2 mm de long *i.e.* la largeur du méplat. Pour faire un compromis entre le temps d'acquisition et

la qualité de l'image, chaque zone est balayée en 7 fois, la durée d'acquisition par image est de 7 minutes pour une taille de 8192×4096 pixels, soit environ 3 h d'acquisition par interruption par éprouvette. Ces images sont réalisées avec le mode BSE puisqu'il permet de distinguer l'alliage des phases secondaires par contraste chimique.

Pour suivre l'état général du méplat, leur évolution est acquise pendant les essais avant et après chaque interruption avec un microscope optique longue distance Keyence. De plus, pour observer la localisation de la plasticité, notamment au niveau des joints de grains, le choix est fait d'ajouter un suivi par corrélation d'images sur le second méplat. Ainsi, un mouchetis est apposé sur celui-ci.

Récapitulatif des conditions d'essais

Éprouvettes (2)	2 éprouvettes avec méplats, prélevées dans le plan L-T
Pilotage	En déplacement, signal sinusoïdal, 1 Hz
Instrumentation	Extensomètre MTS, corrélation d'image, MEB, microscope optique longue distance
Résultats	Données aux mors (force et déplacement), sur la zone utile (méplat avec mouchetis : champ de déplacement par corrélation d'image – méplat poli : EBSD avant chargement + imagerie par microscope longue distance et imagerie MEB aux interruptions)

Étapes	ML4		ML6	
	par étape	cumulé	par étape	cumulé
1	10 000	10 000	5000	5000
2	2000	12 000	10 000	15 000
3	4000	16 000	1000	16 000
4	4000	20 000	10 000	26 000
5	5000	25 000	4000	30 000
Rupture	19 749	44 749	6148	36 148

Table 2.3 – Nombre de cycles par étape entre chaque interruption et nombre de cycles cumulés sur les éprouvettes ML4 et ML6.

Pour chaque éprouvette le méplat poli est suivi par microscope optique longue distance et au MEB et le second méplat est suivi par corrélation d'image. Le dispositif final est présenté Figure 2.9.

2.2.4 Statistiques morphologiques et cristallographiques du 2139 avec Dream3D

Les méplats n'ont pas été spécifiquement usinés dans les plans L-T pour les éprouvettes ML, ou S-L pour les éprouvettes MS (Figure 2.11). Cependant, il est possible de retrouver dans quels plans les méplats ont été usinés en les comparant à des figures de pôles réalisées dans le cadre d'une autre étude menée à l'ONERA (voir Figure 2.10).

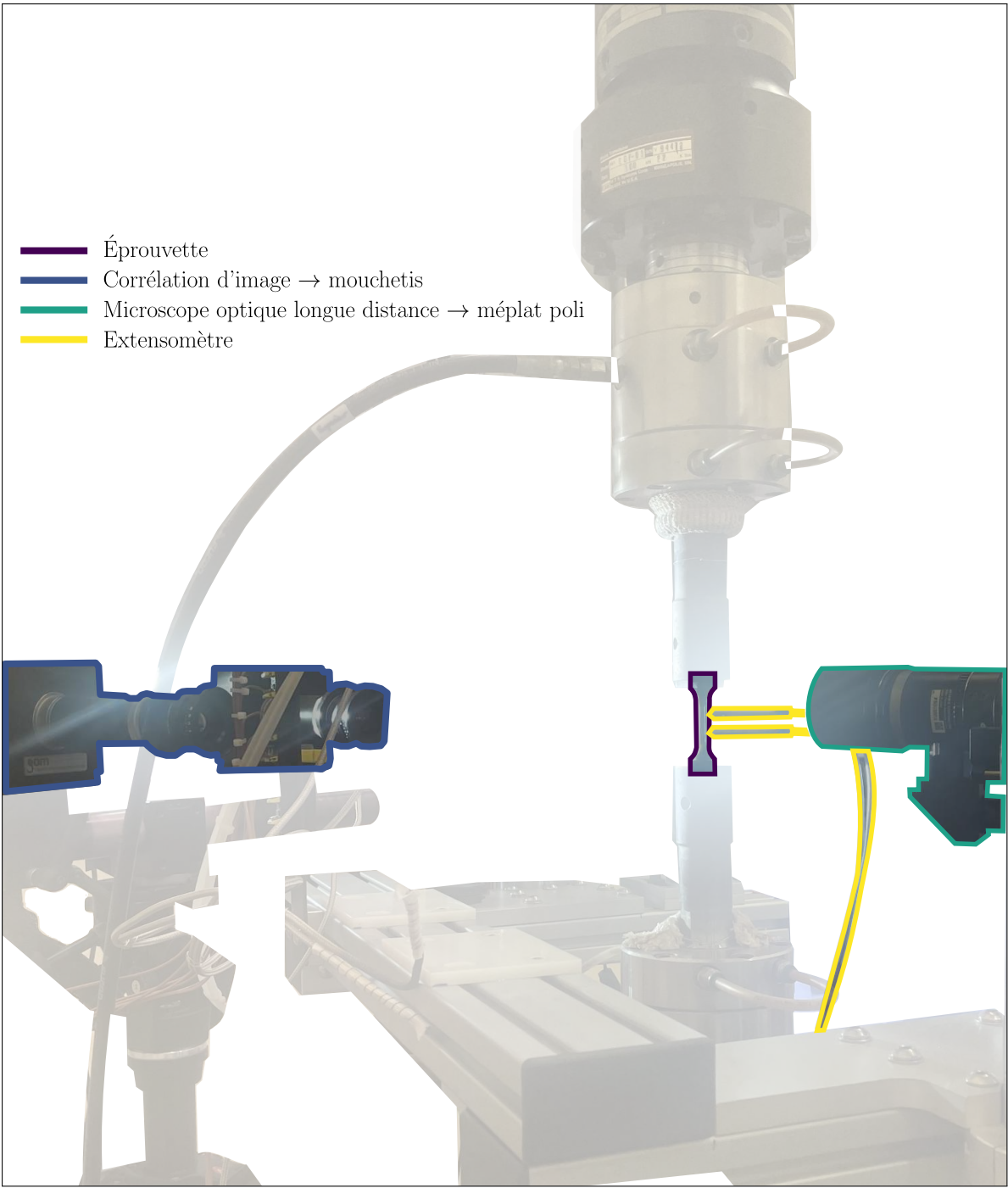


Figure 2.9 – Vue d'ensemble du dispositif expérimental

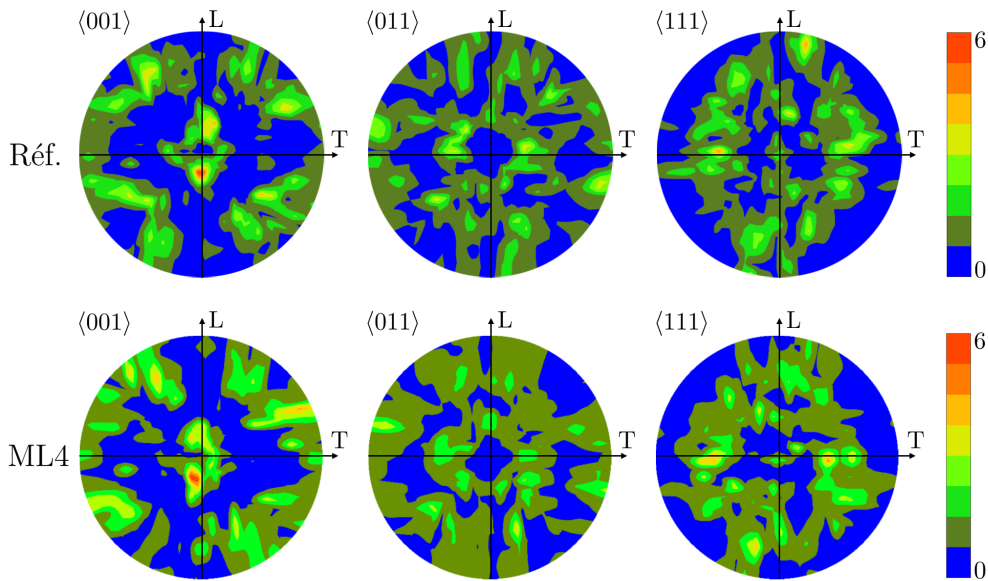


Figure 2.10 – En haut : figure de pôles dans le plan L-T d’une surface de 21.5×18.4 mm. En bas : figure de pôles de l’éprouvette ML4 tournée à 74° autour de l’axe L

En outre, malgré cette inclinaison, il est possible de conclure à une approximation des longueurs caractéristiques des grains depuis les statistiques réalisées sur les EBSD puisqu’elles sont faites sur des plans différents [Saylor et al., 2004]. Pour cela, les grains sont considérés comme étant des ellipsoïdes qu’il est possible de caractériser par 3 axes (voir Figure 2.11). Cette forme permet de rendre compte simplement de la taille et de la forme des grains.

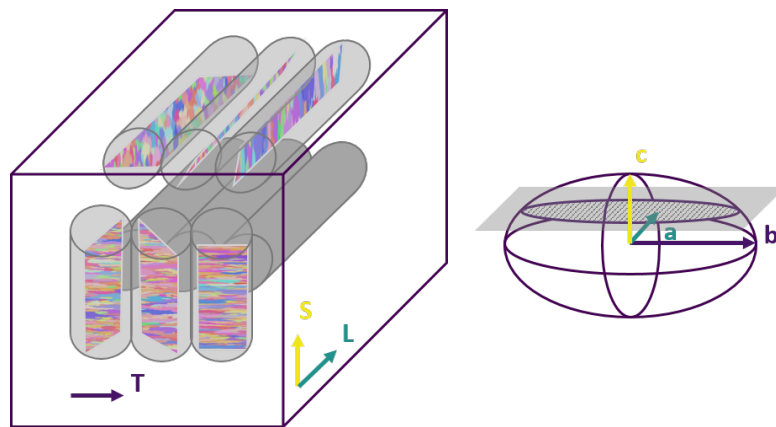
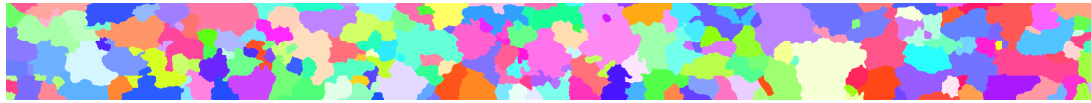


Figure 2.11 – Schéma de l’usinage des méplats pour l’approximation morphologique des grains. Pour une meilleure compréhension de l’usinage des méplats, les inclinaisons ont été imposées aléatoirement sur cette image.

Sur les méplats polis de chaque éprouvette, des cartographies EBSD ont été effectuées puis nettoyées numériquement et analysées grâce à l’outil Dream3D. Ce logiciel est en libre accès et permet notamment le traitement d’images EBSD et leur analyse [Dream3D, 2021]. Les images EBSD étant des mesures 2D, les grains sont d’abord approchés par des ellipses. Voici ci-dessous le résultat de chaque méplat analysé par Dream3D ainsi que des informations morphologiques associées.



→ ML1 (en surface) – Rapport de forme moyen : 0.60, longueur moyenne du grand axe : 351.4 μm , longueur moyenne du petit axe : 201.9 μm



→ ML2 (en surface) – Rapport de forme moyen : 0.40, longueur moyenne du grand axe : 368.6 μm , longueur moyenne du petit axe : 132.7 μm



→ ML3 (en surface) – Rapport de forme moyen : 0.54, longueur moyenne du grand axe : 336.7 μm , longueur moyenne du petit axe : 173.0 μm



→ ML4 (à cœur) – Rapport de forme moyen : 0.32, longueur moyenne du grand axe : 472.8 μm , longueur moyenne du petit axe : 133.2 μm



→ ML5 (à cœur) – Rapport de forme moyen : 0.41, longueur moyenne du grand axe : 434.3 μm , longueur moyenne du petit axe : 158.3 μm



→ ML6 (à cœur) – Rapport de forme moyen : 0.42, longueur moyenne du grand axe : 445.0 μm , longueur moyenne du petit axe : 168.4 μm

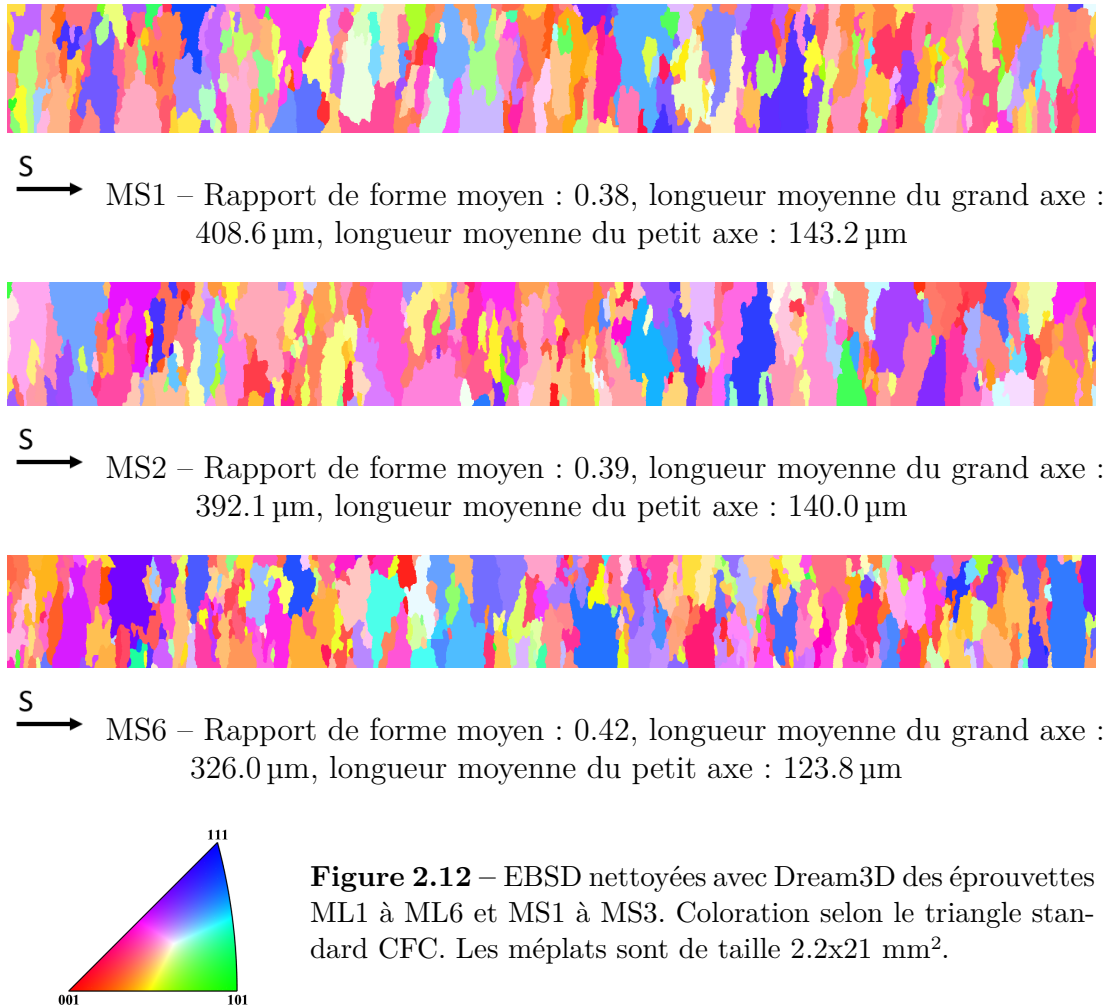


Figure 2.12 – EBSD nettoyées avec Dream3D des éprouvettes ML1 à ML6 et MS1 à MS3. Coloration selon le triangle standard CFC. Les méplats sont de taille 2.2x21 mm².

À partir de ces informations, il est possible de remonter aux longueurs 3D selon le raisonnement suivant :

- Sachant que les grains sont plus allongés dans la direction de laminage que dans la direction transverse, l'axe a correspond à la longueur du grand axe des éprouvettes ML et l'axe c correspond à la longueur du petit axe des éprouvettes MS ;
- Pour l'axe b une hypothèse est faite : le rapport de forme moyen le plus grand indique l'EBSD prise au plus proche du plan L-T, soit ML1 pour les éprouvettes en surface et ML5 ou ML6 pour les éprouvettes à cœur, ce qui permet d'obtenir la longueur de l'axe b ;
- De plus, les grains étant coupés par l'usinage, les longueurs moyennes calculées sur les EBSD sont sous-évaluées. Pour pallier ce problème, une approximation proposée dans la littérature pour la longueur réelle d'un axe est de multiplier la longueur moyenne de l'EBSD par $\frac{4}{\pi}$ [Saylor et al., 2004].

Finalement, on peut approcher les grains en surface par des ellipsoïdes de dimensions ($a = 448 \mu\text{m}$, $b = 270 \mu\text{m}$, $c = 173 \mu\text{m}$) et ceux à cœur par des ellipsoïdes de dimensions ($a = 580 \mu\text{m}$, $b = 350 \mu\text{m}$, $c = 173 \mu\text{m}$).

2.3 Résultats du suivi des phases intermétalliques lors des essais interrompus

Les éprouvettes ML4 et ML6, qui ont fait l'objet des essais interrompus, ont fourni un grand nombre d'informations sur l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue. La totalité des phases intermétalliques suivies lors des essais ou post-rupture est donnée dans l'annexe D, les plus importantes sont présentées dans cette section.

2.3.1 Éprouvette ML4

Sur les images de fractographie, deux zones sont identifiées comme responsable de la rupture de l'éprouvette mais leur concomitance n'est pas claire. On observe ainsi

1. une phase intermétallique sur le méplat, entourée en jaune ;
2. et une phase intermétallique et ses environs sur la partie cylindrique du fût, la zone sombre sur l'image BSE, entourée en rouge.

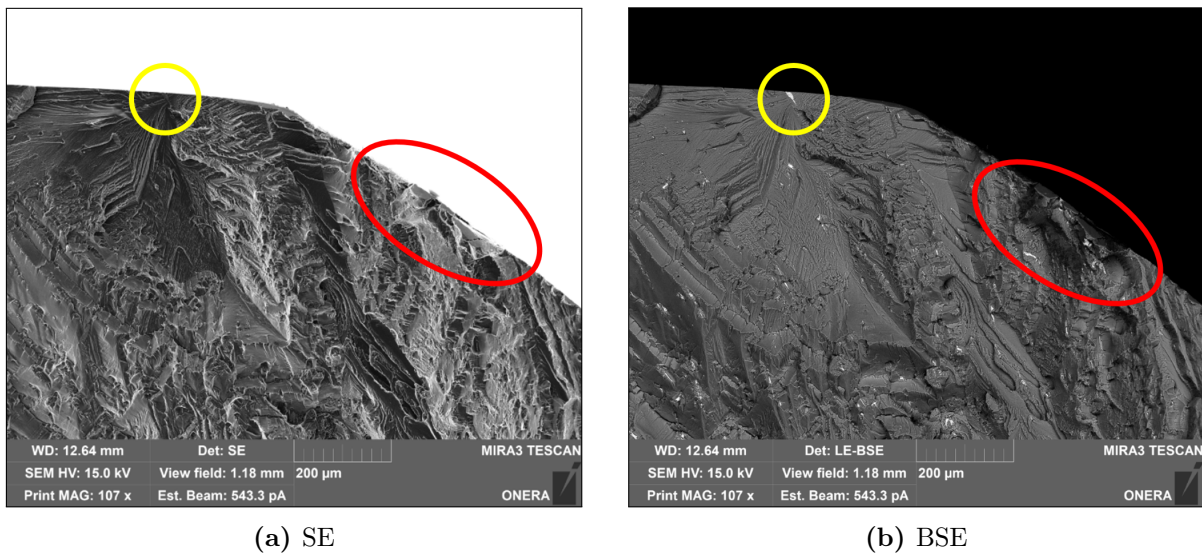


Figure 2.13 – Fractographies MEB de la ML4

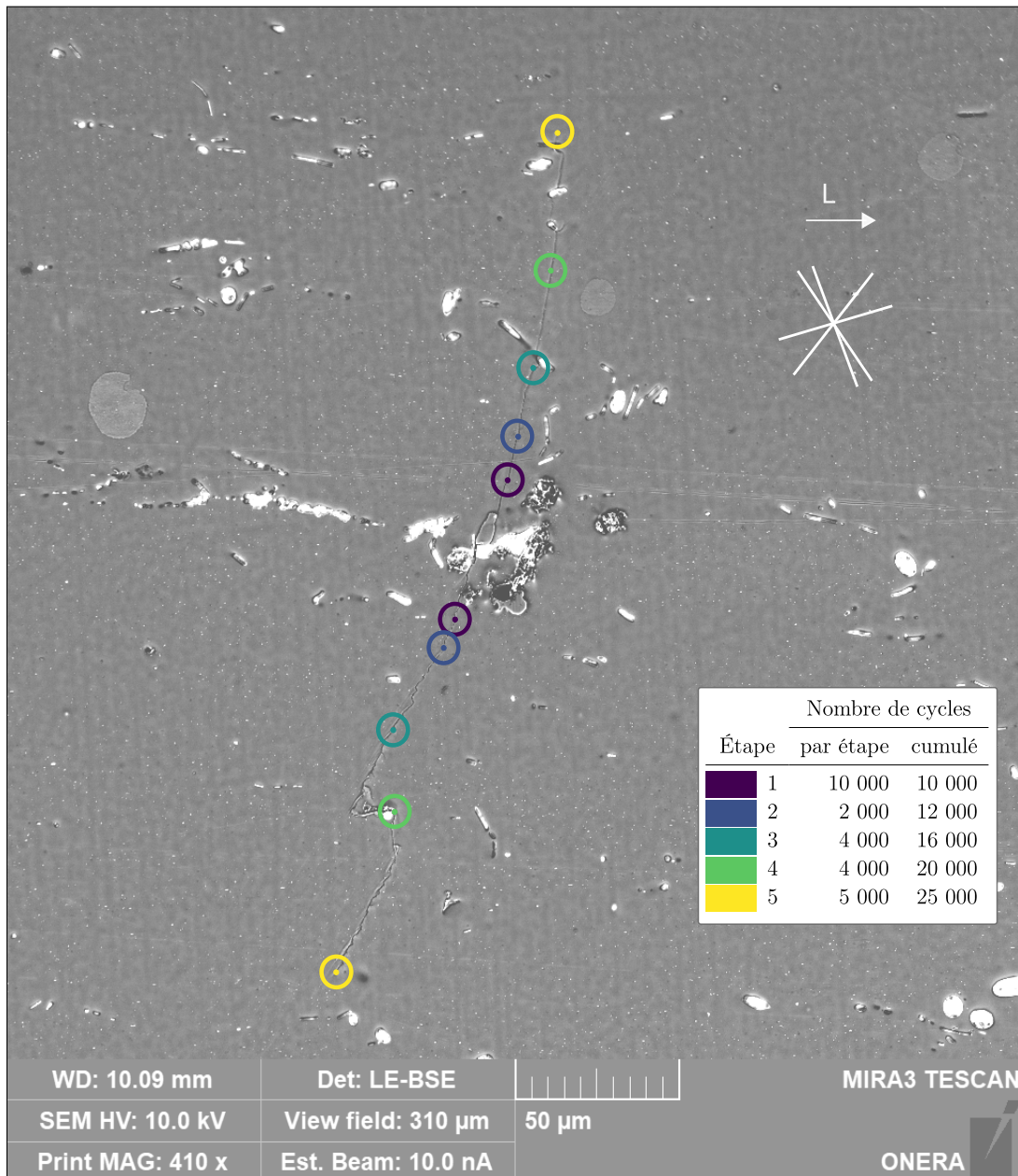


Figure 2.14 – ML4-1 : Suivi EBSD-BSE du front de fissure d’une phase intermétallique superposé avec l’intersection de la surface du méplat et des plans denses {111} (solicitation horizontale)

ML4-1 La phase intermétallique est déjà fissurée avant le chargement, dans l’alliage intact. En surface, elle semble progresser à la même vitesse vers le haut et vers le bas, mais les trajectoires ne sont pas les mêmes : vers le bas, la fissure suit successivement 2 plans cristallographiques ; vers le haut, la trajectoire n’est pas cristallographique, elle ne suit ni un plan, ni 2 plans successivement, ni même la bissectrice de deux plans.

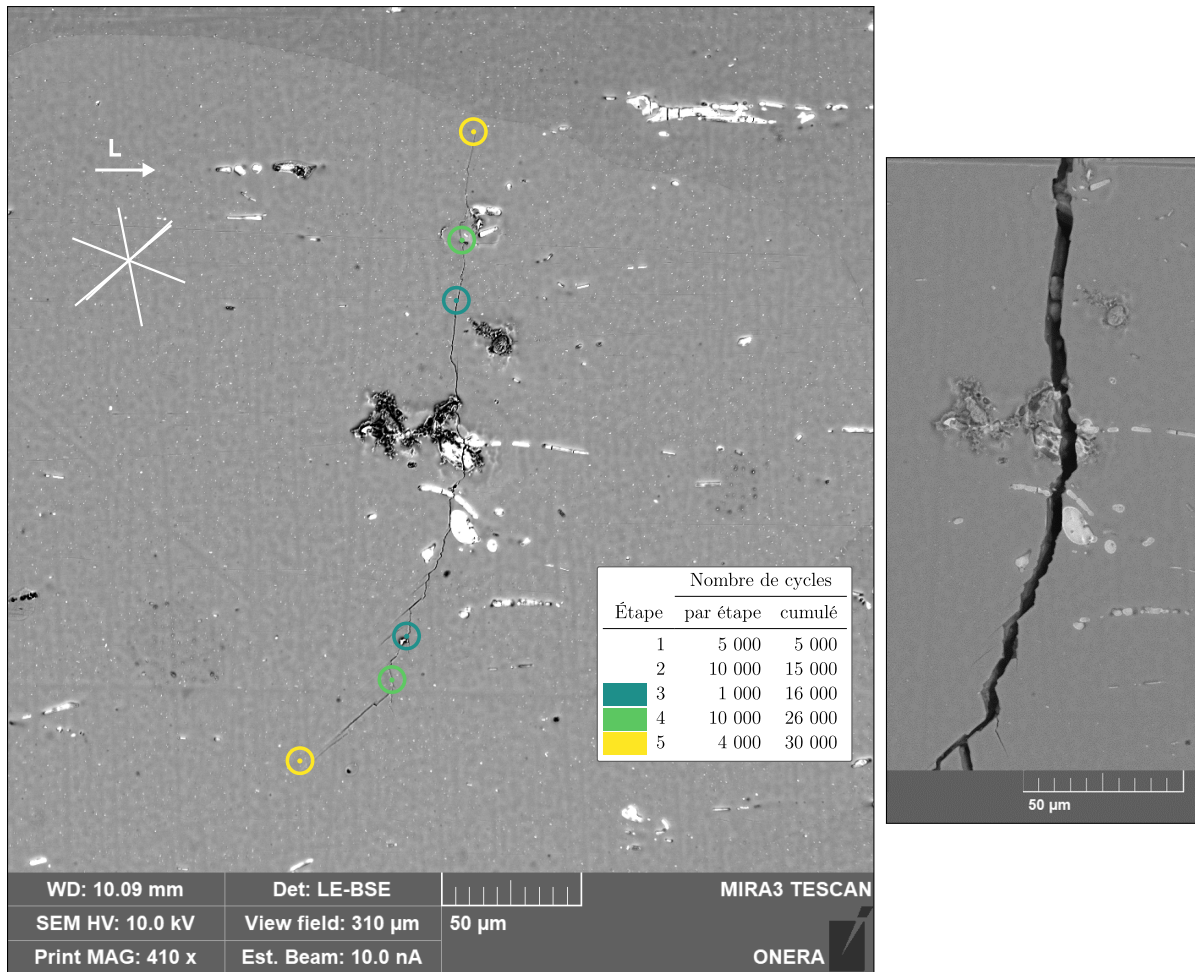


Figure 2.15 – ML4-2 : Suivi EBSD-BSE du front de fissure d’une phase intermétallique à partir du la troisième interruption, superposé avec l’intersection de la surface du méplat et des plans denses {111}. À droite : un zoom sur la phase intermétallique (solicitation horizontale)

ML4-2 Cette phase intermétallique n’a été observée qu’à partir de la troisième interruption. Étant donné qu’avant le chargement, aucune fissure n’a été observée sur la totalité des méplats des 9 éprouvettes, on suppose que l’alliage était intact. De plus, toutes les fissures observées partent de phase intermétallique pré-fissurée, on peut supposer que cette phase l’était également.

Pour ce qui est de la propagation de la fissure, les mêmes observations sont faites que sur la phase précédente : elle progresse à la même vitesse vers le haut et vers le bas, vers le bas la fissure semble suivre alternativement 2 plans cristallographiques et vers le haut, elle n’est pas cristallographique. Il est intéressant de noter que l’image de droite prise post-mortem, montre la présence de phases intermétalliques sous la surface, au-dessus de la phase intermétallique visible en surface.

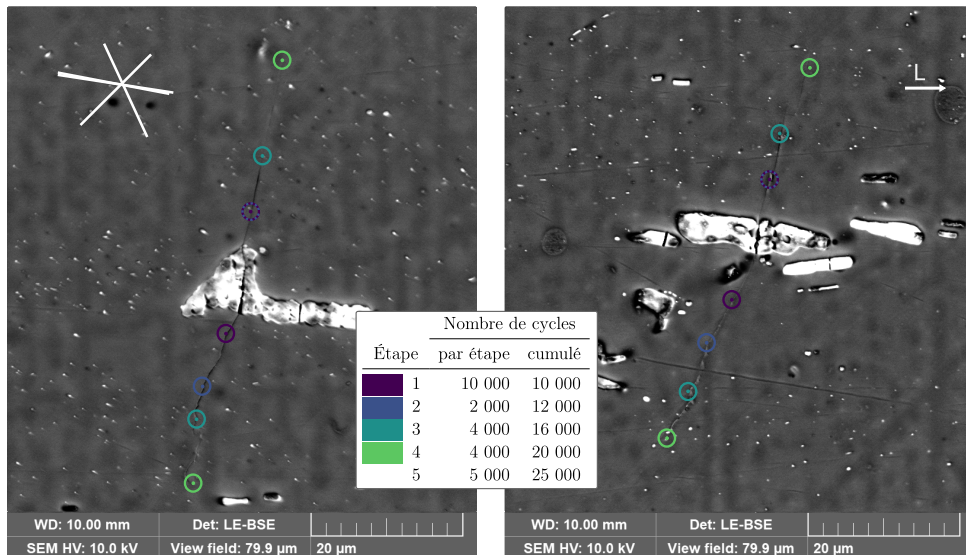


Figure 2.16 – ML4-3a et 3b : Suivi EBSD-BSE du front de fissure de phases intermétalliques superposé avec l'intersection de la surface du méplat et des plans denses $\{111\}$ (solicitation horizontale)

ML4-3a et 3b Ces deux phases intermétalliques appartiennent à un même grain et se situent à plusieurs dizaines de microns l'une de l'autre. Les deux fissures n'ont pas exactement la même vitesse de propagation mais suivent les mêmes trajectoires d'une phase intermétallique à l'autre ce qui indique une répétabilité des chemins de fissuration. Vers le haut, les deux fissures suivent la bissectrice de 2 plans denses et vers le bas, elles ne semblent pas cristallographiques.

La progression des fronts de fissure des ces 4 phases intermétalliques a été mesurée en surface point par point. On observe que malgré des mécanismes de propagation différents, les vitesses de propagation sont similaires (voir Figure 2.17).

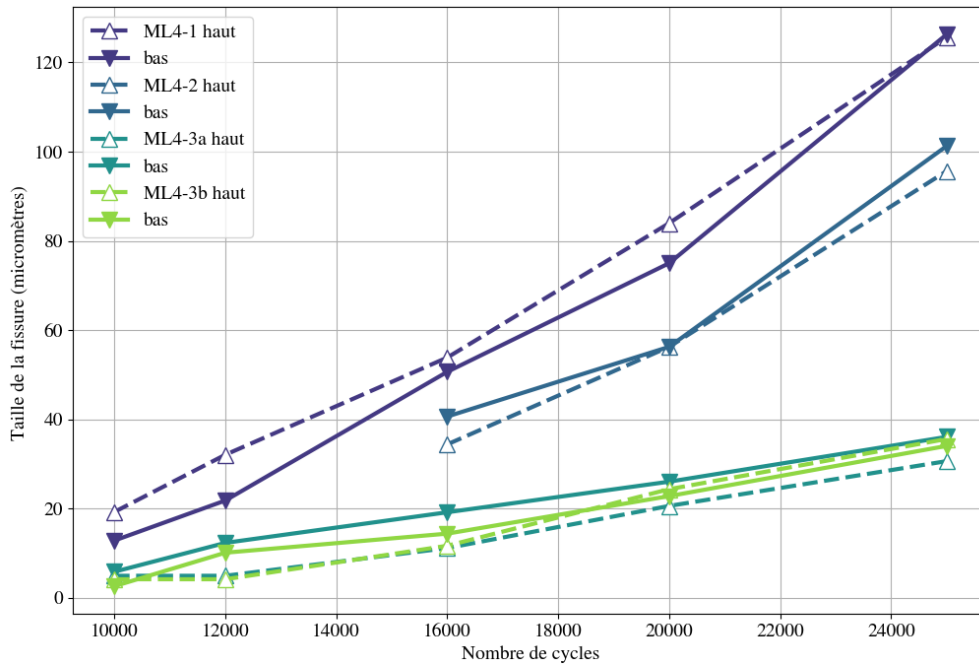


Figure 2.17 – Longueur des fissures mesurée en surface de chaque côté des phases intermétalliques

2.3.2 Éprouvette ML6

Deux sites d'amorçage sont visibles sur les images de fractographie : (i) sur une phase intermétallique sur le méplat (en jaune sur la Figure 2.18 et Figure 2.19), (ii) et sur une phase intermétallique sur la partie cylindrique du fût (en vert sur la figure Figure 2.18 et Figure 2.20).

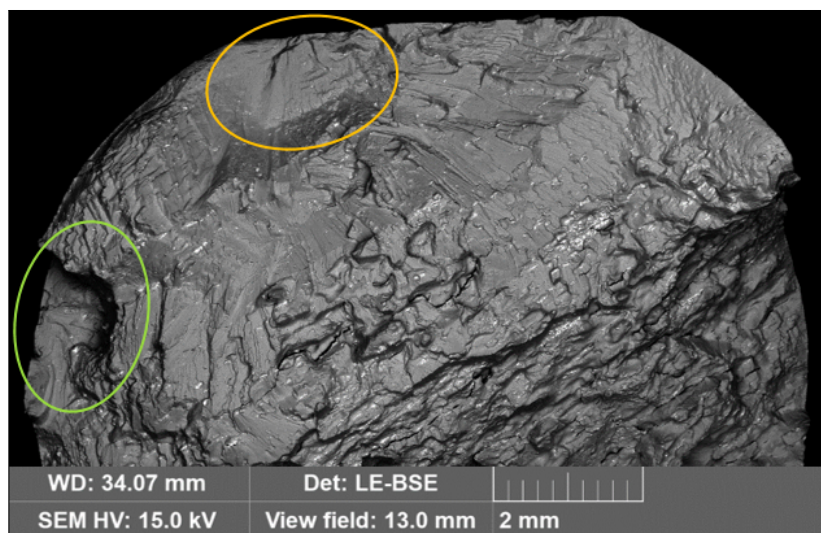
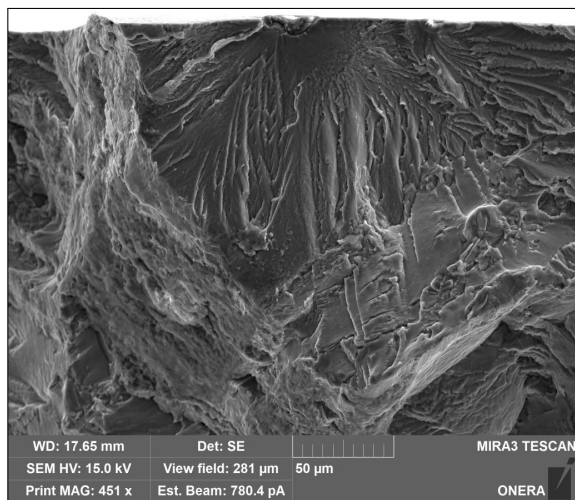
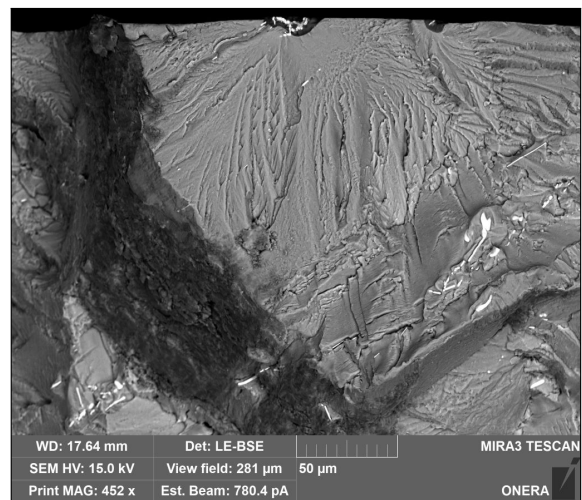


Figure 2.18 – Zones d'amorçage identifiées au MEB sur l'éprouvette ML6

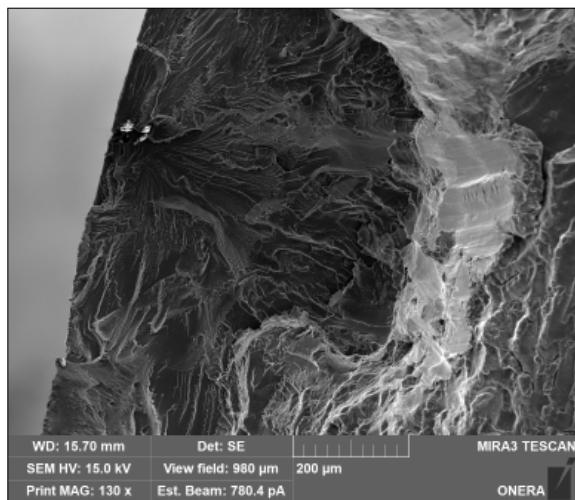


(a) SE

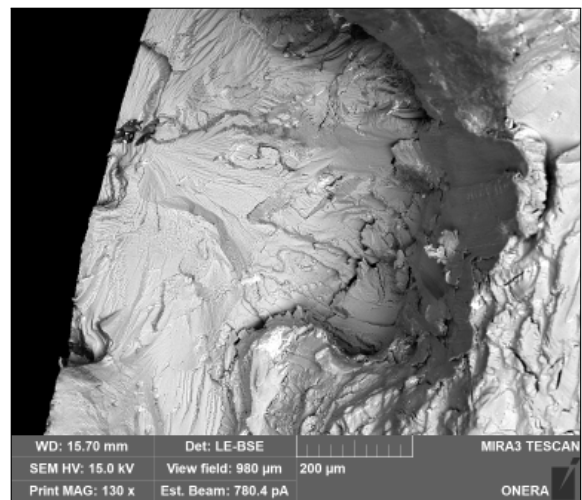


(b) BSE

Figure 2.19 – Première zone d'amorçage identifiée sur le méplat



(a) SE



(b) BSE

Figure 2.20 – Seconde zone d'amorçage identifiée sur la partie cylindrique du fût

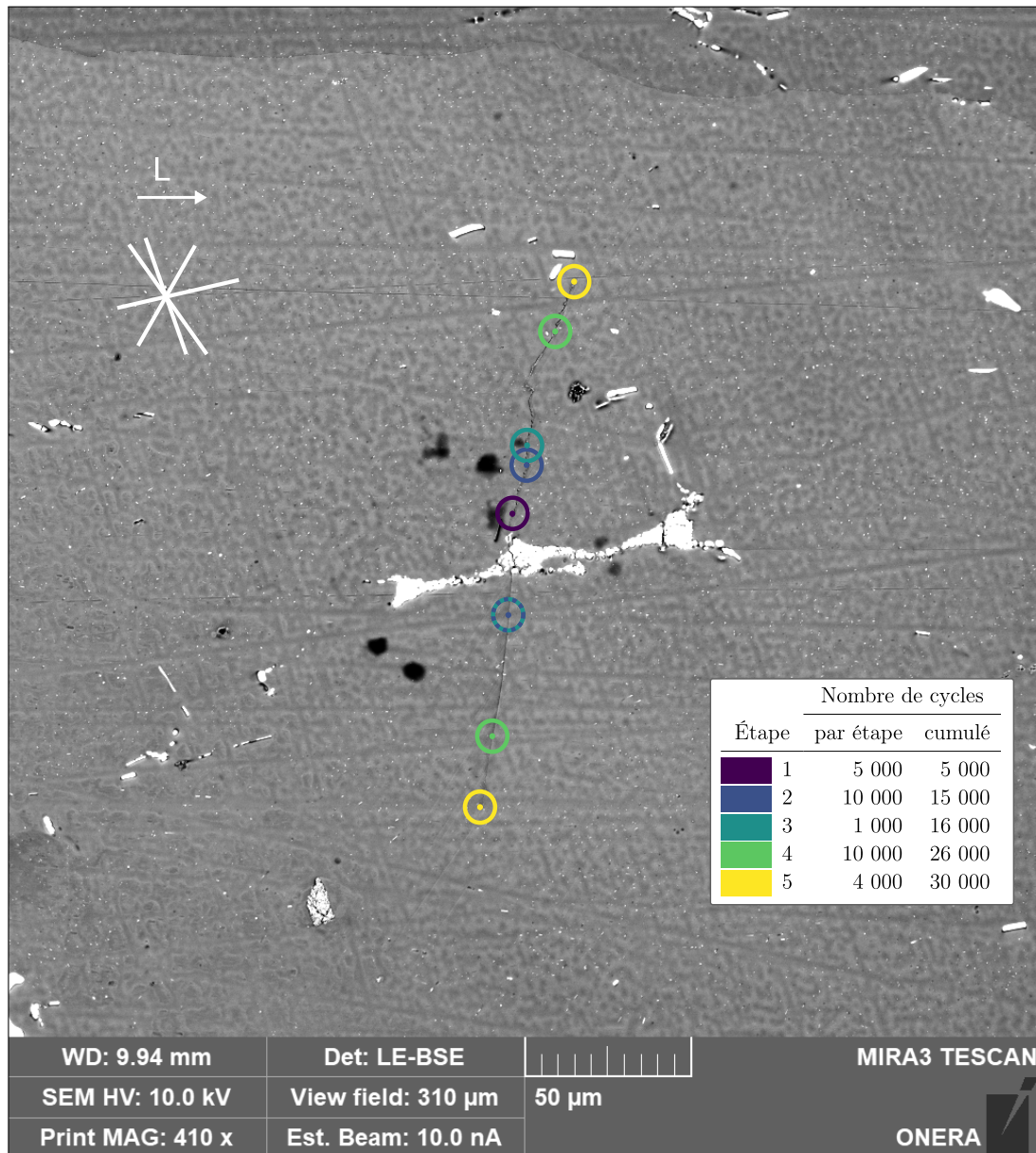


Figure 2.21 – ML6-1 : Suivi EBSD-BSE du front de fissure d’une phase intermétallique superposé avec l’intersection de la surface du méplat et des plans denses {111} (solicitation horizontale)

ML6-1 La phase intermétallique est déjà fissurée avant le chargement, dans l’alliage intact. La fissure ne semble pas amorcer de manière simultanée tout autour de la phase intermétallique et les trajectoires ne sont pas non plus du même type : vers le haut, la fissure suit alternativement 2 plans cristallographiques et vers le bas, la trajectoire n’est pas cristallographique. L’image SE de cette zone suggère des phénomènes de fermeture de fissure, voir annexe C.

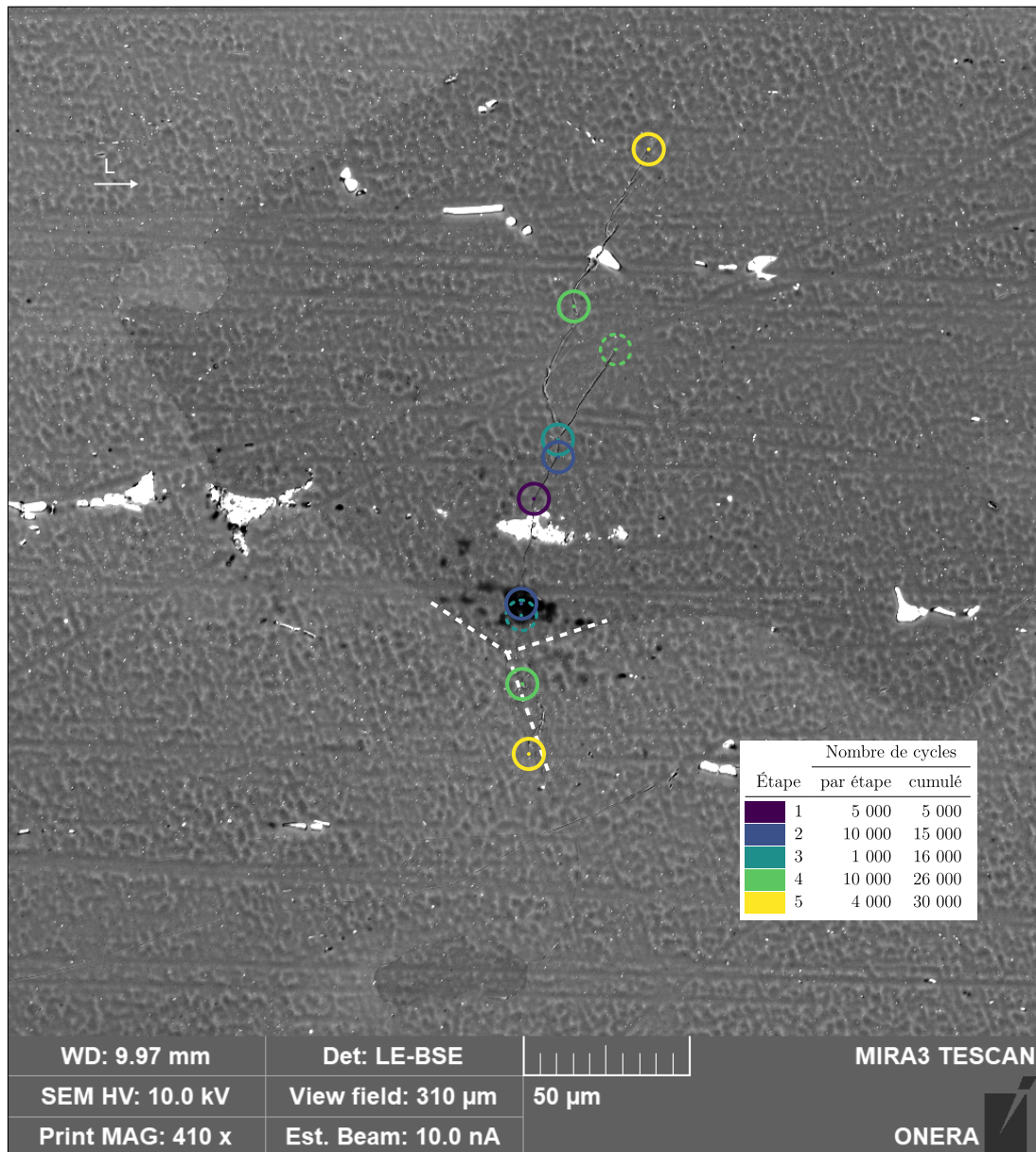


Figure 2.22 – ML6-2 : Suivi EBSD-BSE du front de fissure d’une phase intermétallique superposé avec l’intersection de la surface du méplat et des plans denses {111} (solicitation horizontale)

ML6-2 La phase intermétallique est déjà fissurée avant le chargement, dans l’alliage intact. À nouveau, l’amorce n’est pas simultanée tout autour de la phase intermétallique. Cette fissure présente deux particularités :

- Vers le haut, il y a un branchement de la fissure et celle-ci se propage jusqu’à rejoindre la fissure initiée sur une autre phase intermétallique. Cette seconde phase intermétallique ne présentait pas de fissure lors du branchement de ML6-2.
- Le front de fissure vers le bas rencontre un point triple (en pointillés blancs) et ne semble pas suivre exactement un joint de grains lorsque cette intersection est passée.

Les longueurs de fissures partant de ces deux phases intermétalliques ont également été mesurées en surface et sont présentées par la Figure 2.23. La fissure partant de ML6-1 n'amorce pas au même moment au-dessus et en-dessous, mais par la suite les vitesses de propagation sont similaires de part et d'autre de la phase intermétallique.

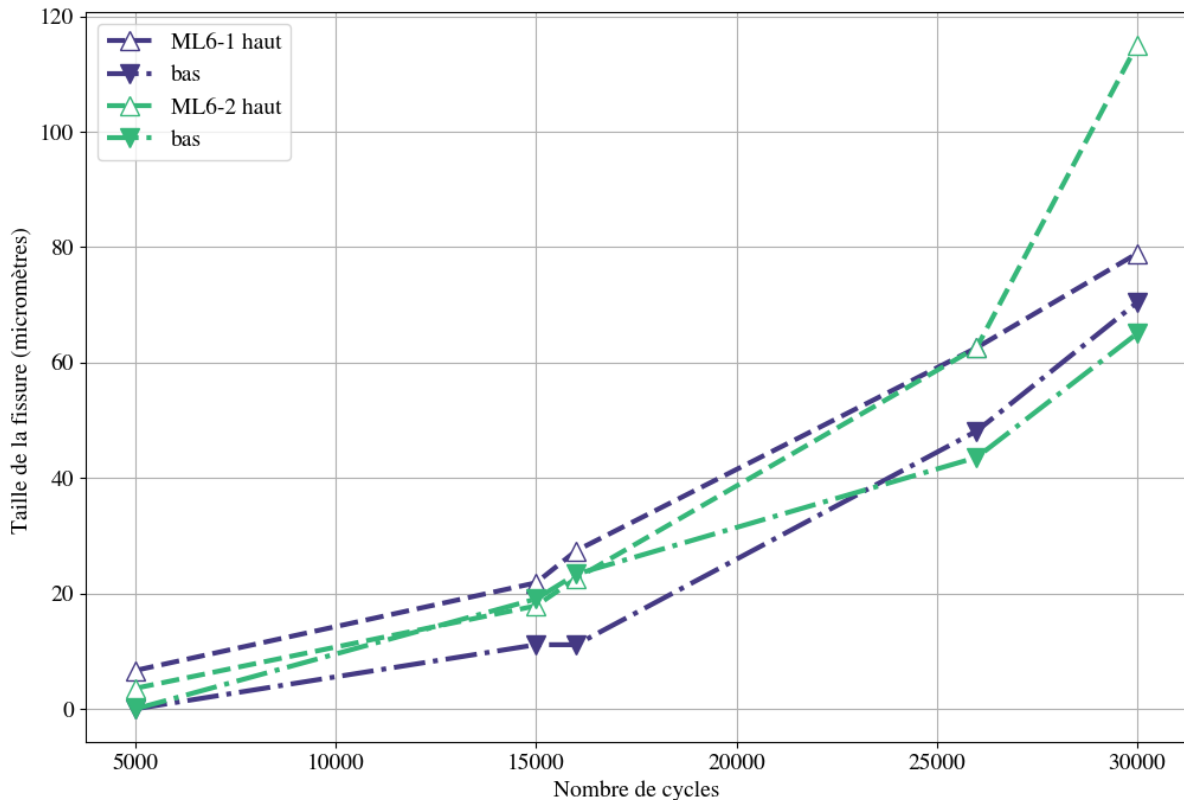


Figure 2.23 – Longueur de la fissure mesurée en surface de chaque côté des phases intermétalliques

Observations principales

- Les phases intermétalliques à l'origine de fissures sont toutes rompues avant le chargement ;
- Une fissure, la plupart du temps, propage d'un côté en suivant successivement 2 plans cristallographiques – jamais un seul – et de l'autre côté, elle n'est pas cristallographique ;
- Des phénomènes de fermeture de fissures ont lieu (Annexe C) ;
- Les fissures de fatigue n'amorcent pas dans les grains avec le plus d'activité plastique : plusieurs grains avec des marches d'intrusion extrusion plus marquées ne contiennent pas de fissure ;
- La vitesse de la fissure est influencée par la taille de la phase intermétallique mais peu par son type de propagation (cristallographique, ou non).

L'exploitation des résultats de ces essais est faite dans le chapitre 5, dédié à la validation du modèle de d'amorçage et de fissuration sur le 2139.

Chapitre 3

Modélisation par éléments finis du comportement cyclique de l'AA2139

Résumé : L'objectif de ce chapitre est de modéliser le comportement mécanique des microstructures synthétiques de l'alliage 2139, sous chargement cyclique. Une analyse des résultats des essais mécaniques est d'abord réalisée. Ensuite une première identification des paramètres réalisée sur un polycristal homogénéisé est proposée. Enfin, des VERs sont définis afin de valider les paramètres identifiés.

Sommaire

3.1	Analyse du comportement cyclique de l'alliage	67
3.1.1	Effet du laminage sur le comportement mécanique	67
3.1.2	Effet Bauschinger, durcissement et adoucissement cyclique dans les essais de déformation alternée ($R_\epsilon = -1$)	68
3.1.3	Relaxation de la contrainte moyenne sous chargement cyclique répété ($R_\epsilon = 0.1$)	68
3.2	Identification des paramètres matériau	70
3.2.1	Homogénéisation d'agrégats polycristallins avec Z-set	70
3.2.2	Identification sur les essais de déformation alternée	71
3.2.3	Identification sur les essais en déformation répétée	74
3.3	Validation des paramètres identifiés sur des VERs	77
3.3.1	Génération d'agrégats polycristallins avec Dream3D et Neper .	77
3.3.2	Définition de VERs à partir de simulations de traction uniaxiale	78
3.3.3	Redéfinition des coefficients du tenseur d'élasticité	79
3.3.4	Application des paramètres identifiés sur un VER soumis à des chargements cycliques	81

3.1 Analyse du comportement cyclique de l'alliage

Rappel des essais de comportement

Éprouvettes (6)	2 éprouvettes cylindriques par configuration
Pilotage	3 niveaux de déformation successifs, selon un signal sinusoïdal à une vitesse de 10^{-3} s^{-1}

Éprouvette	R_ϵ	Calibration		Niveau 1		Niveau 2		Niveau 3	
		ϵ_{\max}	N	ϵ_{\max}	N	ϵ_{\max}	N	ϵ_{\max}	N
L4	-1.0	0.0042	5	0.0076	100	0.009	100	0.010	100
L5	0.1	0.0065	5	0.0080	200	0.010	200	0.012	200
L9	-1.0	0.0042	5	0.0076	100	0.009	100	0.010	100
L10	0.1	0.0065	5	0.0080	200	0.010	200	0.012	200
S4	-1.0	0.0042	5	0.0076	200	0.009	200	0.012	200
S5	0.1	0.0065	5	0.0080	200	0.010	200	0.012	20

Table 3.1 – Détails des essais de comportement avec la déformation maximale imposée ϵ_{\max} et le nombre de cycles N par niveau

3.1.1 Effet du laminage sur le comportement mécanique

Les gradients de texture et de morphologie des grains induits par le laminage sont des phénomènes connus et leurs effets sur le comportement de l'alliage, notamment sur la limite l'élasticité et l'écrouissage cinématique, sont bien caractérisés. Ainsi, la différence de comportement selon l'épaisseur de prélèvement est mise en évidence par la Figure 3.1.

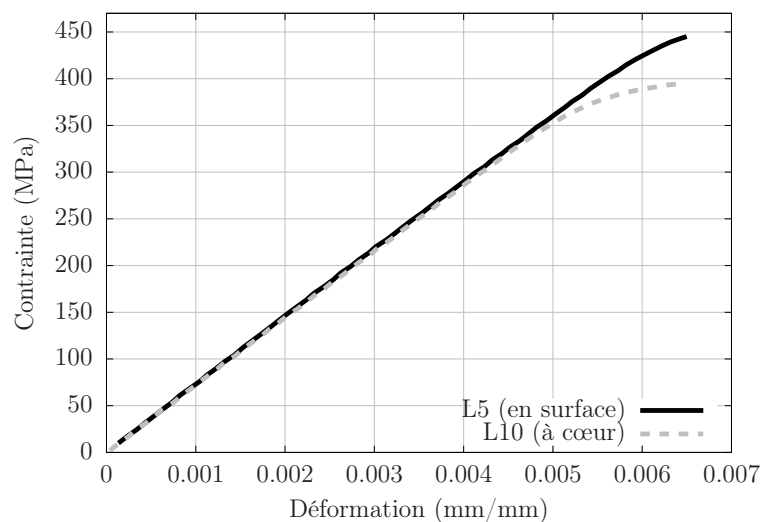


Figure 3.1 – Effet du laminage en surface et à cœur : comportement lors de la première montée en traction

Étant donné que la propagation des fissures courtes est conditionnée par le passage des joints de grains, une attention particulière est portée à la direction normale où les joints de grains sont plus rapprochés que dans les directions de laminage et transverse. Pour prendre en compte l'anisotropie du matériau et non l'effet de profondeur, les éprouvettes prélevées uniquement au cœur de la tôle sont comparées et seule une légère anisotropie du comportement mécanique est observée, comme illustré par la Figure 3.2. On observe en effet une légère perte de rigidité dans la direction normale lors de la première montée en traction, mais le comportement reste isotrope dans l'ensemble.

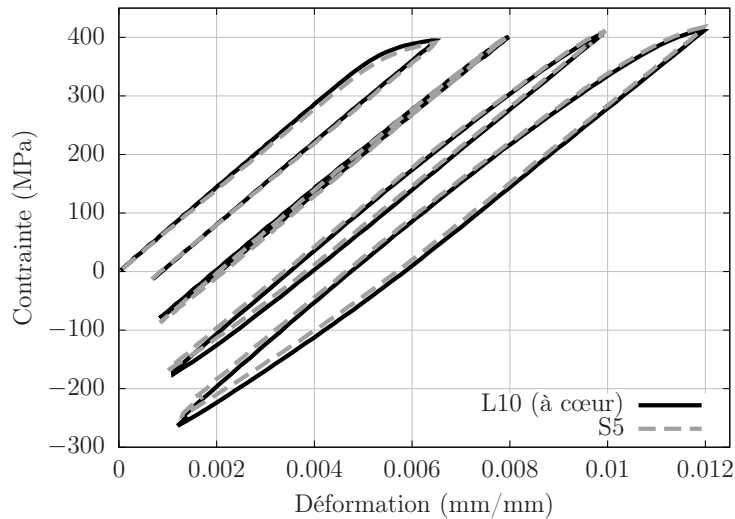


Figure 3.2 – Comparaison des éprouvettes prélevées selon S et selon L au cœur de la tôle sur les premiers cycles de chaque niveau de déformation

3.1.2 Effet Bauschinger, durcissement et adoucissement cyclique dans les essais de déformation alternée ($R_\varepsilon = -1$)

Le durcissement cyclique est un phénomène qui se traduit par l'augmentation en valeur absolue des contraintes maximales en traction et en compression en fonction du nombre de cycles. À l'inverse, l'adoucissement cyclique se traduit par une diminution de ces valeurs et c'est ce qui est observé dans l'alliage étudié (Figure 3.3).

On observe également une évolution de la surface de charge. La Figure 3.4a met en évidence la diminution de la limite d'élasticité en compression après une première traction plastique : c'est l'*effet Bauschinger*. La surface de charge continue ensuite d'évoluer tout au long des cycles de chargement. En comparant les premier et dernier cycles du premier niveau de déformation sur la Figure 3.4, on observe le *déplacement* du domaine d'élasticité et une *réduction* de sa taille, caractéristiques des écrouissages cycliques cinématique et isotrope, respectivement.

3.1.3 Relaxation de la contrainte moyenne sous chargement cyclique répété ($R_\varepsilon = 0.1$)

Les effets de contrainte moyenne, c'est-à-dire lorsque $\sigma_m > 0$, ont un effet néfaste sur la durée de vie des pièces et ces phénomènes ont par conséquent fait l'objet de nombreuses

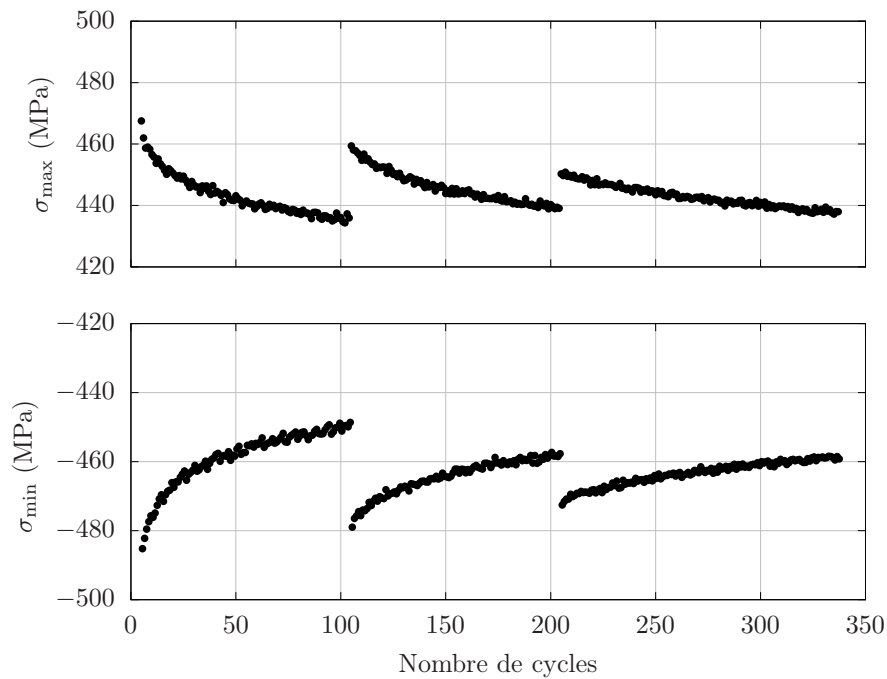


Figure 3.3 – L4 : Contraintes maximales par cycle sur les 3 niveaux, en traction (haut) et compression (bas)

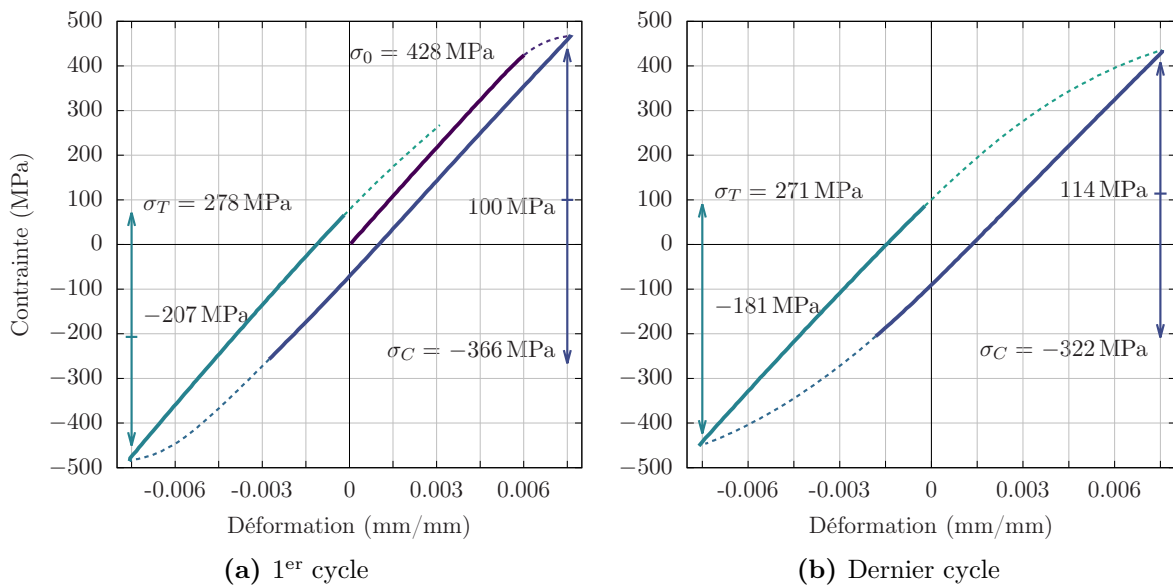


Figure 3.4 – Domaine élastique au début et à la fin du premier niveau de déformation sur l'éprouvette L10. La limite d'élasticité considérée ici est déterminée selon un *offset* plastique de 2.10^{-4}

études ces dernières décennies. De plus, les essais sur éprouvettes avec méplat sont des essais cycliques à déformation moyenne positive afin de limiter le phénomène de fermeture de fissure. Pour ces raisons, des essais de comportement en $R_e = 0.1$ ont également été réalisés.

On remarque à nouveau sur la Figure 3.5 que les comportements des éprouvettes prélevées à cœur et sollicitées dans la direction normale et dans la direction de laminage, sont semblables. En surface, le fort écrouissage cinématique engendré par le laminage entre en compétition avec le phénomène de relaxation de la contrainte moyenne, ce qui explique les valeurs de contraintes plus élevées pour l'éprouvette L5. Cependant, les tendances des 3 courbes sont similaires et l'écart semble se réduire lors de l'augmentation des niveaux de déformation.

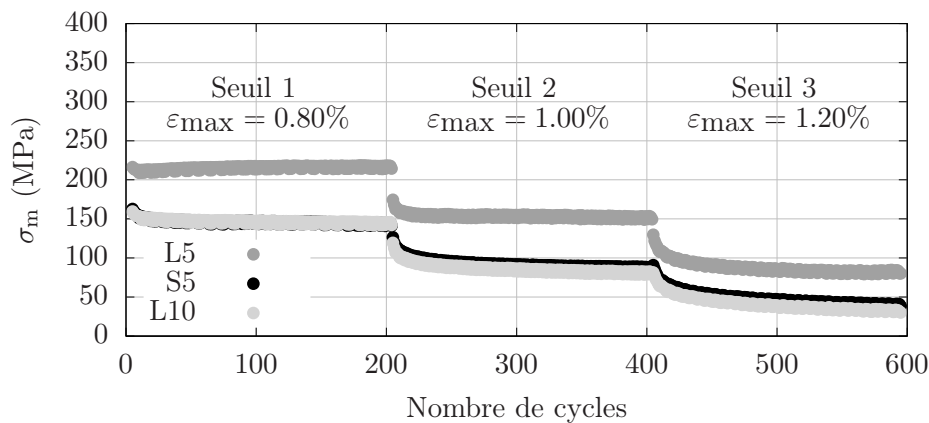


Figure 3.5 – Relaxation de la contrainte moyenne dans les 3 essais cycliques répétés

3.2 Identification des paramètres matériau

L'objectif désormais est d'être en mesure de reproduire l'anisotropie du matériau ainsi que les phénomènes d'écrouissage cinématique et isotrope. On cherche à se rapprocher principalement du comportement du cycle stabilisé des différents niveaux de déformation avec un seul jeu de paramètres matériau. L'idée est donc de déterminer les paramètres de la loi de comportement du monocristal de l'alliage à partir des réponses des polycristaux.

3.2.1 Homogénéisation d'agrégats polycristallins avec Z-set

Pour simuler le comportement cyclique d'un agrégat, le module `simulate` de Z-set est employé car il permet une simulation de modèles rapide, à partir de données de chargement et d'un jeu d'équations constitutives.

Le modèle de plasticité cristalline de Méric-Cailletaud pour les monocristaux utilisé a été détaillé dans la section 1.1. Pour l'étendre à la simulation de polycristaux, cette loi est couplée avec la méthode d'homogénéisation de Cailletaud et Pilvin [Cailletaud et Pilvin, 1994, Pilvin, 1994], inspirée par la loi de localisation de Berveiller-Zaoui [Berveiller et Zaoui, 1978]. Pour décrire le polycristal à homogénéiser, une centaine d'orientations cristallographiques est prélevée aléatoirement dans les cartographies EBSD de l'alliage.

Pour rappel, dans la loi de Méric-Cailletaud, on cherche à identifier la cission résolue critique initiale et les paramètres d'écrouissage isotrope et cinématique. Par ailleurs, l'alliage n'est pas sensible à la vitesse de chargement mais une viscosité est introduite afin de simplifier la convergence des calculs. Les paramètres associés n et K ont été choisis de sorte que la vitesse de chargement n'influence pas la réponse du matériau.

3.2.2 Identification sur les essais de déformation alternée

Dans un premier temps, il est nécessaire de décrire le comportement élastique du matériau. Le schéma d'homogénéisation implémenté dans Z-set utilise la borne de Reuss pour estimer le comportement élastique macroscopique du matériau. Cette approximation est basée sur l'hypothèse d'uniformité de la contrainte au sein de chaque grain g . Le tenseur de déformation macroscopique $\underline{\underline{E}}$ s'écrit alors sous la forme :

$$\underline{\underline{E}} = \langle \underline{\underline{\epsilon}}^g \rangle = \langle \underline{\underline{S}} \rangle : \underline{\underline{\Sigma}} \quad (3.1)$$

où $\underline{\underline{S}}$ est le tenseur des souplesses élastiques du cristal.

Localement dans chaque phase, la maille primaire du réseau cristallin étant une maille CFC, on utilise le tenseur d'élasticité cubique défini par $\underline{\underline{C}} = \underline{\underline{S}}^{-1}$ et qui se résume à la définition de 3 paramètres c_{11}, c_{12}, c_{44} . Le comportement d'un grain dans le cas élastique linéaire est alors décrit par :

$$\underline{\underline{\sigma}}^g = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{\epsilon}}^g \quad (3.2)$$

$$\underline{\underline{\epsilon}}^g = \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{\sigma}}^g. \quad (3.3)$$

Il existe différentes relations qui relient ces coefficients, dont le coefficient de Zener qui caractérise l'anisotropie d'un matériau :

$$A = \frac{2c_{44}}{c_{11} - c_{12}}. \quad (3.4)$$

L'aluminium est un alliage à faible anisotropie et son coefficient d'anisotropie est situé aux alentours de 1.22 [JF Thomas Jr, Joseph Francis, 1968], contre 3.77 pour les aciers par exemple [Simmons et Wang, 1971]. Ainsi, on choisit dans un premier temps les coefficients issus de [JF Thomas Jr, Joseph Francis, 1968] :

c_{11}	c_{12}	c_{44}
114.0	62.0	32.0

Table 3.2 – Coefficients du tenseur d'élasticité cubique en GPa

Enfin, pour modéliser le comportement non-élastique de l'alliage et prendre en compte les différents écrouissages et leurs interactions, il est nécessaire d'identifier les paramètres C, D, Q, b et la matrice d'interactions h de la loi de plasticité cristalline de Méric-Cailletaud. La matrice d'interaction retenue a été la matrice proposée par Guilhem [Guilhem et al., 2013], soit

Étant donné le nombre de paramètres à identifier (la cission résolue critique initiale puis 2 pour l'écrouissage isotrope, 2 par écrouissage cinématique), le nombre de cycles

h_1	h_2	h_3	h_4	h_5	h_6
1.0	1.0	0.6	12.3	1.6	1.3

Table 3.3 – Matrice d'interaction de Guilhem

à simuler (entre 400 et 600) et l'étape d'homogénéisation numérique qui alourdissent les simulations, les paramètres ont été identifiés manuellement, sans l'aide des outils d'optimisation disponibles dans Z-set. Traditionnellement, les paramètres sont d'abord identifiés sur les essais en $R_\varepsilon = -1$ dans la direction de laminage. Une bonne prévision du comportement mécanique cyclique (Figure 3.6) a ainsi été obtenue sur l'essai L9 avec les paramètres donnés dans le Tableau 3.4.

Élasticité	c_{11} (GPa)	114.0
	c_{12} (GPa)	62.0
	c_{44} (GPa)	32.0
	τ_0 (MPa)	124.0
Écrouissage isotrope	Q (MPa)	-2.8
	b	20.0
Écrouissage cinématique	C (MPa)	35 600.0
	D	550.0
Viscosité	K (MPa · s ^{1/n})	10.0
	n	25.0

Table 3.4 – Premier jeu de paramètres identifiés

La Figure 3.6 présente les cycles simulés avec ces paramètres. La forme des boucles des cycles stabilisés ainsi que l'amplitude des contraintes sont bien similaires aux données de l'essai. De plus, l'adoucissement est simulé de manière satisfaisante.

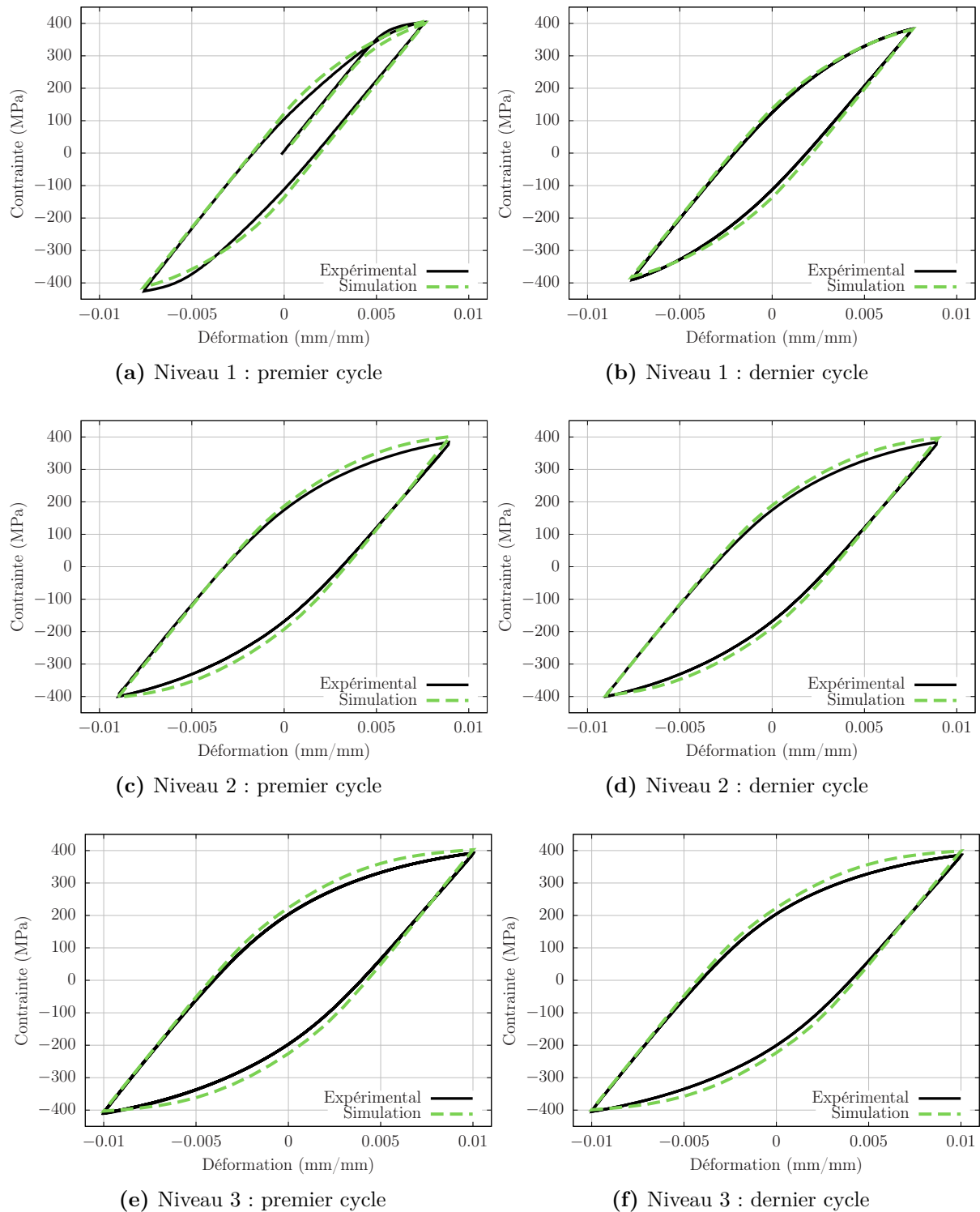


Figure 3.6 – Résultats des paramètres identifiés par rapport à l'essai L9

3.2.3 Identification sur les essais en déformation répétée

Une première vérification du jeu de paramètres a été faite sur l'essai en déformation répétée dans la direction de laminage à cœur – l'essai L10 – dont le résultat est présenté par la Figure 3.7. Contrairement aux essais en déformation alternée, les cycles de calibration surviennent après une première traction plastique, ils sont donc simulés.

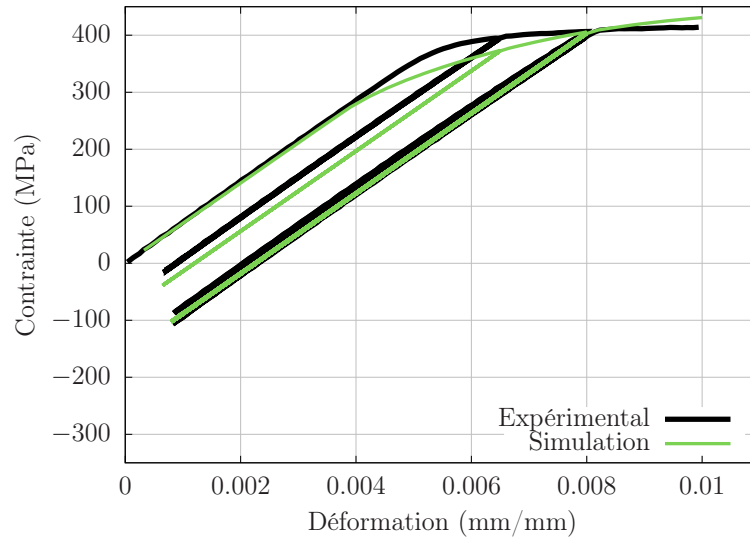


Figure 3.7 – Application du premier jeu de paramètres à un essai en $R_\epsilon = 0.1$

Le comportement « carré » observé lors de la première traction plastique n'a pas été suffisamment pris en compte avec ce jeu de paramètres et le comportement plastique est mal reproduit. Or, étant donné que les paramètres sont identifiés en prévision de futures simulations d'essais cycliques répétés, on souhaite obtenir des prévisions se rapprochant de ces essais. Pour cela, il est possible d'augmenter la cission résolue critique initiale τ_0 , mais cette action est au détriment des cycles suivants puisque la limite d'élasticité est alors surestimée.

Dans l'optique de faire un compromis entre une bonne simulation du premier cycle et des cycles stabilisés, un nouveau jeu de paramètres a été proposé, voir Tableau 3.5.

Pour des chargements de déformation alternée, ce nouveau jeu de paramètres permet encore de rendre compte de l'adoucissement cyclique du matériau et les amplitudes de contraintes sont toujours bien estimées (Figure 3.8a). Le comportement du matériau sollicité dans la direction normale est aussi satisfaisant (Figure 3.8b).

Dans les simulations, une forte relaxation de la contrainte moyenne est attendue et se produit pour les niveaux de déformation supérieurs à 1%. Cependant, les amplitudes de contraintes ainsi que les formes des boucles d'hystérésis sont similaires à celles des données d'essais, comme le montre la Figure 3.9f. De plus, les essais sur éprouvette avec méplats sont des essais dont la déformation maximale est de 0.42%, ce nouveau jeu de paramètres est donc retenu.

Élasticité	c_{11} (GPa)	114.0
	c_{12} (GPa)	62.0
	c_{44} (GPa)	32.0
	τ_0 (MPa)	130.0
Écrouissage isotrope	Q (MPa)	-2.2
	b	80.0
Écrouissage cinématique	$C1$ (MPa)	53 000.0
	$D1$	1500.0
	$C2$ (MPa)	3000.0
	$D2$	200.0
Viscosité	K (MPa · s ^{1/n})	10.0
	n	25.0

Table 3.5 – Second jeu de paramètres identifiés

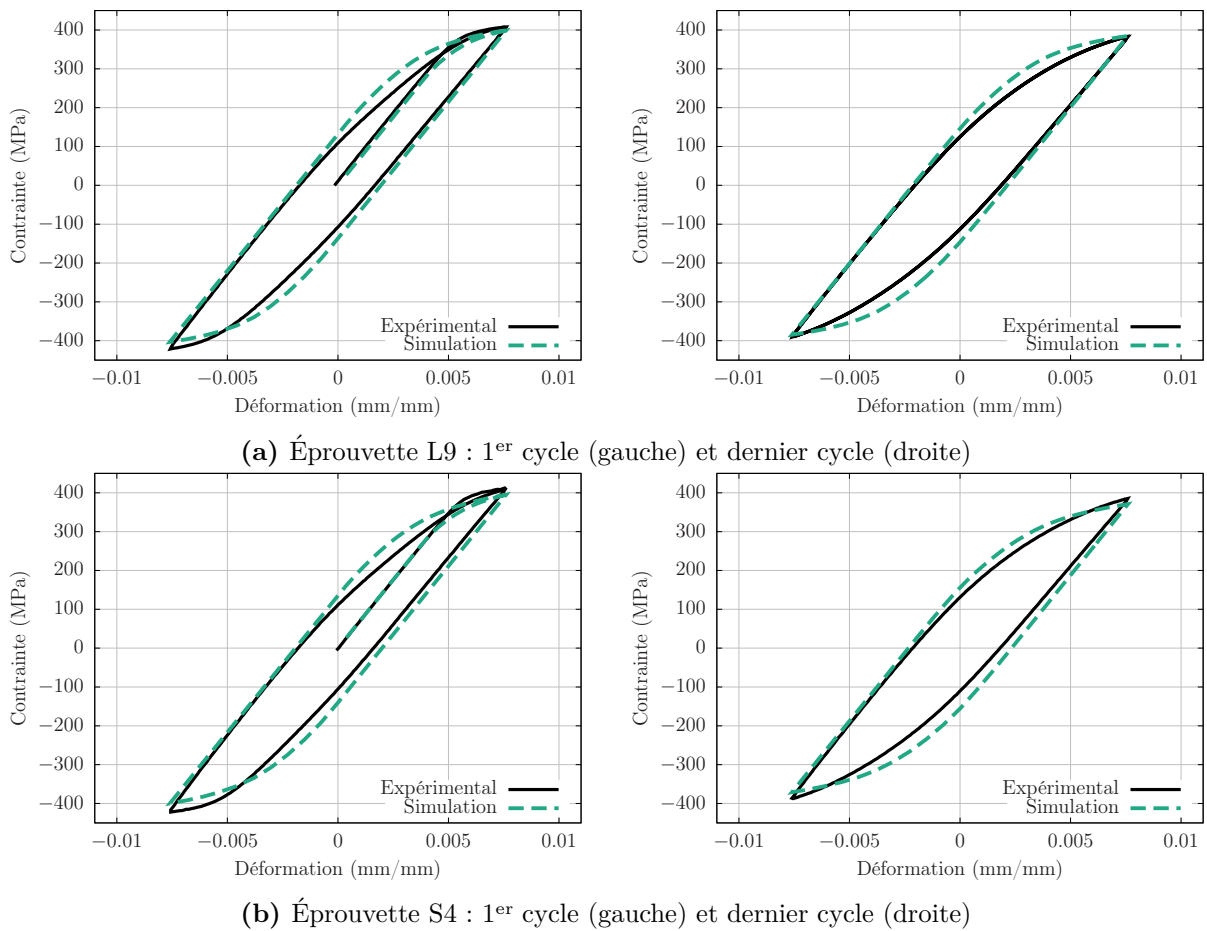


Figure 3.8 – Résultat du second jeu de paramètres sur le premier niveau des essais L9 et S4

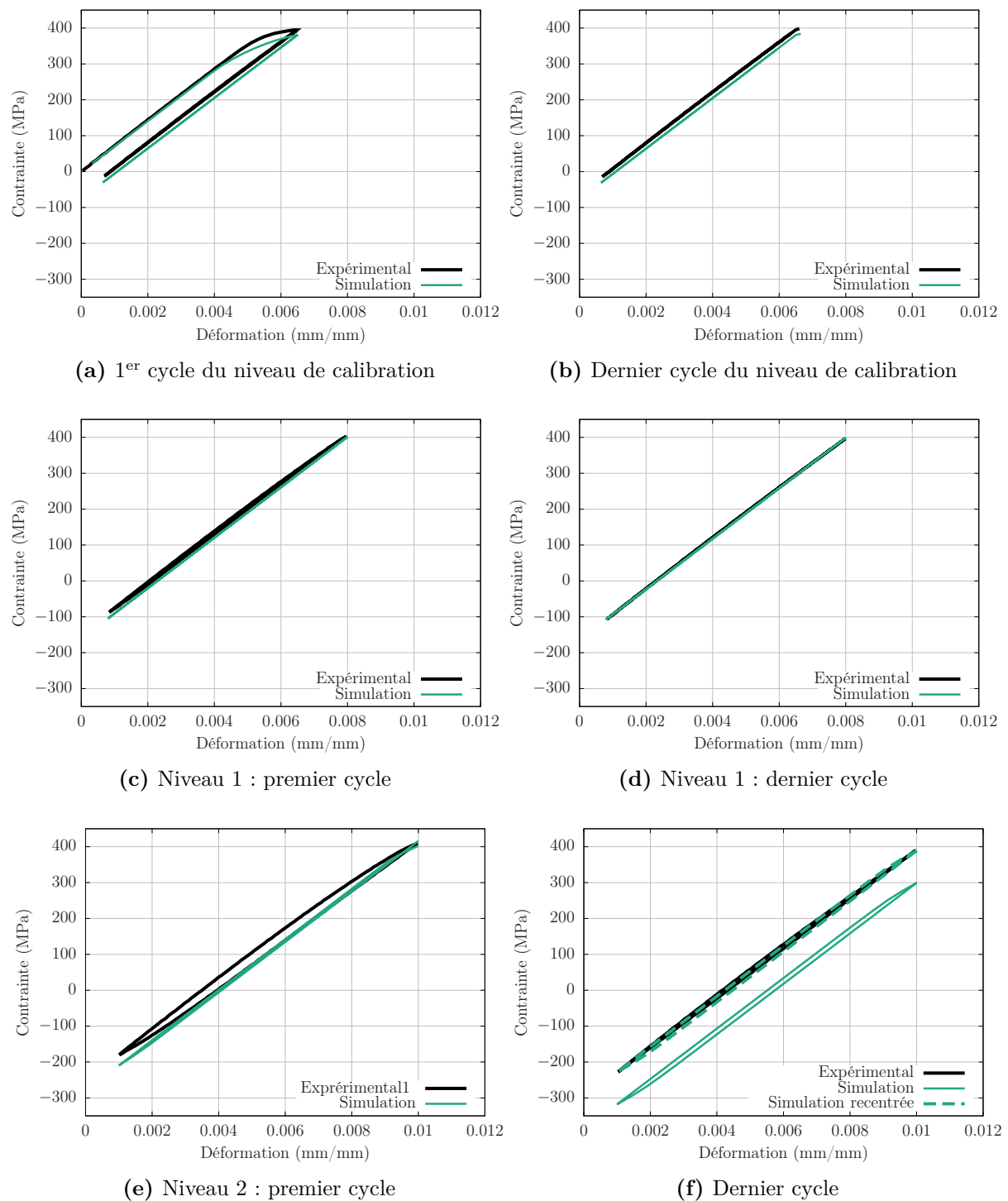


Figure 3.9 – Résultats des paramètres identifiés par rapport à l'essai L10

3.3 Validation des paramètres identifiés sur des VERs

3.3.1 Génération d'agrégats polycristallins avec Dream3D et Neper

L'approche par homogénéisation numérique doit désormais être validée sur des agrégats polycristallins explicites. Pour en produire, le logiciel Dream3D – précédemment utilisé pour réaliser des statistiques morphologiques et cristallographiques – dispose également de modules pour la génération de microstructures synthétiques. Plusieurs options sont proposées par le logiciel et permettent de créer une base conséquente de microstructures :

- la morphologie et la texture de la microstructure peuvent être aléatoires ou issues de statistiques, provenant par exemple d'analyses d'EBSID réalisées préalablement par le logiciel ;
- les maillages peuvent être périodiques ou semi-périodiques ou non ;
- l'importation et l'exportation de maillages en fichiers compatibles pour des simulations EF.

Cependant, Dream3D permet uniquement la génération de maillages quadrangulaires en 2D et hexaédriques en 3D et, bien que cette approche soit acceptable pour étudier la réponse macroscopique d'un agrégat polycristallin, elle ne l'est pas pour étudier sa réponse locale : la simulation du comportement aux joints de grain avec de tels éléments peut mener à des valeurs de contraintes extrêmes [Barbe et al., 2001a, Choi et al., 2012].

Pour remédier à ce problème, le logiciel Neper [Neper, 2022, Quey et al., 2011] est finalement utilisé. Ce logiciel, également en libre accès, permet la génération de microstructures synthétiques en laissant à l'utilisateur le choix du maillage. Ainsi, selon les options appelées, une grande variété de microstructures différentes peut être créée. En particulier, il est possible d'imposer une certaine forme de grain par le biais des 3 longueurs caractéristiques d'une ellipse équivalente en terme de volume et de rapport de forme. Dans notre cas, les grains peuvent être approchés en moyenne par des ellipses de dimensions $0.580 \times 0.350 \times 0.173 \text{ mm}^3$ en surface et $0.448 \times 0.269 \times 0.173 \text{ mm}^3$ à cœur. Un exemple de microstructure périodique représentative des grains à cœur est donné en Figure 3.10.

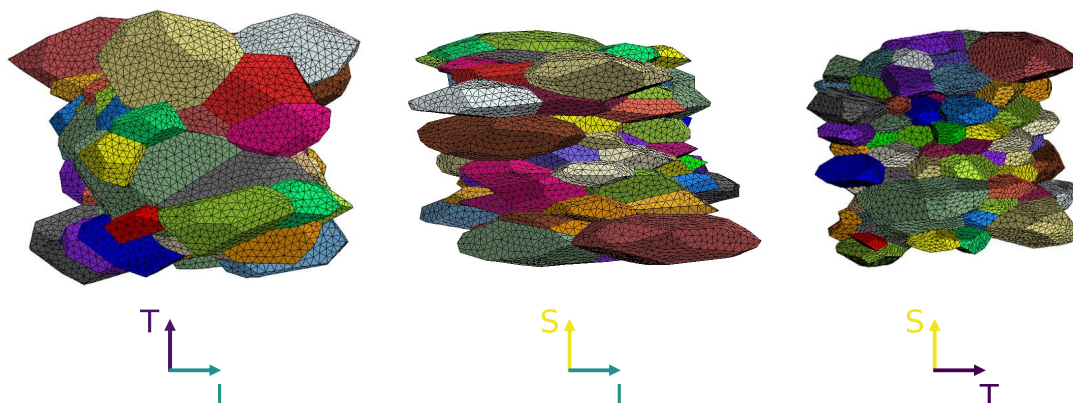


Figure 3.10 – Exemple d'une microstructure périodique avec 110 grains générée par Neper

La dernière étape pour réaliser les simulations par éléments finis est d'associer à chaque grain une orientation cristallographique. Neper propose différentes options, de

la génération uniforme aléatoire d'orientations (pas de texture), à la lecture de fichier externe contenant des orientations. Afin de prendre en compte la texture du AA2139, on considère la deuxième option et les orientations cristallographiques sont sélectionnées aléatoirement dans les orientations issues des EBSD.

3.3.2 Définition de VERs à partir de simulations de traction uniaxiale

Dans un premier temps, une étude de convergence en maillage a été réalisée. Pour cela, la réponse moyenne de l'agrégat en traction de 3 maillages est comparée. L'écart maximum entre le maillage le plus fin et le plus grossier est de 4 MPa, soit moins de 1% (Figure 3.11). Par conséquent, les 3 maillages sont admissibles et, par sécurité, la taille de maille intermédiaire est retenue.

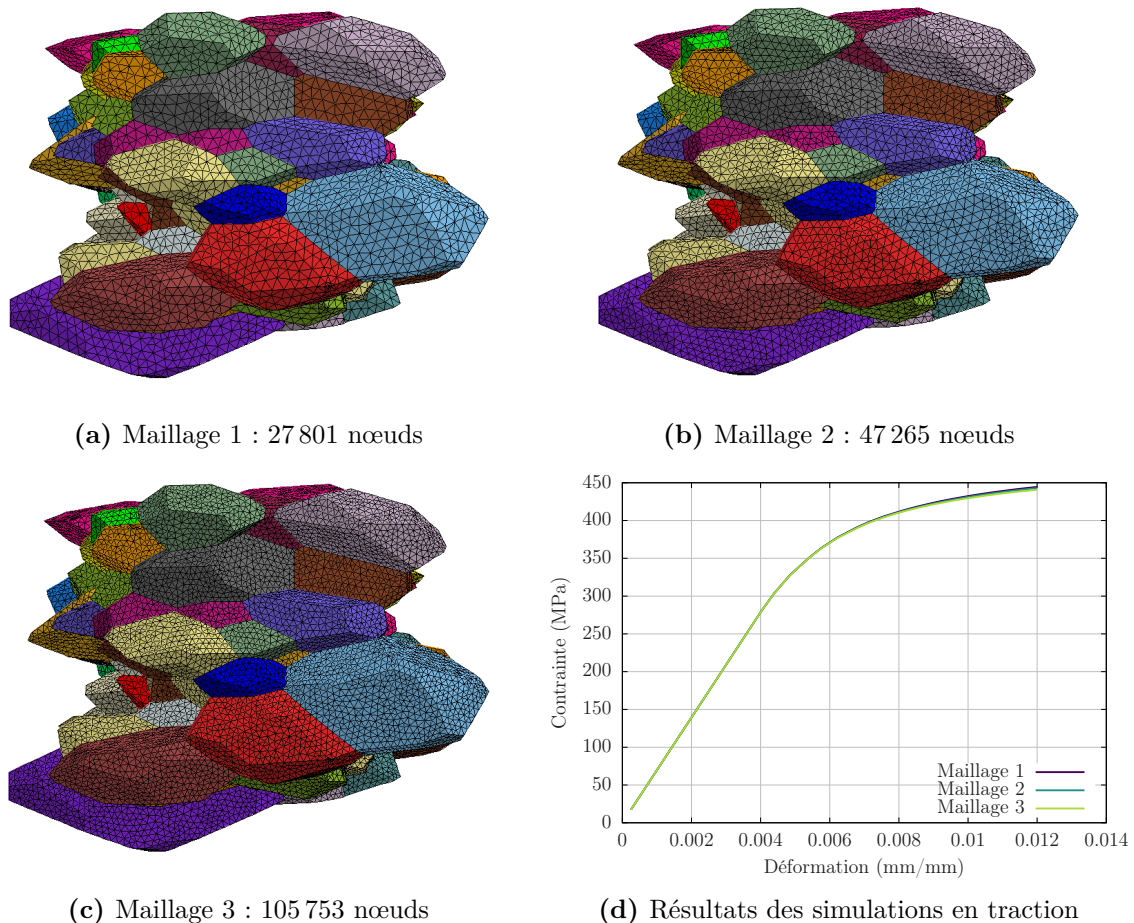


Figure 3.11 – Comparaison des maillages pour la simulation de microstructures explicites

Une fois le raffinement nécessaire défini, on cherche à déterminer la taille minimale de l'agrégat qui permet d'obtenir une microstructure représentative vis-à-vis de la courbe de contrainte-déformation macroscopique. Pour cela, on génère des agrégats polycristallins périodiques auxquels on applique les mêmes conditions aux limites que pour l'identification, c'est-à-dire avec une déformation moyenne imposée associée aux conditions aux

limites de périodicité de type `mpc` (*Multi Point Constraints*). Les orientations cristallographiques sont prélevées aléatoirement dans les cartographies EBSD.

Les courbes de contrainte–déformation présentées sur la Figure 3.12 sont la superposition de la réponse macroscopique d'une dizaine d'agrégats polycristallins composés de 90 à 200 grains. Une variation maximale de ± 2.5 MPa entre les différents agrégats autour de la moyenne est observée, soit moins de 1% à 450 MPa. Ainsi, il est possible de considérer qu'une centaine de grains est suffisante pour qu'un agrégat périodique soit représentatif du comportement macroscopique de l'alliage.

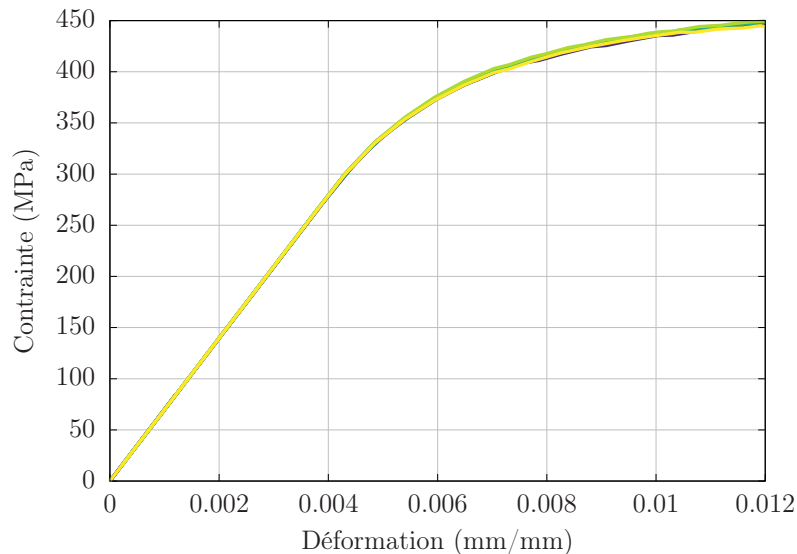


Figure 3.12 – Réponse macroscopique de 10 volumes sous un chargement en déformation uniaxiale de 1.2%

3.3.3 Redéfinition des coefficients du tenseur d'élasticité

En élasticité linéaire, le tenseur des contraintes homogénéisé d'un polycristal est calculé avec la borne de Reuss. Cette approche repose sur l'hypothèse d'uniformité des contraintes au sein des grains ; localement, il n'y a donc pas de localisation des contraintes entre les grains et la contrainte moyennée du polycristal est sous-estimée. Autrement dit, pour un même tenseur d'élasticité, la réponse élastique moyenne d'un polycristal explicite est plus élevée que son équivalent homogénéisé.

Par conséquent, les paramètres jusqu'ici valides pour un polycristal homogénéisé ne le sont plus pour les VERs. Ainsi, une autre identification des composantes du tenseur d'élasticité proposée par Sauzay [Sauzay et Jourdan, 2006] est considérée et le nouveau jeu de paramètres est alors donné par le Tableau 3.6. Ce tenseur possède un coefficient d'anisotropie très proche du premier : 1.23 contre 1.21 précédemment.

La Figure 3.13 permet de constater une nette amélioration de la modélisation du comportement élastique par rapport aux résultats expérimentaux.

Élasticité	c_{11} (GPa)	107.0
	c_{12} (GPa)	60.8
	c_{44} (GPa)	28.3
	τ_0 (MPa)	130.0
Écrouissage isotrope	Q (MPa)	-2.2
	b	80.0
Écrouissage cinématique	$C1$ (MPa)	53 000.0
	$D1$	1500.0
	$C2$ (MPa)	3000.0
	$D2$	200.0
Viscosité	K (MPa · s ^{1/n})	10.0
	n	25.0

Table 3.6 – Jeu de paramètres final retenu pour les simulations

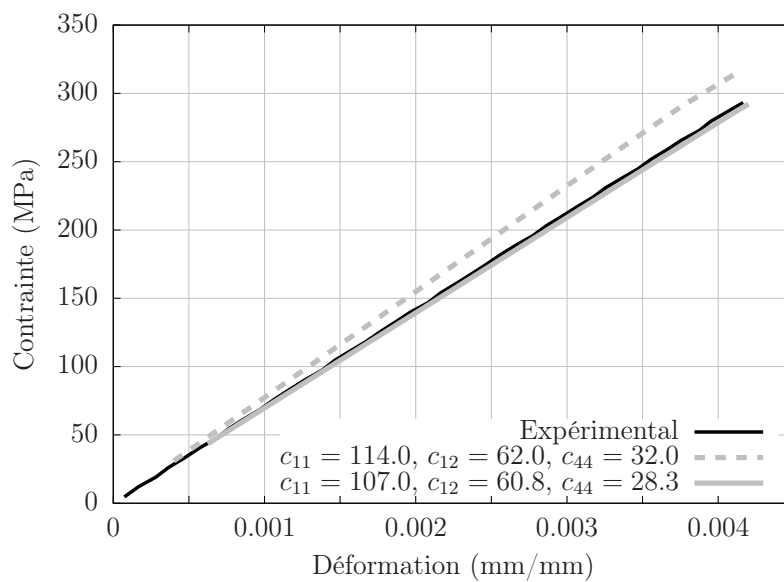


Figure 3.13 – Comparaison de la courbe de contrainte–déformation d’un VER avec l’ancien tenseur d’élasticité (trait pointillé) et le nouveau (trait plein)

3.3.4 Application des paramètres identifiés sur un VER soumis à des chargements cycliques

Pour valider l'identification des paramètres, la Figure 3.14 compare les résultats expérimentaux et des simulations sur VER, des premiers cycles du premier niveau de déformation des différents essais d'éprouvette à cœur. Ces courbes montrent que les simulations d'agrégats avec le dernier jeu de paramètres matériau sont en accord avec les essais.

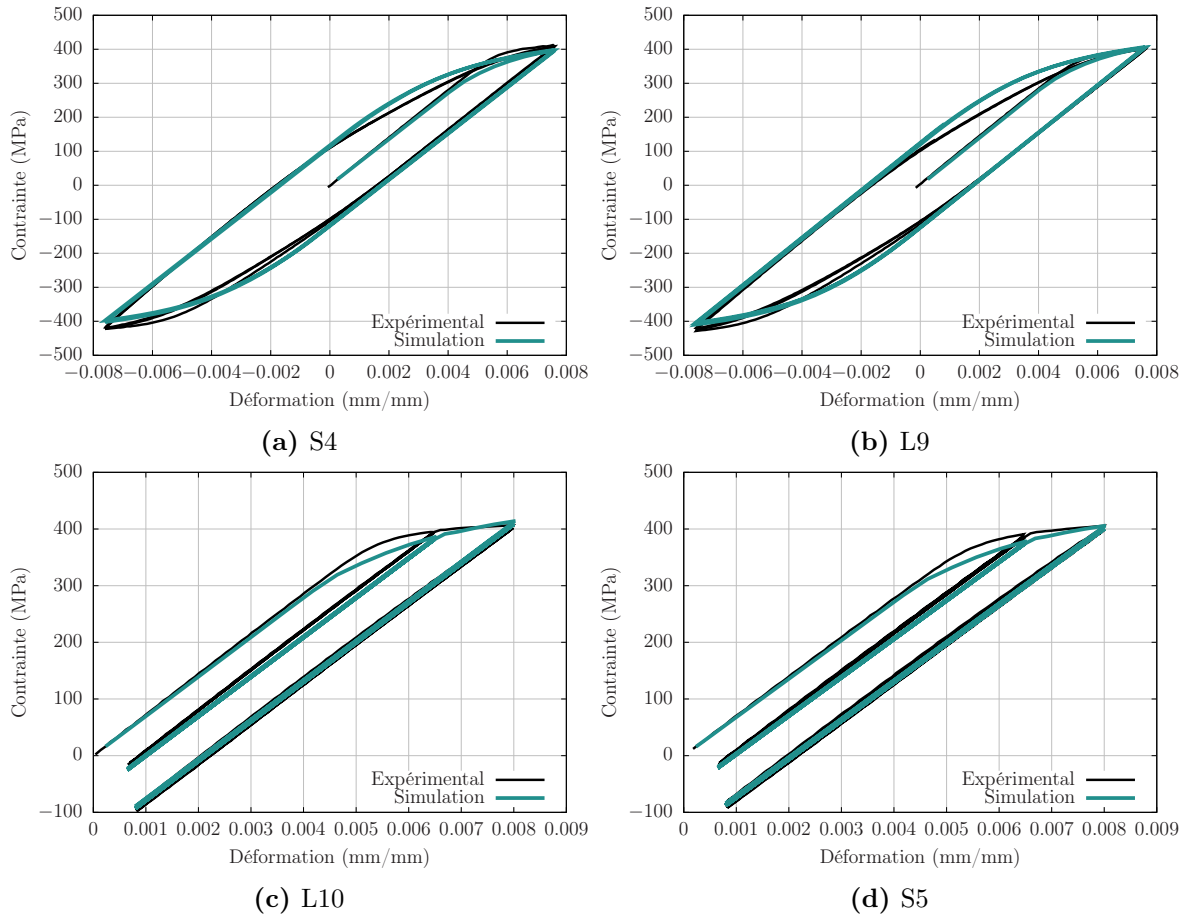


Figure 3.14 – Simulation des 4 premiers cycles de chaque essai à cœur sur le VER de la Figure 3.11b

Chapitre 4

Implémentation d'une méthode unifiée pour la modélisation de l'amorçage et de la propagation de fissure de fatigue

Résumé : On définit dans le cadre des simulations numériques : l'*amorçage* de fissure comme étant le passage d'un maillage non-fissuré à un maillage fissuré et la *propagation* par l'avancée d'une fissure déjà existante dans le maillage. La méthode itérative de propagation, présentée dans l'état de l'art, a initialement été développée pour une application sur deux alliages de titane avec un réseau cristallin cubique centré (BCC, *Body Centered Cubic*) dans des éprouvettes *pré-fissurées*. Ainsi l'objectif de ce chapitre est d'abord d'appliquer cette méthode à l'alliage d'aluminium (CFC), puis de montrer comment l'étendre à la modélisation de l'*amorçage* de fissure.

Sommaire

4.1	Application d'une méthode itérative pour la propagation de fissure dans un cristal CFC	83
4.1.1	Présentation des simulations pour la propagation de fissure	83
4.1.2	Évolution cyclique des FIPs	85
4.1.3	Étude du rayon d'évaluation et du FIP sur la prédiction de la propagation de fissure	87
4.1.4	Application de la méthode de propagation pour un monocristal CFC	89
4.2	Extension de la méthode à la phase d'amorçage de fissure de fatigue	91
4.2.1	Modélisation des phases intermétalliques par zoom structural sur microstructure synthétique	91
4.2.2	Choix du sous-domaine pour l'insertion de la phase intermétallique	94
4.2.3	Définition du front de fissure et amorçage	94

4.1 Application d'une méthode itérative pour la propagation de fissure dans un cristal CFC

4.1.1 Présentation des simulations pour la propagation de fissure

Le principe de la méthode itérative pour la propagation de fissure, présentée dans l'état de l'art, est rappelé ci-dessous Figure 4.1.

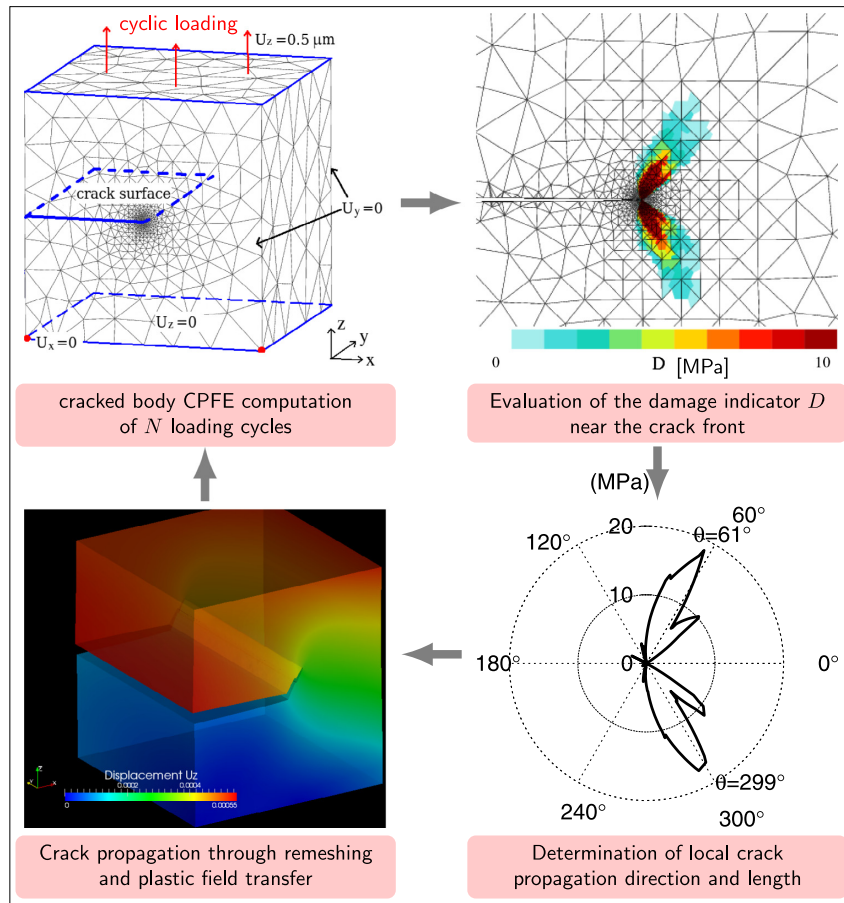


Figure 4.1 – Méthode itérative pour la propagation de fissure [Proudhon et al., 2016]

Dans les algorithmes de remaillage adaptatif utilisés par Z-cracks, le front maillé Γ_n est d'abord approché par un front lissé Γ' à partir de i points, nommés points de contrôle P (Figure 4.2). À chacun de ces points de contrôle, un repère orthonormé est défini par : \underline{T} le vecteur tangent au front de fissure, \underline{B} le vecteur normal aux lèvres de fissure (orthogonal au vecteur tangent) et le vecteur \underline{N} orthogonal aux deux précédents vecteurs. Pour décrire le front la fissure avec des points de contrôle, il n'est pas nécessaire d'en choisir autant qu'il y a de nœuds sur le front, ni même des coordonnées appartenant strictement au maillage.

Le nombre de points de contrôle conditionne la qualité d'approximation du front : pour un front de fissure convexe ou convexe par morceaux, l'augmentation du nombre de points de contrôle améliore la qualité de l'approximation du front. Cependant, en présence de fortes courbures, le nombre de points de contrôle doit être choisi avec précaution pour que

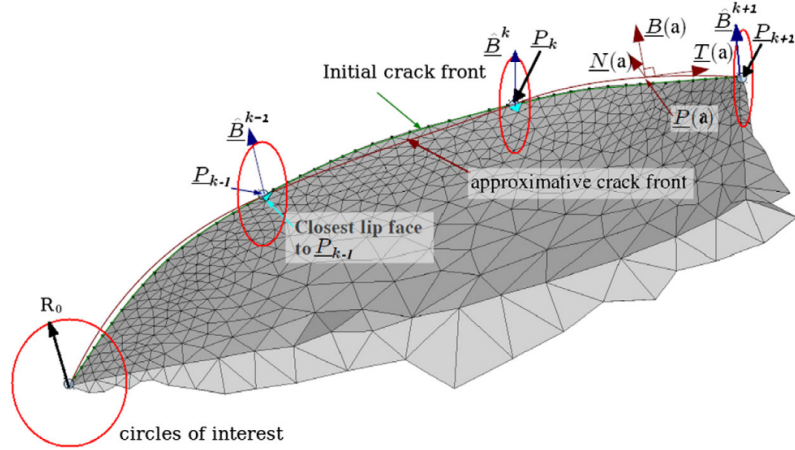


Figure 4.2 – Illustration schématique de l'approximation du front de fissure par des points de contrôle [Li et al., 2014]

les algorithmes de remaillage convergent et que le front reste raisonnablement approché. Une étude numérique suggère l'utilisation d'un minimum d'un seizième du nombre de nœuds pour discrétiser le front de fissure [Chiaruttini et al., 2013].

Le choix des paramètres du modèle, comme le FIP et son rayon d'évaluation, dépendent : du matériau, des phénomènes d'amorçage/de propagation et des échelles d'intérêt, c'est-à-dire de la taille des attributs de microstructure (grains, défauts, pores). Par ailleurs, la précision avec laquelle le trajet d'une fissure peut être reproduit est conditionnée par l'acquisition des données expérimentales et des moyens numériques.

Dans un premier temps, plusieurs analyses sont menées pour obtenir les meilleures conditions de simulation, notamment sur la finesse du maillage, la distance d'évaluation du FIP qui détermine la vitesse et la direction de propagation du front de fissure et le seuil du FIP pour lequel la fissure se propage. Le cas étudié est illustré par la Figure 4.3 : il s'agit d'un cube dont une face est encastrée, la face opposée est soumise à un déplacement correspondant à une déformation cyclique répétée dans la direction normale, telle que $R_\varepsilon = 0.1$, $\varepsilon_{\max} = 0.42\%$, $\dot{\varepsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Une fissure semi-elliptique débouchante est insérée au centre de l'une des faces libres du cube, dans le plan normal à la sollicitation cyclique et de rayon caractéristique d'une phase intermétallique, soit $20 \mu\text{m}$. Ce cube est un monocristal orienté selon le repère global, *i.e.* $\phi_1 = 0$, $\psi = 0$, $\phi_2 = 0$.

Pour l'instant, pour déterminer la direction de propagation de fissure, deux FIPs présentés dans la section 1.4.1 sont comparés :

- la somme des glissements cumulés sur les 12 systèmes de glissements s , noté $ev1geq$ sur les figures et défini par

$$\text{FIP}_{ev1geq} := \sum_s |\gamma^s| \quad (4.1)$$

- le critère de Fatemi Socie adapté à la plasticité cristalline [Castelluccio et McDowell, 2014], noté FS sur les figures :

$$\text{FIP}_{FS} := \frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,\max}}{\sigma_y} \right) \quad (4.2)$$

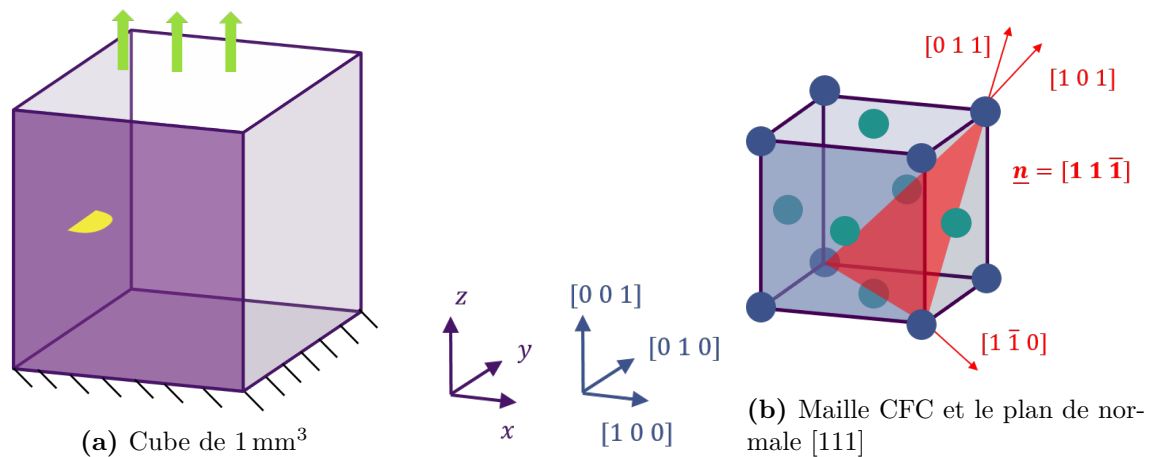


Figure 4.3 – Simulation d'un cube fissuré sous déformation cyclique

Afin de trouver un compromis entre la qualité des résultats des simulations par éléments finis et le temps de simulation, plusieurs maillages sont comparés, dont un récapitulatif est donné dans le Tableau 4.1. Les maillages sont nommés de la manière suivante : la lettre indique le type d'élément : Q pour quadratique, L pour linéaire ; puis le nombre indique la taille de la maille sur le front de fissure en μm .

Sauf mention contraire, les distributions radiales des FIPs présentées sont évaluées au point de contrôle n°0, c'est-à-dire à l'une des deux extrémités en surface de la fissure.

Maillage	Nombre d'éléments		Nombre de nœuds	Nombre de nœuds du front de fissure
	quadratiques	linéaires		
Q0.4	125 758	35 979	161 737	165
L0.5	0	133 657	23 642	124
Q0.6	79 297	34 671	115 778	113
Q0.8	56 235	33 575	84 147	81
Q1.0	42 195	32 535	64 718	65

Table 4.1 – Informations sur les maillages étudiés

4.1.2 Évolution cyclique des FIPs

Les FIPs sont évalués à de multiples instants de chargement : la Figure 4.4 permet de constater que la direction de propagation prédite par le maximum du FIP évolue peu dans le temps – à maillage et rayon d'évaluation fixés. Les valeurs du FIP évoluent également lentement après les deux premiers cycles. Ces résultats sont valables pour les autres FIPs le long du front de la fissure, ce qui permet de conclure qu'il n'est pas nécessaire de réaliser de nombreux cycles de chargement pour déterminer la direction de propagation de la fissure.

En outre, le maillage linéaire L0.5 n'est plus considéré dans la suite. En effet, bien qu'il soit plus fin que certains des maillages quadratiques, la discrétisation est très pauvre en comparaison.

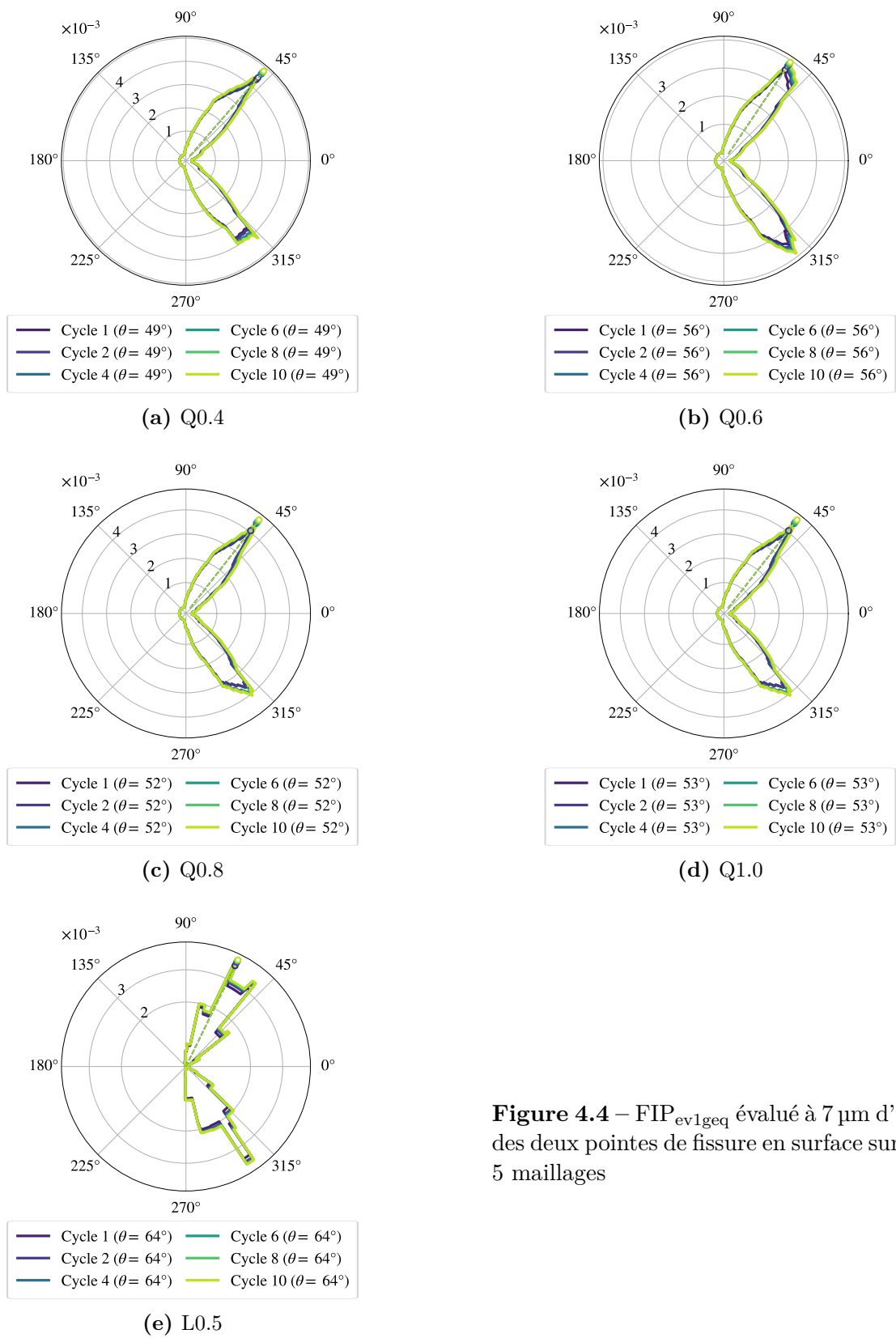


Figure 4.4 – FIP_{ev1geq} évalué à $7 \mu m$ d'une des deux pointes de fissure en surface sur les 5 maillages

4.1.3 Étude du rayon d'évaluation et du FIP sur la prédiction de la propagation de fissure

Expérimentalement, les avancées de fissure mesurées entre chaque observation au MEB sont de l'ordre de 5 à 20 μm et, dans les simulations, certains des FIPs sont proches de zéro à partir d'une douzaine de microns, ainsi les FIPs sont évalués entre 4 et 12 μm .

Pour le grain d'orientation $(0, 0, 0)$ (Figure 4.5a), la position du maximum du FIP varie selon le rayon d'évaluation R , notamment à cause de l'orientation du cristal dont les plans de glissement sont symétriques par rapport au plan de la fissure. Par exemple, la propagation prédite dans un cristal orienté $(316, 27, 29)$ (Figure 4.5b) ne présente pas ces variations – il s'agit de l'orientation cristallographique du grain dans lequel se trouve la phase intermétallique ML4-1.

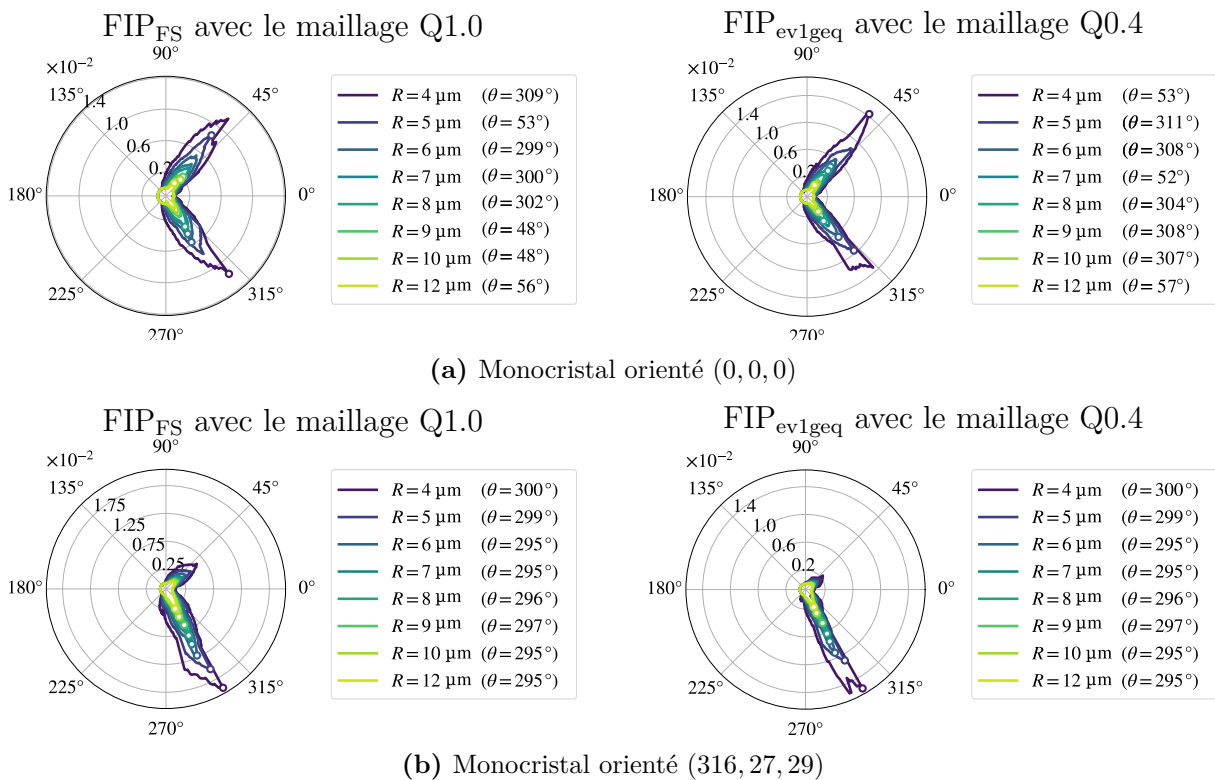
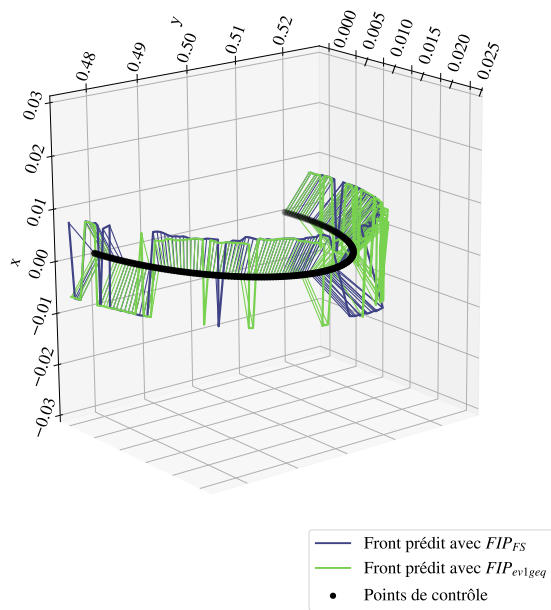


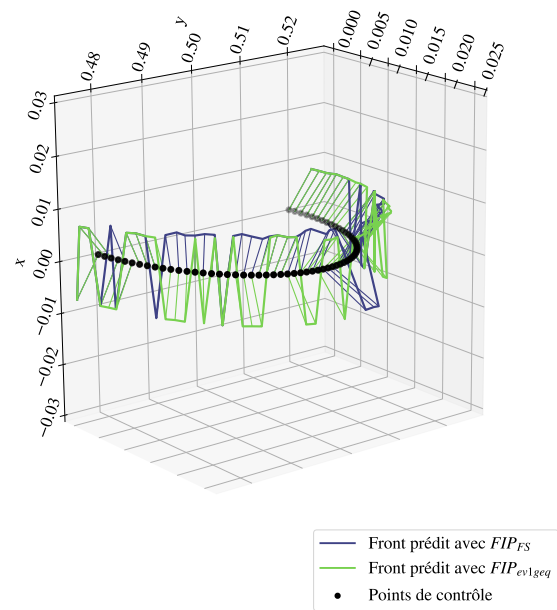
Figure 4.5 – Distribution radiale des FIPs

Ces observations sont également faites tout le long du front de fissure : pour le grain orienté $(0, 0, 0)$, la direction de propagation est très dépendante du rayon d'évaluation (Figure 4.6a et Figure 4.6b), alors que le grain orienté différemment présente une propagation plus régulière, indépendamment du rayon d'observation et du FIP. Les résultats sur la variation de la direction de propagation prédite selon le rayon d'évaluation sont aussi résumés dans la Figure 4.7.

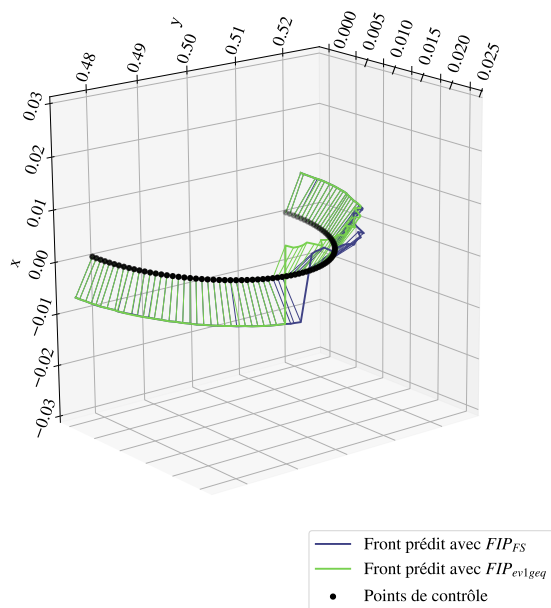
D'une part, cette figure confirme l'influence du rayon d'évaluation et du FIP : pour tous les maillages du grain orienté $(0, 0, 0)$, les fronts prédits sont très différents à 6 microns avec parfois moins de 25% de correspondance entre les deux FIPs, contre 50 à 4 microns et plus de 90% à 12 microns. Et bien qu'une dépendance au maillage semble aussi apparaître, la même tendance est toujours observée.



(a) Fronts de fissure prédits à un rayon de $8\ \mu\text{m}$ sur le maillage Q0.4 dans le monocristal orienté $(0, 0, 0)$



(b) Fronts de fissure prédits à un rayon de $8\ \mu\text{m}$ sur le maillage Q1.0 dans le monocristal orienté $(0, 0, 0)$



(c) Fronts de fissure prédits à un rayon de $8\ \mu\text{m}$ sur le maillage Q0.8 dans le monocristal orienté $(316, 27, 29)$

Figure 4.6 – Direction de propagation prédite par les 2 FIPs à une distance de $8\ \mu\text{m}$ pour les monocristaux orientés dans le grain orienté $(0, 0, 0)$ et $(316, 27, 29)$

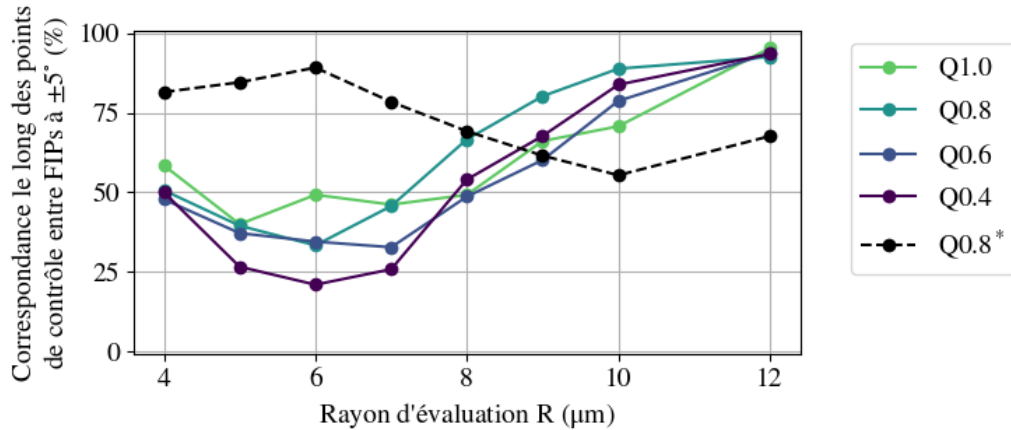


Figure 4.7 – Correspondance le long du front de fissure entre les FIPs ev_{lgeq} et FS en %. Q0.8* est le maillage du grain orienté (316, 27, 29)

D'autre part, pour l'orientation (316, 27, 29), la correspondance entre les fronts prédits par les 2 FIPs est plus élevée entre 4 et 6 microns (Q0.8*) que pour la première orientation, et ce, alors que le maillage est le second plus grossier. Le taux de correspondance plus faible à 12 microns pour la seconde orientation suggère que la finesse des maillages et l'instabilité des résultats – due à la symétrie de l'orientation (0, 0, 0) montrée précédemment, ne suffisent pas à expliquer la différence des 2 tendances. En conclusion, parmi les paramètres de la méthode, le FIPs et le rayon d'évaluation sont les éléments les plus déterminants pour la prédiction d'amorçage, et ce, devant la finesse de maillage.

Ici, l'objectif est d'apporter une preuve de faisabilité de la méthode dans un cas général, donc le seuil du FIP pour lequel la fissure propage est choisi arbitrairement dans ce chapitre. Pour son application au AA2139 dans le chapitre 5, les paramètres de la méthode seront choisis selon les résultats de la campagne expérimentale, notamment le FIP et rayon d'évaluation.

4.1.4 Application de la méthode de propagation pour un monocristal CFC

Le cas du monocristal orienté (316, 27, 29) est repris car il servira de comparaison supplémentaire avec les résultats de la campagne expérimentale du Chapitre 5. Le front de la fissure est discrétisé par 81 nœuds et on constate sur la Figure 4.8 que les résultats avec 15 et 20 points de contrôle sont très similaires. On choisit donc de considérer 20 points de contrôle dans la suite. De plus, comme cela a été montré précédemment Figure 4.7 et à nouveau ci-dessous, avec $R = 6 \mu\text{m}$, la direction d'amorçage varie très peu d'un FIP à l'autre, c'est donc ce rayon d'évaluation qui est retenu.

Afin de considérer le FIP comme un indicateur de propagation mais également comme un indicateur de vitesse de propagation, l'avancée de la fissure est normalisée selon le maximum du FIP sur le front de fissure au premier pas de propagation, $FIP_{\text{front,max}}$.

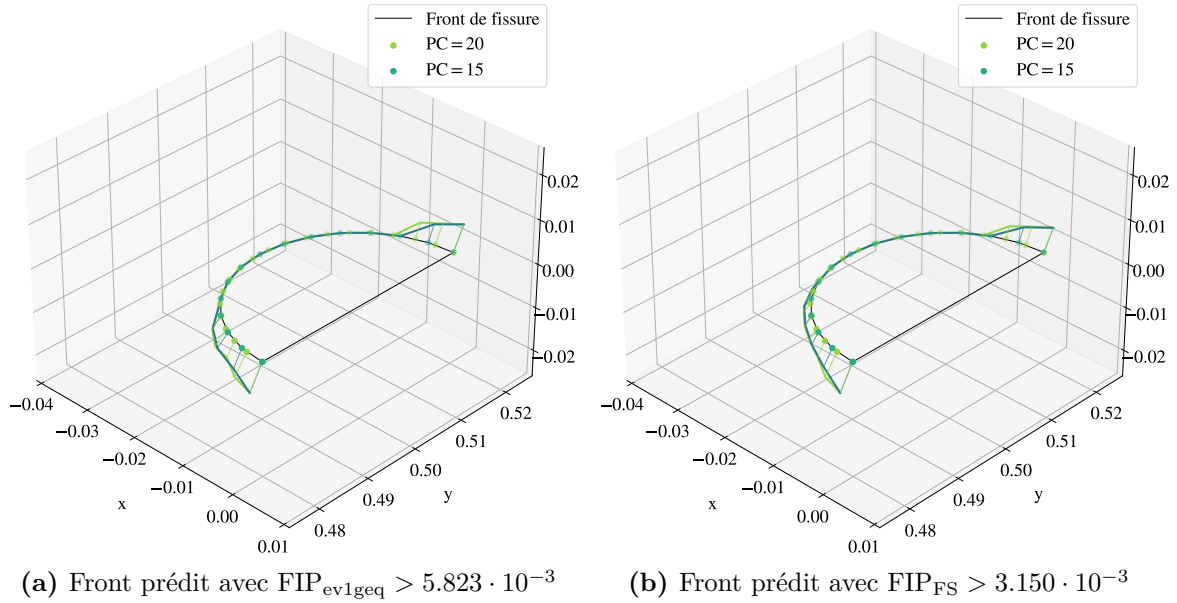


Figure 4.8 – Fronts de fissure prédits avec 15 et 20 points de contrôle

Ainsi, pour tout point de contrôle P_k , la longueur d'avancée de fissure est donnée par :

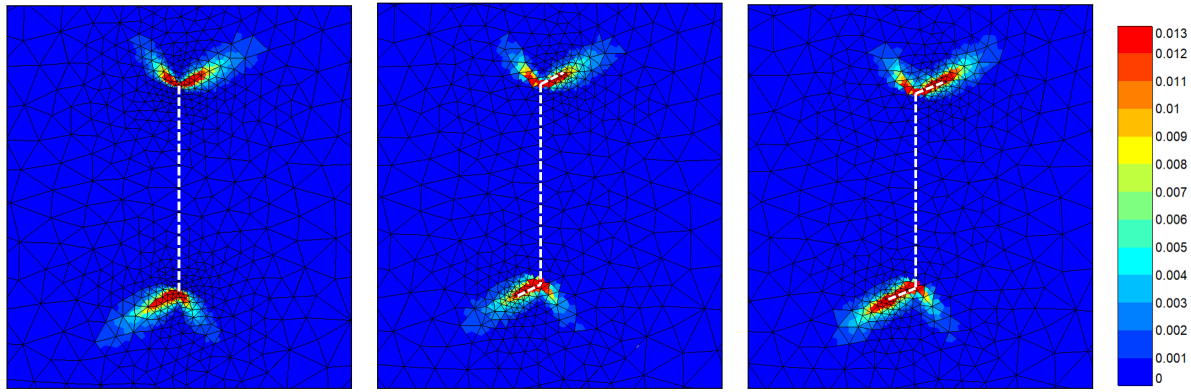
$$\begin{cases} \|d\mathbf{U}\| = R \times \frac{FIP_{P_k, \max}}{FIP_{\text{front}, \max}} & \text{si } FIP_{P_k, \max} > \text{seuil,} \\ \|d\mathbf{U}\| = 0 & \text{sinon.} \end{cases} \quad (4.3)$$

Une approche similaire pour faire varier la vitesse de propagation selon le FIP serait d'augmenter le rayon d'évaluation pour les points de contrôle dont le seuil est dépassé.

Avec les données des points de contrôle et les résultats de l'évaluation des FIPs, les informations nécessaires au remaillage adaptatif pour faire propager la fissure sont réunies. Une fois cette étape réalisée, il est nécessaire de transférer les champs de la simulation par EF de l'ancien maillage dans le nouveau afin de prendre en compte la plasticité générée en pointe de fissure lors des cycles passés (Figure 4.9).

Dans l'optique de limiter le nombre de simulations numériques, il est possible de chercher à faire progresser la fissure plus rapidement en choisissant des incréments de propagation plus grands. Cependant, il est possible que la fissure progresse au delà de la zone plastique et les phénomènes induits par la plasticité en pointe de fissure ne sont plus pris en compte malgré le transfert de champs. Ici, les fissures étudiées sont courtes et restent dans la zone plastique, où les FIPs se stabilisent au bout de quelques cycles comme le montrait la Figure 4.4. De plus, les champs de contraintes, très dépendants de la qualité du maillage et des simulations par EF, ont des valeurs raisonnables et continues proches de la fissure.

Ensuite, une nouvelle simulation par éléments finis est réalisée sur cette nouvelle géométrie en lui appliquant la même déformation pendant 5 cycles. La comparaison est faite avec une simulation sans transfert de champs pour en observer les conséquences sur l'avancée de la fissure (Figure 4.10). Ici, l'étape du transfert de champs n'influence pas la *direction* de propagation de fissure lorsqu'elle a lieu. Cependant, le profil des FIPs diffère entre les deux simulations : avec le transfert de champs, les valeurs des maximales FIPs



(a) Plasticité cumulée au dernier instant de la première simulation (b) Plasticité cumulée transférée sur le nouveau maillage (c) Plasticité cumulée après 5 cycles de chargement

Figure 4.9 – Illustration du transfert de champs après la propagation d'une fissure, marquée par les pointillés blancs en surface (solicitation horizontale)

sont plus élevées aux points de contrôle dans le volume ; et à l'inverse, les FIPs sont plus élevés en surface, sans le transfert de champs. Cette étape est donc déterminante pour la simulation de fissures courtes.

4.2 Extension de la méthode à la phase d'amorçage de fissure de fatigue

Afin d'étendre la méthode à l'amorçage de fissure, une attention particulière a été portée à la modélisation des phases intermétalliques, qui soulève plusieurs problématiques. La prise en compte de certains aspects physiques tels que le nombre ou la forme complexe des phases intermétalliques est un premier obstacle. En outre, les simulations cycliques d'agrégats polycristallins sont déjà coûteuses, il est donc souhaitable de les limiter.

4.2.1 Modélisation des phases intermétalliques par zoom structural sur microstructure synthétique

Pour modéliser les polycristaux en prévision de simuler l'amorçage de fissure en surface, un VER semi-périodique illustré Figure 4.11 a été défini. C'est un VER de 114 grains dont les orientations cristallographiques ont été prises aléatoirement dans les données EBSD. Comme suggéré par [Bouchedjra et al., 2018, Colas et al., 2019] le VER contient 5 grains en profondeur.

Le VER est soumis à 300 cycles de déformation uniaxiale de $\pm 0.5\%$. De plus, la semi-périodicité implique des conditions aux limites en déformation et contrainte moyennes sur le volume, \underline{E} et $\underline{\Sigma}$ respectivement, ce qui se résume à :

$$\begin{cases} E_{xx} = \pm 0.005 \\ E_{yz} = E_{zz} = E_{xz} = 0 \\ \Sigma_{yy} = \Sigma_{xy} = 0. \end{cases} \quad (4.4)$$

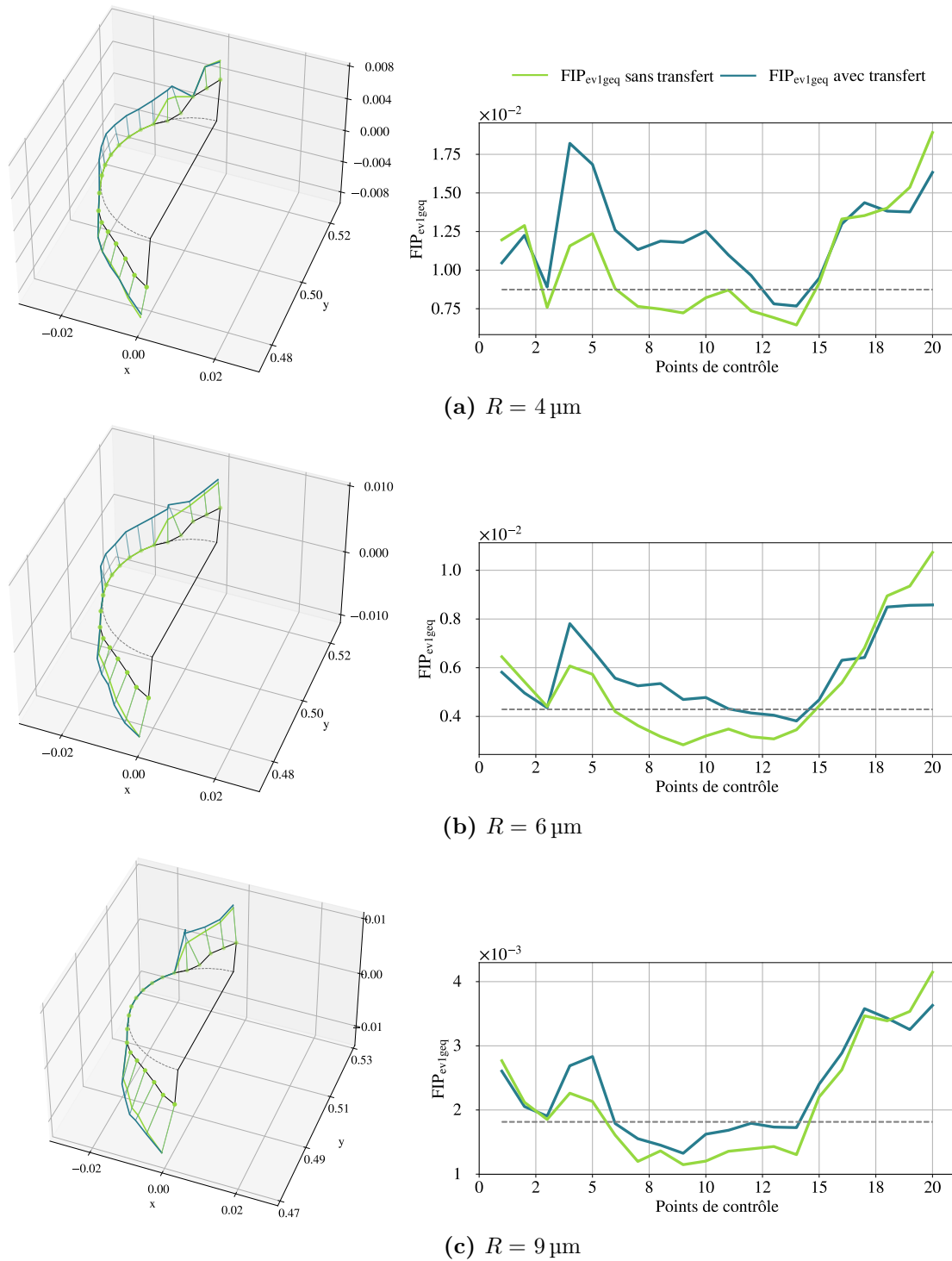


Figure 4.10 – Comparaison des fronts de fissure prédits à partir des simulations avec et sans transfert de champs ainsi que les valeurs maximale de FIP_{ev1geq} le long des points de contrôle. En ligne pointillée grise à droite : seuil minimum du FIP fixé pour propager.

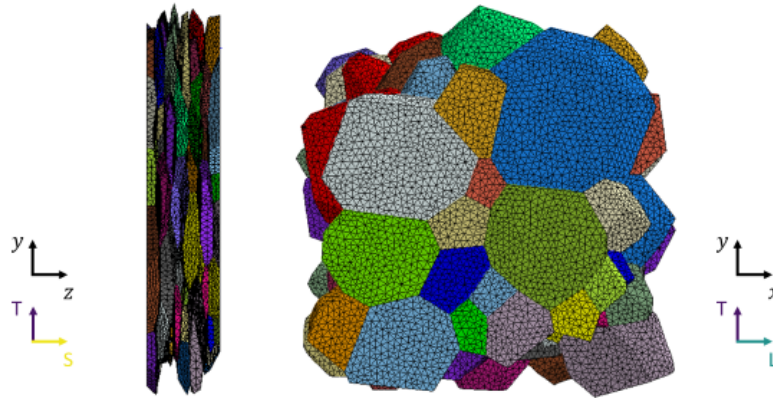


Figure 4.11 – VER semi-périodique utilisé pour les simulations par EF (solllicitation dans le sens L). Le maillage linéaire contient 34 163 nœuds, soit 167 912 éléments.

Enfin, pour assurer la périodicité de la microstructure, des conditions de type *mpc* (*Multi Point Constraints*) sont ajoutées.

Pour modéliser les phases intermétalliques, petites devant les grains, la méthode de *zoom structural* (*submodeling* en anglais) a été utilisée. Cette méthode, développée au début des années 1980, a déjà fait ses preuves pour la modélisation de structures complexes sollicitées en fatigue comme les aubes de turbine [Shah et Tarfaoui, 2016], des pièces de fuselage d'hélicoptère [Giglio, 1999] et en présence de concentration de contrainte due à la structure [Cormier et al., 1999] ou à un défaut [Liu et al., 2021].

Le *zoom structural* consiste en la succession de deux simulations par EF :

1. sur le *modèle global*. Il s'agit de la simulation de toute la structure, sans détail modélisé ou bien grossièrement maillé.
2. sur le *modèle local*. Seule la zone d'intérêt est considérée et de manière précise désormais. La loi de comportement locale n'est pas nécessairement la même que le modèle global.

Les conditions aux limites du modèle local sont, au choix, les efforts surfaciques ou le déplacement issus de la simulation du modèle global. Cette méthode implémentée dans Z-set a été appliquée à la simulation d'une phase intermétallique rompue dans un polycristal et est illustrée par la Figure 4.12.

Les phases intermétalliques sont modélisées rompues, car celles observées menant à l'amorçage de fissures de fatigue le sont déjà avant le chargement. Une manière envisageable pour modéliser la fissure de la phase intermétallique est d'insérer une fissure circulaire (*penny-shaped*) dans le maillage de la phase intermétallique dont le front est à l'interface entre la phase intermétallique et le cristal. Mais, dans ce cas, les contraintes induites par la fissure sont sous-estimées car la phase n'est pas entièrement rompue. On peut alors considérer d'insérer une fissure qui sépare totalement la phase intermétallique avec le front de fissure *dans* le cristal, mais alors on considère que la fissure a déjà amorcé dans l'alliage. L'alternative choisie est donc de retirer une certaine épaisseur de matière

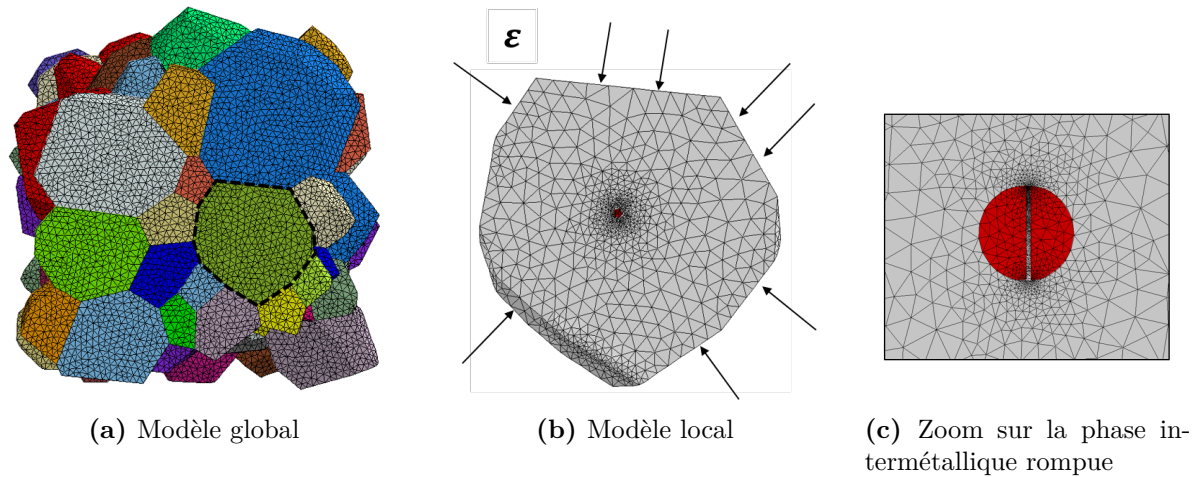


Figure 4.12 – Zoom structural appliqué à un grain (entouré en noir à gauche) contenant une phase intermétallique rompue de $30\ \mu\text{m}$ de diamètre comme suggéré par [Nizery, 2015]

dans la phase intermétallique, de $2\ \mu\text{m}$, comme illustré par la Figure 4.12c. Pour faire la distinction avec la fissure étudiée dans le cristal, cette zone vide est appelée entaille.

La méthode de zoom structural ne prend pas en compte l'influence du modèle local sur le modèle global, il est donc nécessaire de définir un sous-domaine plus grand que la zone influencée par la phase intermétallique. Si l'un des objectifs était de prendre en compte l'influence de la fissure sur le comportement de l'agrégat, il serait possible d'utiliser une méthode de zoom structural dite "aller-retour".

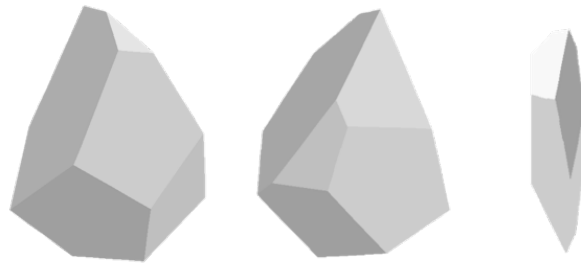
4.2.2 Choix du sous-domaine pour l'insertion de la phase intermétallique

La phase intermétallique considérée ici est placée dans un grain très plat : $900 \times 700 \times 250\ \mu\text{m}^3$ (voir Figure 4.13a), donc il est nécessaire de choisir un sous-domaine plus profond que le grain, pour que le comportement de la fissure ne soit pas influencé par les conditions aux limites du zoom structural. On décide ainsi de prendre une demi-sphère 3 fois plus profonde que le grain, comme illustré par la Figure 4.13.

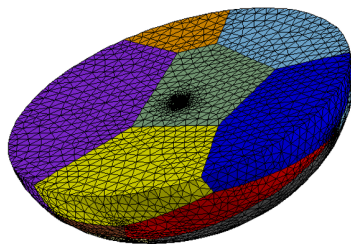
4.2.3 Définition du front de fissure et amorçage

Contrairement au cas de la propagation de fissure, il n'y a pas encore de fissure définie au sens de Z-cracks, c'est à dire par son front et ses lèvres. Ainsi, on définit un front de fissure virtuel, en jaune sur la Figure 4.14, en imposant certains nœuds du maillage au milieu de l'entaille.

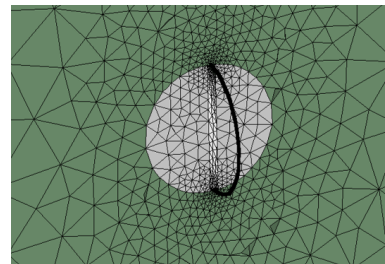
Après 4 cycles de chargement, les FIPs sont évalués sur 18 points de contrôle le long du front de fissure virtuel, lui-même composé de 104 nœuds. La distribution radiale des FIPs aux points de contrôle n°0, 17 et 9 est donnée par la Figure 4.15. Ces points correspondent respectivement aux deux extrémités du front de fissure en surface et à un point de contrôle vers le milieu du front virtuel.



(a) Grain vu de face, de dos et de profil

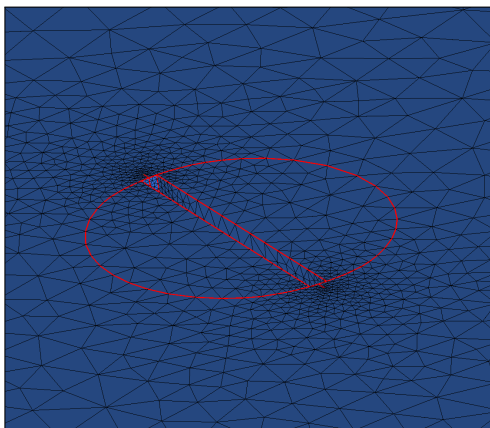


(b) Sous-domaine sphérique

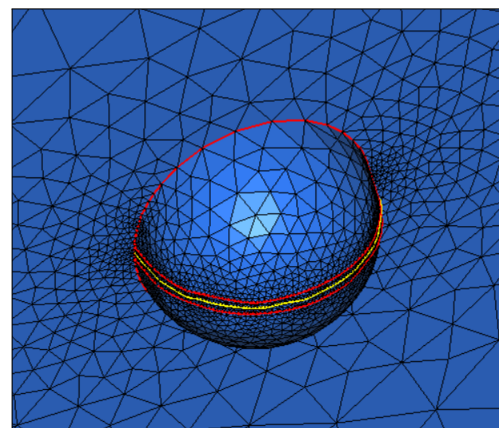


(c) Zoom sur la phase intermétallique

Figure 4.13 – Définition du sous-domaine sphérique pour la modélisation de l'amorçage sur une phase intermétallique



(a) Vue de l'extérieur



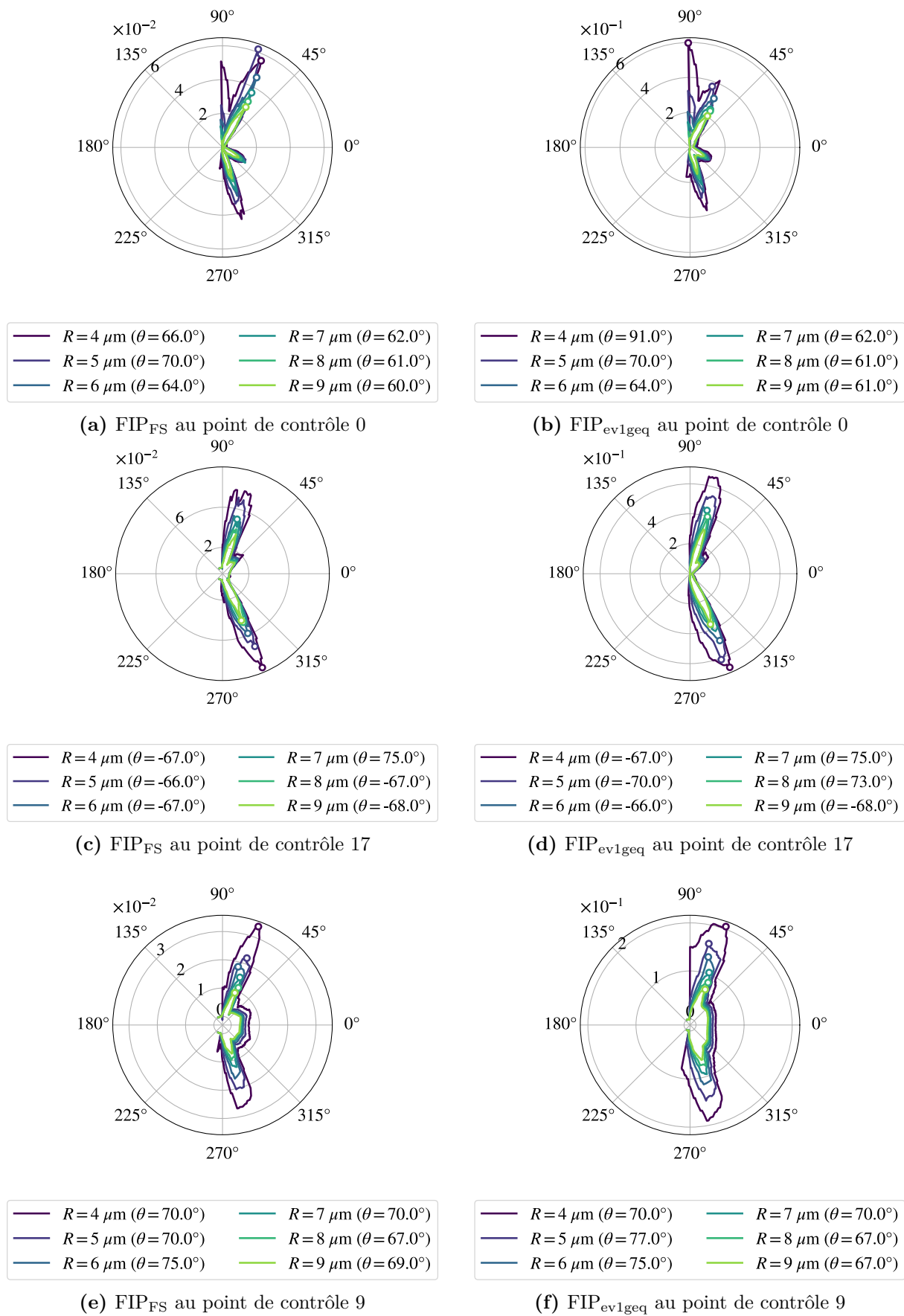
(b) Vue de l'intérieur

Figure 4.14 – Zoom sur le maillage d'une phase intermétallique. Le front de fissure est visible en jaune sur la vue intérieure.

Au point de contrôle 0, à $4\ \mu\text{m}$, $\text{FIP}_{\text{evlgeq}}$ est maximum à 91° : cela correspond à l'interface entre la phase intermétallique et l'alliage (Figure 4.15b). Selon les mécanismes d'amorçage de fissure observés dans les essais, il est possible de prendre ces résultats en considération pour fixer le FIP.

Pour l'instant, l'avancée du front de fissure retenue est celle déterminée par le FIP de Fatemi-Socie à $5\ \mu\text{m}$ (Figure 4.15c), puis l'insertion de la fissure correspondante dans le maillage *non-fissuré* est réalisée avec Z-cracks, Figure 4.16a. Cette dernière étape est uniquement rendue possible grâce à la création du front de fissure virtuel. Avec les mêmes paramètres (FIP, seuil et rayon d'évaluation), ces étapes sont répétées jusqu'à une amorce complète de la fissure au fond de la phase intermétallique : le cas est désormais celui de la *propagation* présenté dans la section précédente.

Entre chaque simulation, les champs éléments finis sont transférés de l'ancien maillage sur le nouveau. À $5\ \mu\text{m}$ du front de fissure – le pas de propagation choisi – il y a au maximum 16% de déformation plastique cumulée à la fin des simulations, soit $\text{FIP}_{\text{evlgeq,max}} = 0.16$. À cette échelle, le champs de plasticité est régulier le long des lèvres de fissures (Figure 4.17), ce qui justifie l'utilisation du transfert de champs entre les différentes étapes de propagation.



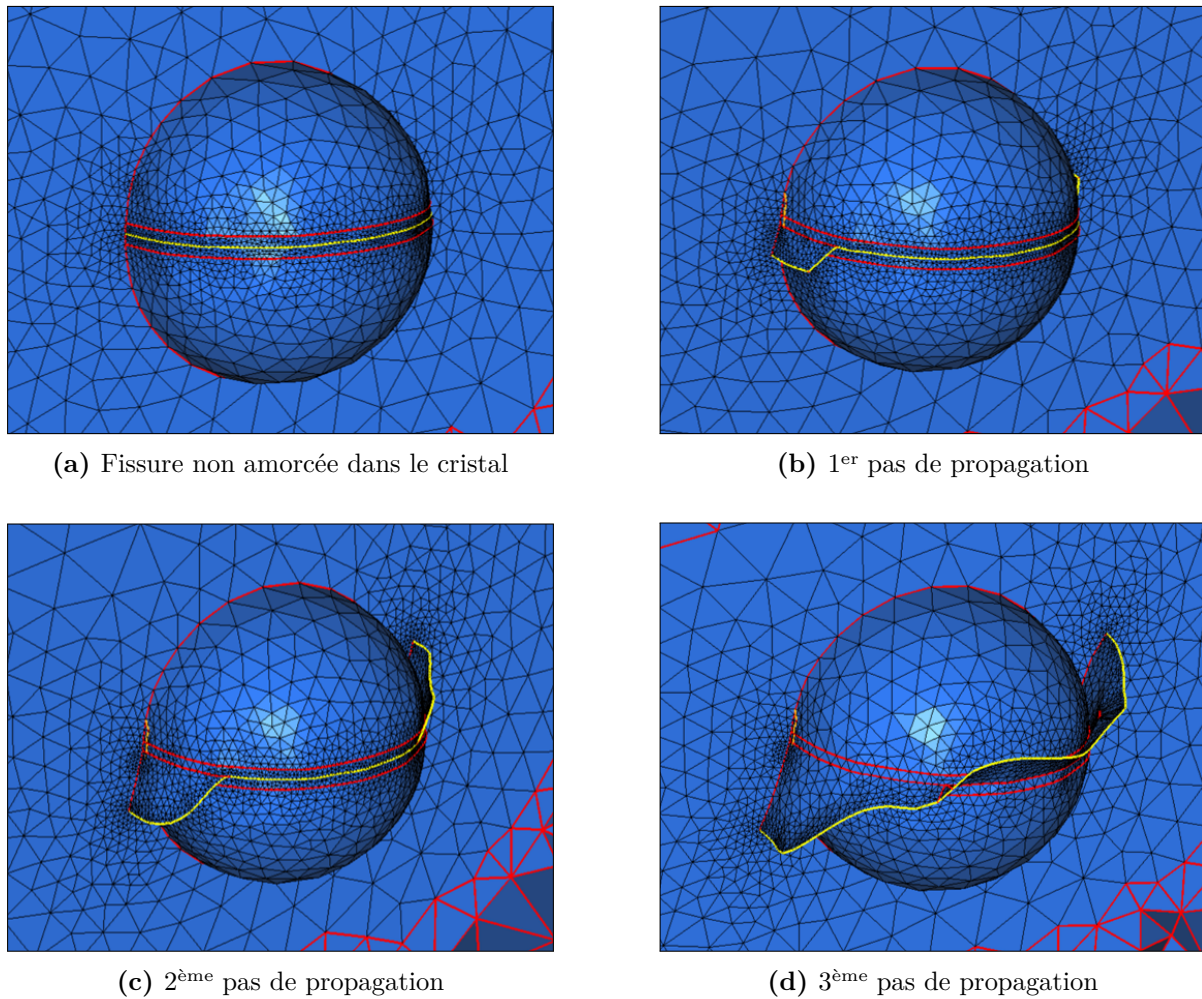


Figure 4.16 – Étapes de l'amorçage de fissure jusqu'à l'amorce totale du fond de la phase intermétallique

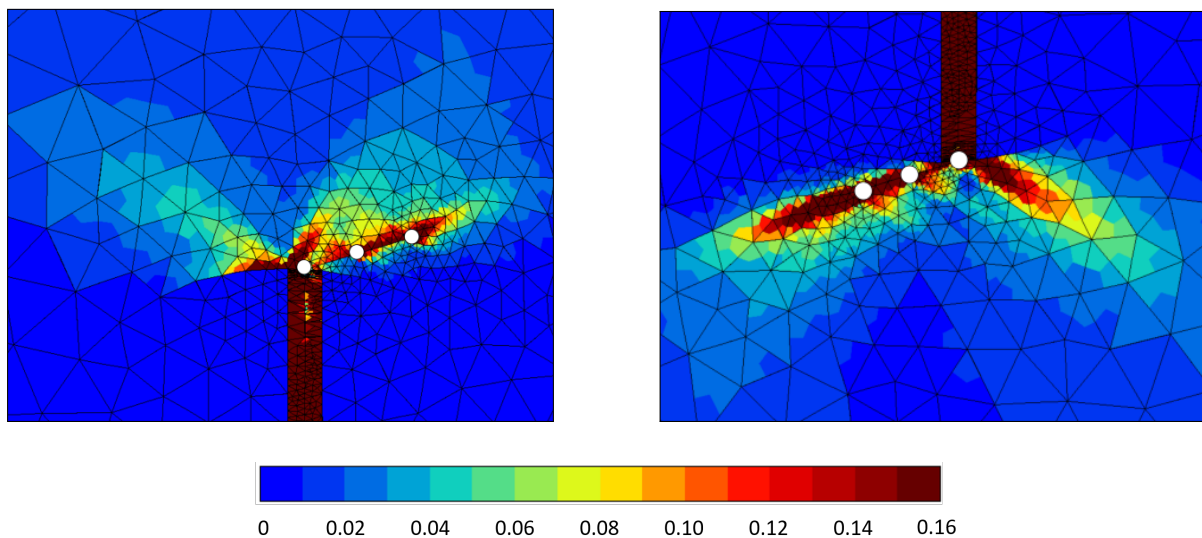


Figure 4.17 – Plasticité cumulée à la fin des 3 étapes d'insertion de fissure avec les anciens fronts de fissure en surface, marqués par des points blancs, au dessus de la phase intermétallique à gauche et en dessous de la phase intermétallique à droite.

Chapitre 5

Application et validation de la méthode dans le cas de l'AA2139

Résumé : Ce chapitre a pour objectif de montrer la pertinence et la validité des différents éléments de simulations proposés en les comparant aux résultats expérimentaux obtenus sur l'alliage AA2139. L'essai sur l'une des éprouvettes est reproduit grâce à la génération aléatoire d'agrégats puis deux phases intermétalliques sont modélisées. Enfin, quelques aspects de la méthode sont discutés afin de compléter l'étude numérique sur la modélisation de fissures courtes.

Sommaire

5.1	Mise en place des simulations par EF pour la reproduction des essais	100
5.1.1	Analyse détaillée des résultats expérimentaux	100
5.1.2	Caractérisation de la microstructure du 2139 pour la génération de microstructures numériques	101
5.1.3	Mise en place des simulations par EF de l'éprouvette ML4	102
5.1.4	Simulation par EF d'un agrégat contenant les grains des 5 phases intermétalliques étudiées	104
5.2	Modélisation de l'amorçage et de la propagation de fissure à partir de la phase ML4-1	107
5.2.1	Présentation du sous-modèle pour le zoom structural	107
5.2.2	Identification des paramètres d'amorçage et de propagation	107
5.2.3	Résultats de propagation sur la ML4-1	112
5.3	Vérification sur la ML4-3a	115
5.3.1	Modélisation de la phase intermétallique ML4-3a	115
5.3.2	Lien avec la vitesse de propagation	118
5.4	Étude complémentaire sur les éléments de modélisation	119
5.4.1	Influence du module d'Young de la phase intermétallique sur la direction d'amorçage	119
5.4.2	Influence de la matrice d'interaction dans la loi de plasticité cristalline de l'alliage	120
5.4.3	Influence de l'épaisseur de l'entaille initiale sur la direction d'amorçage et de propagation	120

5.1 Mise en place des simulations par EF pour la reproduction des essais

5.1.1 Analyse détaillée des résultats expérimentaux

La combinaison de la fractographie au MEB et des images de microscopie optique hors des zones des phases intermétalliques suivies lors des essais interrompus permettent d'émettre plusieurs hypothèses sur le site d'amorçage de la fissure finale. La Figure 5.1 présente des fractographies réalisées au MEB, sur lesquelles deux événements sont identifiés :

1. au niveau d'une phase intermétallique sur le méplat, entourée en jaune sur les figures et désormais notée ML4-0 ;
2. autour d'une phase intermétallique sur la partie cylindrique hors du méplat, pointée par la flèche rouge.

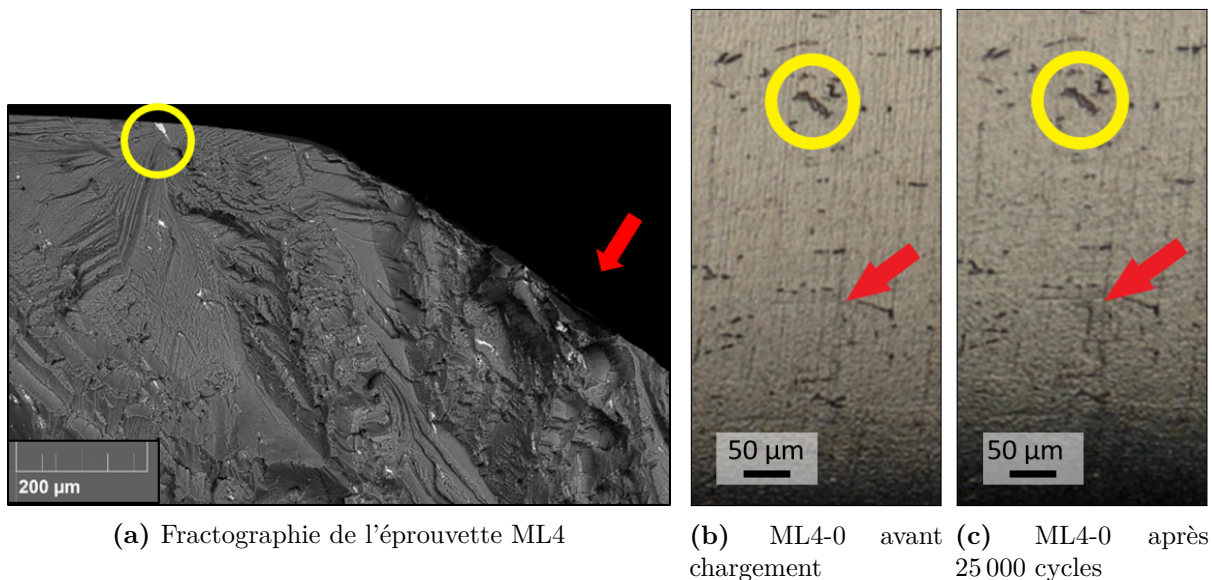


Figure 5.1 – Images MEB (a) et optiques (b-c) du méplat vers la zone d'amorçage.

Sur les images du microscope optique à droite, une fissure semble apparaître sur la partie cylindrique de l'éprouvette (rouge), sans qu'une fissure ne soit visible au niveau de la phase intermétallique du méplat (jaune). Cependant, il n'est pas possible d'en déduire avec certitude qu'une fissure amorce d'abord sur la partie cylindrique avant d'amorcer sur le méplat. En effet, en observant les images optiques des phases intermétalliques suivies au MEB sur la Figure 5.2, des fissures sont bien observées sur les phases ML4-1 et 2 mais aucune fissure n'est visible sur autour des phases intermétalliques ML4-3a & b, alors que le suivi MEB a pourtant indiqué leur présence. On en conclut donc que le microscope optique ne permet pas de capter toutes les fissures, ce qui empêche toute conclusion sur la chronologie entre la fissure partant de la ML4-0 (jaune), et celle partant de la partie cylindrique (rouge).

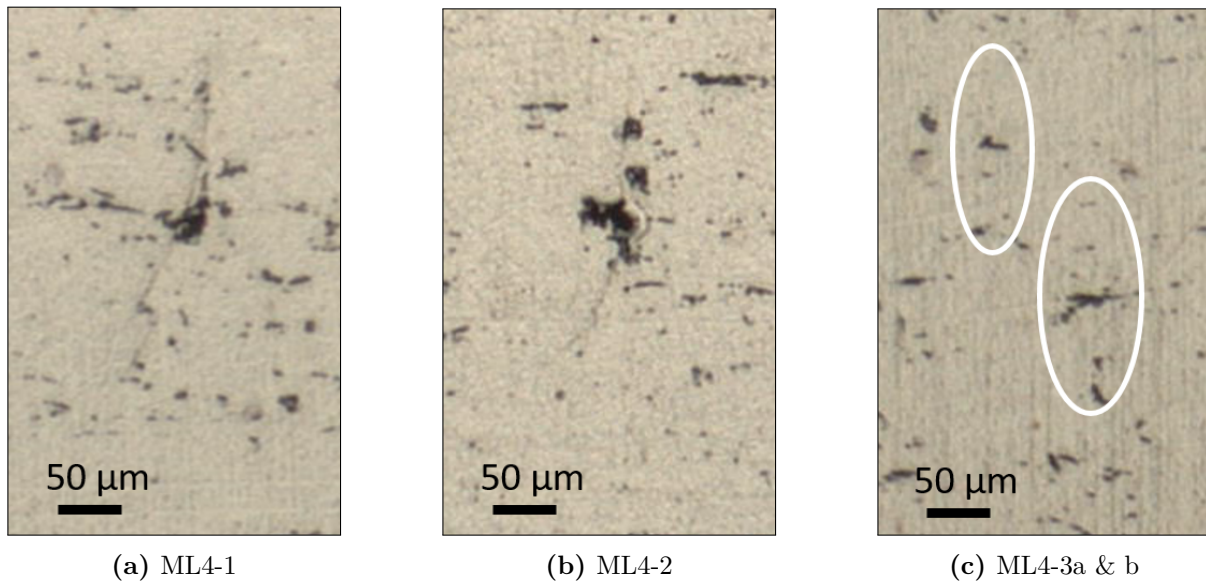


Figure 5.2 – 4 phases intermétalliques suivies au MEB vues au microscope optique après 25 000 cycles de chargement. Au MEB, les 4 fissures sont visibles, contre 2 au microscope optique

5.1.2 Caractérisation de la microstructure du 2139 pour la génération de microstructures numériques

Les agrégats polycristallins 3D peuvent être générés selon trois méthodes :

- la génération de microstructures 3D synthétiques [Barbe et al., 2001a, Barbe et al., 2001b, Diard et al., 2005, Quey et al., 2011] est la méthode la plus simple mais aussi la moins proche des microstructures réelles ;
- la reconstruction exacte (conformément à la précision d’acquisition) de la microstructure 3D par des méthodes expérimentales destructives [Rowenhorst et al., 2006, Musienko et al., 2007, Lewis et al., 2008] ou non-destructives [Banhart, 2008, Buffière et al., 2008, Quey et Renversade, 2017] ;
- la génération semi-empirique de microstructures 3D à partir de données expérimentales 2D comme des cartographies EBSD [Delaire et al., 2000, Zhao et al., 2008, Zeghadi et al., 2007].

Dans cette thèse, la première approche a déjà été utilisée pour caractériser les paramètres de la loi de comportement matériau et a servi de cadre à la mise en place de la méthode d’amorçage et de propagation de fissure au niveau des phases intermétalliques. Pour valider cette méthode de fissuration à l’alliage AA2139 avec les données expérimentales à disposition, la troisième méthode est utilisée. En effet, sachant que les grains du 2139 peuvent atteindre plusieurs millimètres, l’option d’utiliser un tomographe pour reproduire la microstructure est exclue, on se base alors sur l’EBSD du méplat de l’éprouvette ML4. Dans [Zeghadi et al., 2007], une méthode est proposée pour la génération aléatoire d’agrégats 3D avec une surface imposée par une EBSD. Celle-ci est développée en continu au Centre des Matériaux (Evry) par Franck N’Guyen [N’Guyen, 2014].

Les premières phases intermétalliques repérées au MEB ont été les phases ML4-1 et 3a&b, qui se situent dans une même zone ; par conséquent, seule cette portion de l’éprouvette a été modélisée, encadrée en rouge sur la Figure 5.3. De plus, sachant que la

microstructure sous-jacente peut avoir une influence sur le comportement des grains en surface, plusieurs microstructures aléatoires ont été générées dans un volume de dimensions $4.755 \times 2.31 \times 1.155 \text{ mm}^3$.

Une simulation par EF plus simple d'une zone contenant les grains des 5 phases intermétalliques a tout de même été réalisée et sera présentée ultérieurement dans ce chapitre.

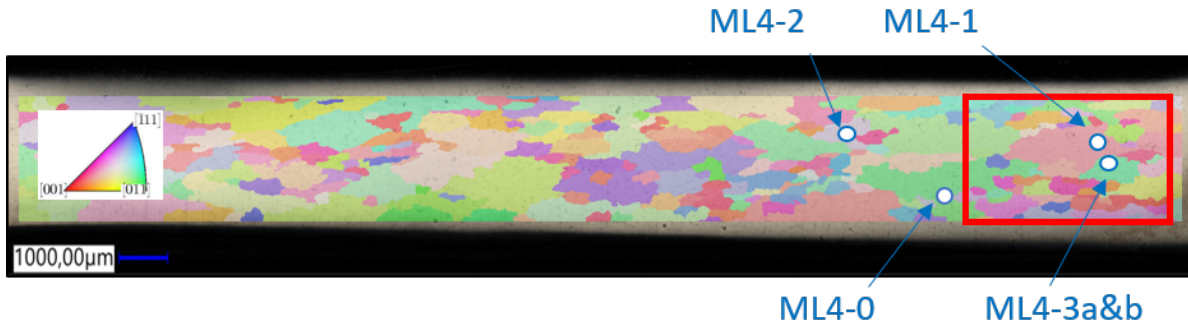
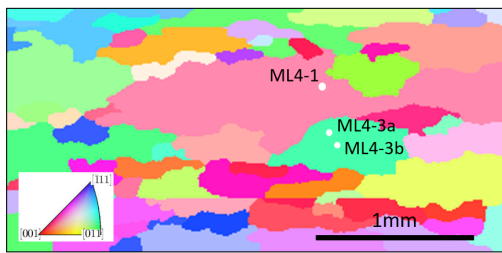
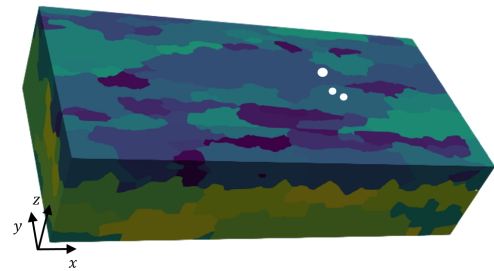


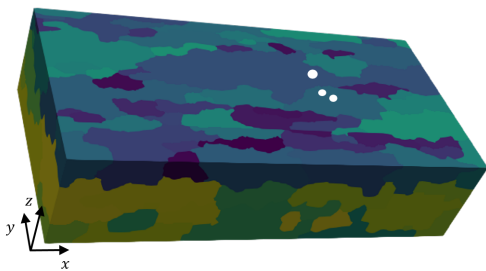
Figure 5.3 – EBSD complète de l'éprouvette superposée à l'image de microscopie optique



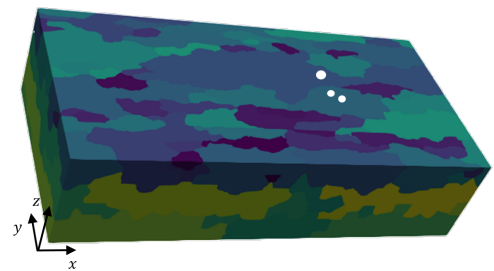
(a) Portion de l'EBSD maillée de l'éprouvette ML4 avec 59 grains en surface



(b) Agrégat n°1 : 104 grains, 4 419 428 éléments, 2 262 636 degrés de liberté



(c) Agrégat n°2 : 105 grains, 4 066 653 éléments, 2 082 927 degrés de liberté



(d) Agrégat n°3 : 106 grains, 4 124 497 éléments, 2 114 022 degrés de liberté

Figure 5.4 – Agrégats générés par Franck N'Guyen à partir de l'image EBSD en (a)

5.1.3 Mise en place des simulations par EF de l'éprouvette ML4

Comportement du matériau La loi de comportement utilisée pour les simulations est celle identifiée dans le Chapitre 3. Les orientations cristallographiques des 59 grains

en surface sont celles obtenues sur les EBSD, et celles des 56 grains dans le volume sont prélevées aléatoirement dans l'EBSD de l'éprouvette.

Accélération des calculs Le calcul est parallélisé en utilisant une décomposition de la géométrie en 20 domaines (en couleurs sur la Figure 5.5) et le solveur AMPFETI (*Adaptive Multipreconditioned Finite Element Tearing and Interconnecting*) [Bovet et al., 2017, Bovet et al., 2021]. Cette configuration permet de simuler 10 cycles de chargement en 4 heures environ, sur des maillages avec plus de 2 millions de degrés de liberté.

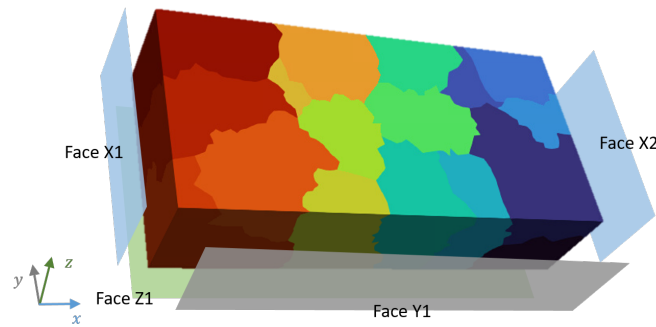


Figure 5.5 – Illustration des conditions aux limites et décomposition de domaines de l'éprouvette (une couleur par sous-domaine du maillage)

Conditions aux limites Des conditions de Dirichlet sont appliquées sur les faces du modèle, telles qu'illustrées par la Figure 5.5. La face Z1 n'est pas une surface libre, en effet seule une profondeur de 1.115 mm est modélisée, sur une profondeur d'éprouvette réelle de 6 mm. Par conséquent, le déplacement est bloqué dans la direction z sur cette face. De plus, pour bloquer les mouvements de corps rigides, il est nécessaire d'imposer le déplacement dans la direction y pour au moins un nœud. Pour accélérer la convergence des simulations avec la décomposition de domaines, dont le conditionnement est fortement amélioré par des conditions de Dirichlet, le choix a été fait d'imposer le déplacement dans cette direction sur toute la face Y1.

Les conditions se résument ainsi à

- Face X1 : $u_x = 0$;
- Face X2 : $u_{x,\max} = 22.824 \mu\text{m}$ avec $R_\varepsilon = 0.1$ et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{s}^{-1}$;
- Face Y1 : $u_y = 0$;
- Face Z1 : $u_z = 0$.

La Figure 5.6 permet de constater que les microstructures et conditions aux limites sont bien représentatives des essais à l'échelle macroscopique – l'identification faite au Chapitre 3 avait déjà montré une bonne reproduction de la rigidité élastique, mais avec une plastification légèrement prématurée.

En surface, à l'échelle du grain, le comportement est également bien reproduit : les traces de glissement sont calculées grâce au critère de [Guilhem et al., 2013] (équation 5.1) et les plus élevées dans les simulations correspondent qualitativement à celles des essais (voir Figure 5.7 et Figure 5.8). Ces valeurs sont tracées à certains points d'intégration choisis de manière aléatoire sur la surface. Pour rappel, pour chaque plan de glissement

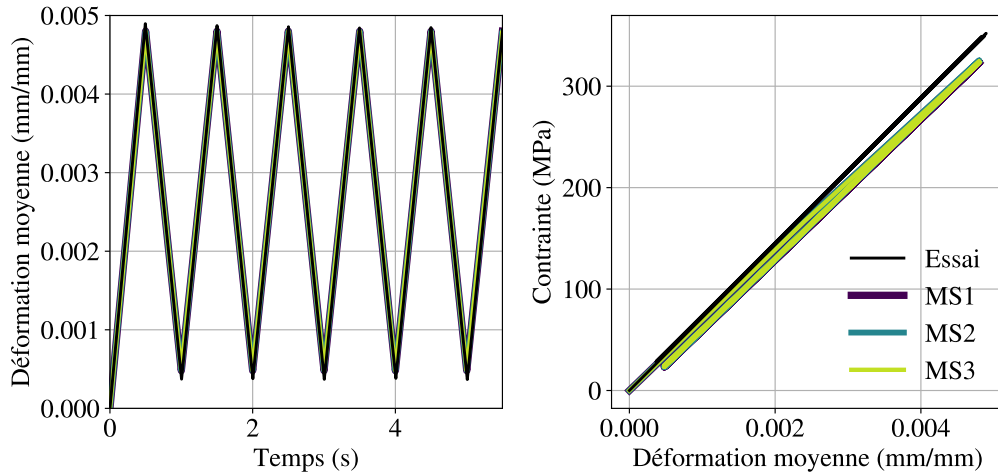


Figure 5.6 – Déformation et réponse moyennes des 3 microstructures (MS) comparées aux données des essais

p et systèmes de glissement associés s , $\gamma_{\text{surf}}^p = \left(\sum_{s \in p} \gamma^s \mathbf{l}^s \right) \cdot \mathbf{n}_{\text{surf}}$. Le maximum signé est ensuite associé à son vecteur d'orientation, le critère s'écrit alors :

$$\underline{\gamma}_{\text{surf}} = \gamma_{\text{surf}} \mathbf{l}_{\text{surf}} \quad (5.1)$$

où $\gamma_{\text{surf}} = \max_p (|\gamma_{\text{surf}}^p|) \times \text{sign}(\gamma_{\text{surf}}^p)$ et $\mathbf{l}_{\text{surf}} = \frac{\mathbf{n}_{\text{surf}} \times \mathbf{l}_{\text{surf}}(\gamma_{\text{surf}})}{|\mathbf{n}_{\text{surf}} \times \mathbf{l}_{\text{surf}}(\gamma_{\text{surf}})|}$.

5.1.4 Simulation par EF d'un agrégat contenant les grains des 5 phases intermétalliques étudiées

Les simulations ci-dessus ne permettent pas d'identifier les sites d'amorçage de fissure au niveau des ML4-1 ou 3a&b. Pour vérifier que c'est aussi le cas pour les phases ML4-0 et ML4-2, le choix a été fait de faire une simulation sur une géométrie qui inclut ces grains. Pour cela, l'EBSD de l'éprouvette a été maillée grâce à Neper puis a été extrudée en profondeur sur 500 μm (Figure 5.9). L'agrégat a ensuite été soumis aux mêmes conditions aux limites que les microstructures précédentes.

Les résultats, présentés par la Figure 5.10, montrent que le grain de la ML4-0 n'est pas celui qui a le plus de glissement en surface. De plus, le grain sous la ML4-0, où l'on voit une fissure en microscopie optique, fait partie des grains les moins plastifiés.

En outre, la plasticité cumulée moyennée dans les grains des phases intermétalliques puis aux points d'intégration correspondant à la position expérimentale des phases intermétalliques sont tracées dans la Figure 5.11. Les niveaux faibles de plasticité cumulée, inférieurs à 0.1%, se stabilisent très vite et sont, pour 4 phases intermétalliques sur 5, inférieurs à la plasticité cumulée moyennée sur l'agrégat.

Ces résultats montrent que la modélisation à l'échelle de l'agrégat ne suffit pas pour déterminer un site d'amorçage de fissure de fatigue et qu'il est nécessaire de modéliser explicitement les phases intermétalliques.

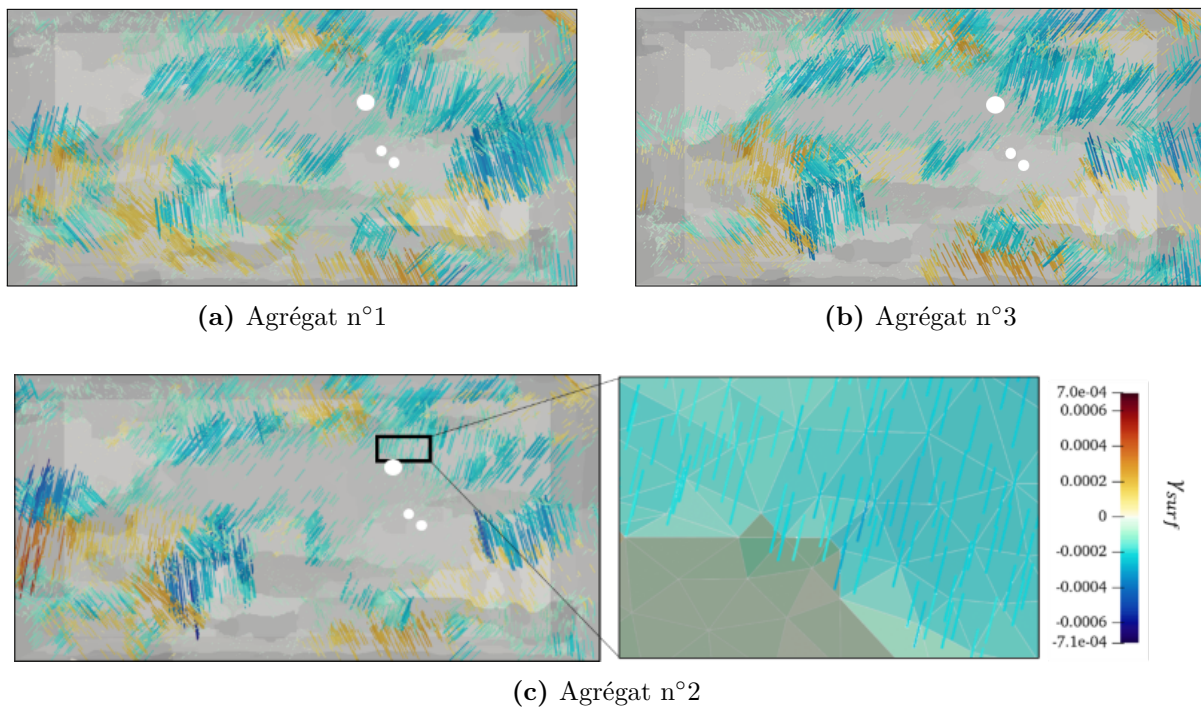


Figure 5.7 – Traces de glissement à la surface des agrégats

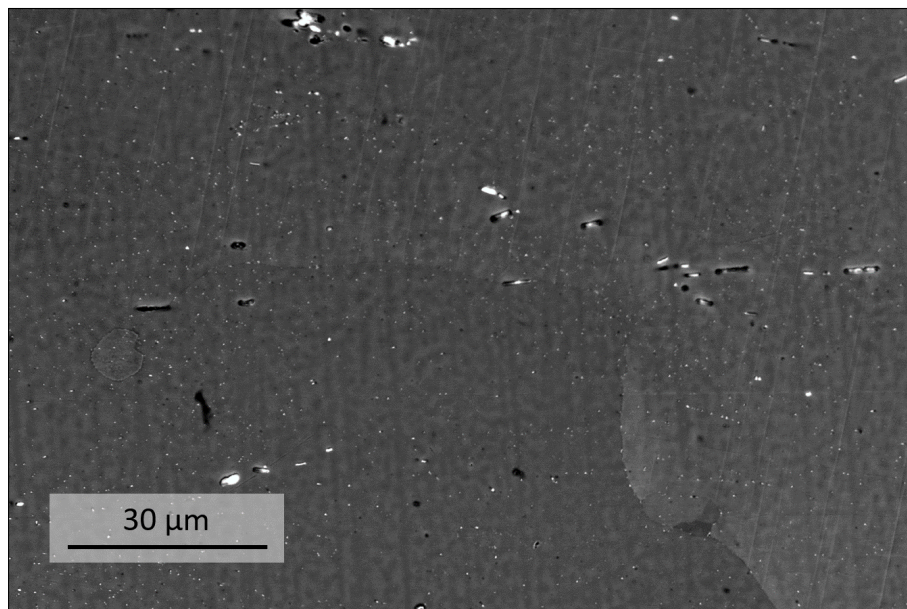


Figure 5.8 – Traces de glissement à la surface du méplat sur la zone zoomée de la figure ci-dessus, Figure 5.7c

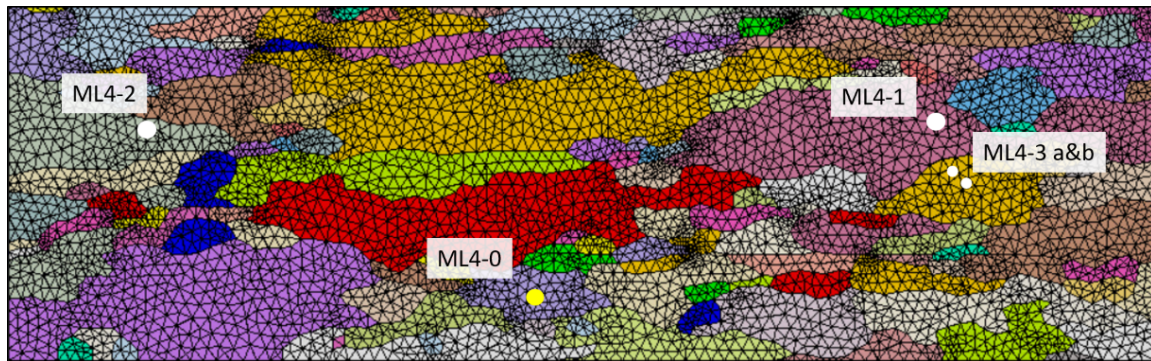
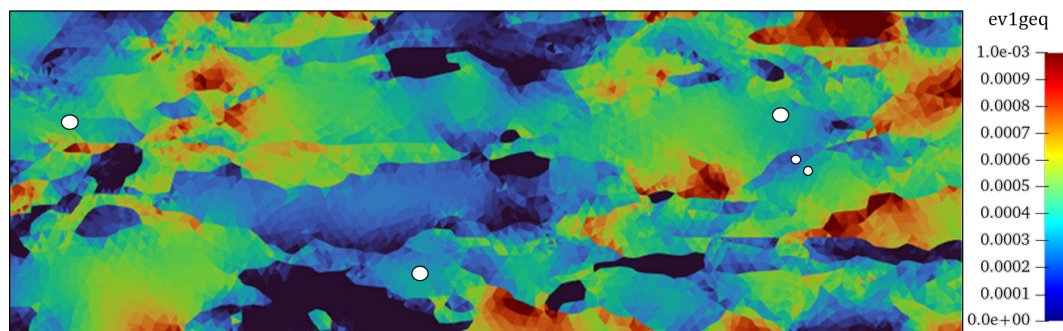
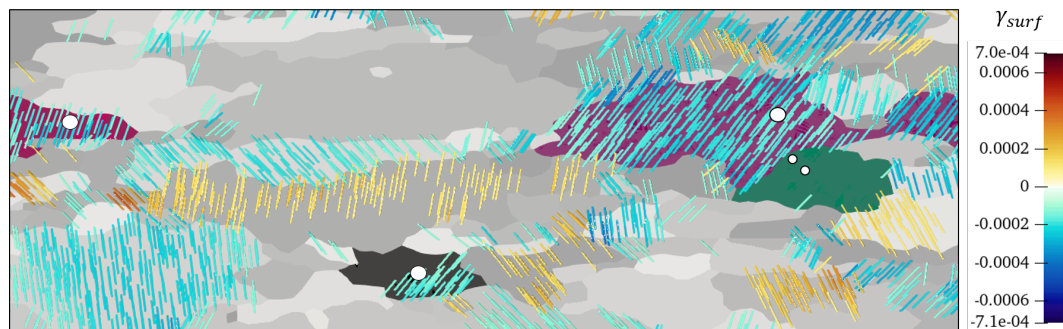


Figure 5.9 – Surface de l'agrégat extrudé sur 500 μm et maillé avec Neper



(a) Plasticité cumulée



(b) Traces de glissement

Figure 5.10 – Résultats de la simulation par EF sur l'agrégat extrudé

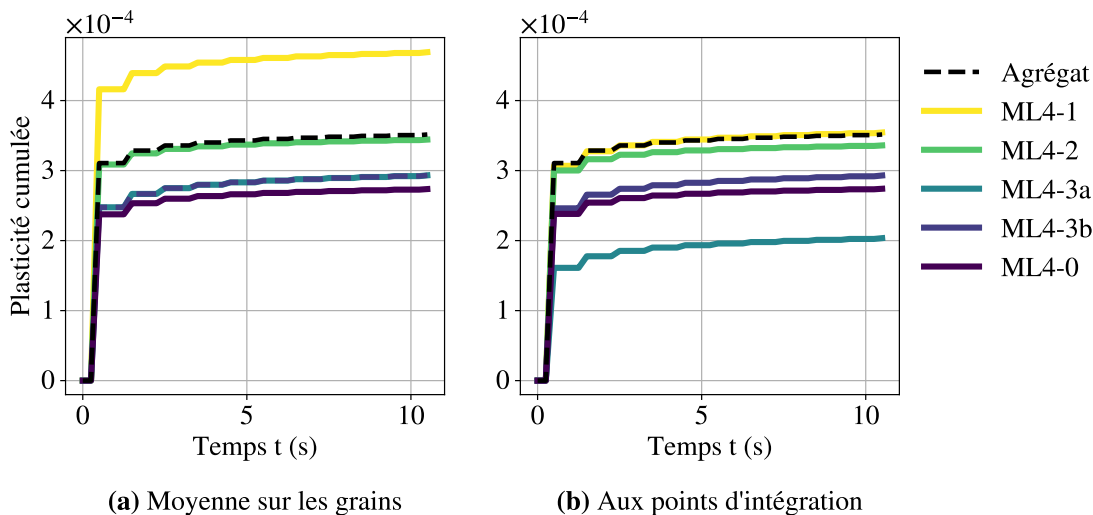


Figure 5.11 – Plasticité cumulée pendant 10 cycles de chargement

5.2 Modélisation de l'amorçage et de la propagation de fissure à partir de la phase ML4-1

La méthode de zoom structural présentée dans le Chapitre 4 est utilisée pour la modélisation des phases intermétalliques repérées dans les essais. Ainsi, les simulations sur les agrégats dont la microstructure sous-jacente est aléatoire font office de modèle global ; les modèles locaux sont des géométries extraites de ces microstructures, dans lesquelles une phase intermétallique rompue est insérée. Dans un premier temps, des simulations sur la phase intermétallique ML4-1 servent à identifier les paramètres de la méthode de fissuration, puis elles sont appliquées à la phase intermétallique ML4-3a.

5.2.1 Présentation du sous-modèle pour le zoom structural

Étant donné que la microstructure exacte n'est pas connue, seul l'agrégat n°2 a été retenu pour servir de modèle global aux simulations de propagation. Le sous-modèle est un domaine semi-sphérique d'un rayon de $250 \mu\text{m}$ extrait de cet agrégat. La phase intermétallique ML4-1 a été modélisée par une demi-sphère de rayon $10 \mu\text{m}$ rompue avec une épaisseur de $1 \mu\text{m}$ et tournée de 10° pour mieux correspondre à la fissure observée en surface, voir Figure 5.12. Avec un maillage de 867 906 éléments et 722 547 degrés de libertés, il faut environ 24 heures en séquentiel pour simuler 2 cycles de chargement dont l'amplitude est issue de la simulation globale.

5.2.2 Identification des paramètres d'amorçage et de propagation

La modélisation de cette phase intermétallique sert à déterminer les différents paramètres de la méthode d'amorçage et de propagation (Figure 5.12). Pour rappel, les paramètres à identifier sont les suivants :

- le FIP et ses propres paramètres s'il y en a ;

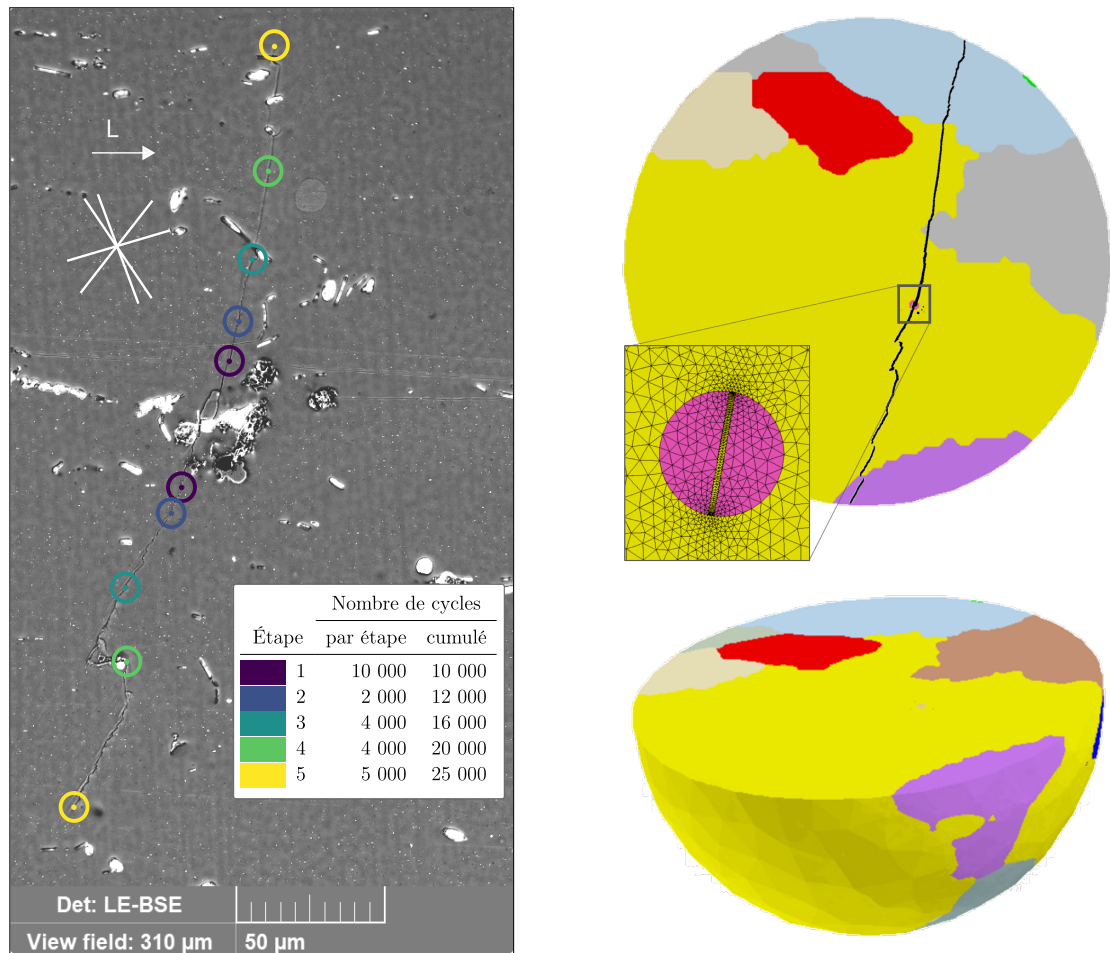


Figure 5.12 – Rappel de la ML4-1 (à gauche) et la fissure à la fin de l'essai superposée au sous-modèle pour sa modélisation

- le seuil du FIP pour lequel il y a amorçage ou propagation ;
- le rayon d'évaluation R , qui conditionne aussi la vitesse de propagation de fissure.

Le choix du FIP de Fatemi-Socie et de la plasticité cumulée comme critère d'amorçage repose sur l'hypothèse que l'amorçage est contrôlé par l'activation du glissement. Ainsi deux FIPs supplémentaires formulés en contrainte sont envisagés pour explorer le rôle d'autres phénomènes dans l'amorçage :

- la contrainte normale maximale aux 4 plans de glissement, qui s'écrit à chaque point de contrôle comme

$$\text{FIP}_{\sigma_n} = \max_p(\sigma_{p,n}) \quad (5.2)$$

- la contrainte orthoradiale, illustrée par la Figure 5.13. À chaque point de contrôle, la position des points de l'arc de cercle sur lequel est évalué le FIP peut être décrite dans un repère polaire par son rayon R et sa position angulaire θ . Ainsi, à chaque point de contrôle P_k , le FIP est donné par

$$\text{FIP}_{\sigma_{\theta\theta}} = \sigma_{\theta\theta} \quad (5.3)$$

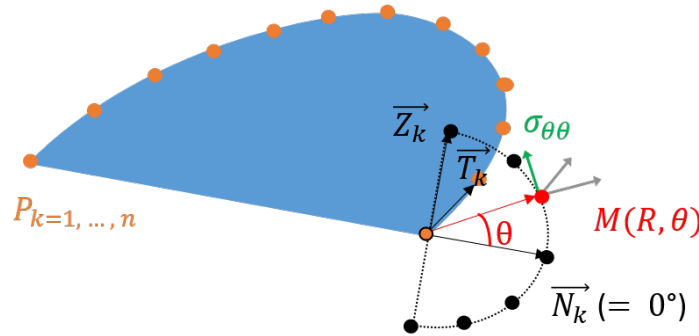


Figure 5.13 – Illustration des repères pour le calcul de la contrainte orthoradiale

Les données expérimentales à disposition étant des images de la surface du méplat, seuls les 2 points de contrôle en surface de part et d'autre de la phase intermétallique sont utilisés pour déterminer les différents paramètres de la méthode. De plus, la stabilisation rapide des champs a été montrée dans le chapitre précédent, ce qui permet d'évaluer les FIPs au bout de 1.5 cycles, c'est-à-dire après une première montée en traction, puis un cycle complet. Ce choix a notamment été fait afin de calculer les critères en contrainte lors de la traction pour prendre en compte les phénomènes d'ouverture de fissure.

Une première évaluation des 4 FIPs est réalisée entre $R = 3$ et $6 \mu\text{m}$, dont quelques résultats sont donnés sur la Figure 5.14. La direction de propagation expérimentale est indiquée en rouge. Étant donné que FIP_{FS} et $\text{FIP}_{\text{evlgeq}}$ sont de l'ordre de $10^{-2}/10^{-3}$ et que les critères en contrainte sont de l'ordre de 10^2 , ils sont normalisés sur les figures pour une visualisation plus synthétique. Il est clair ici que les indicateurs en contrainte (5.2) et (5.3) sont plus pertinents pour déterminer la direction d'amorçage de fissure sachant que, vers le bas, la fissure alterne successivement entre plusieurs plans de glissement, pour donner une propagation moyenne sur les premiers microns aux alentours de 16° et, vers le haut, elle se propage de façon rectiligne à environ 5° . Ces valeurs sont les angles calculés entre la fissure en surface et le vecteur N de chaque point de contrôle – qui ne correspond pas nécessairement à l'axe normal de la sollicitation.

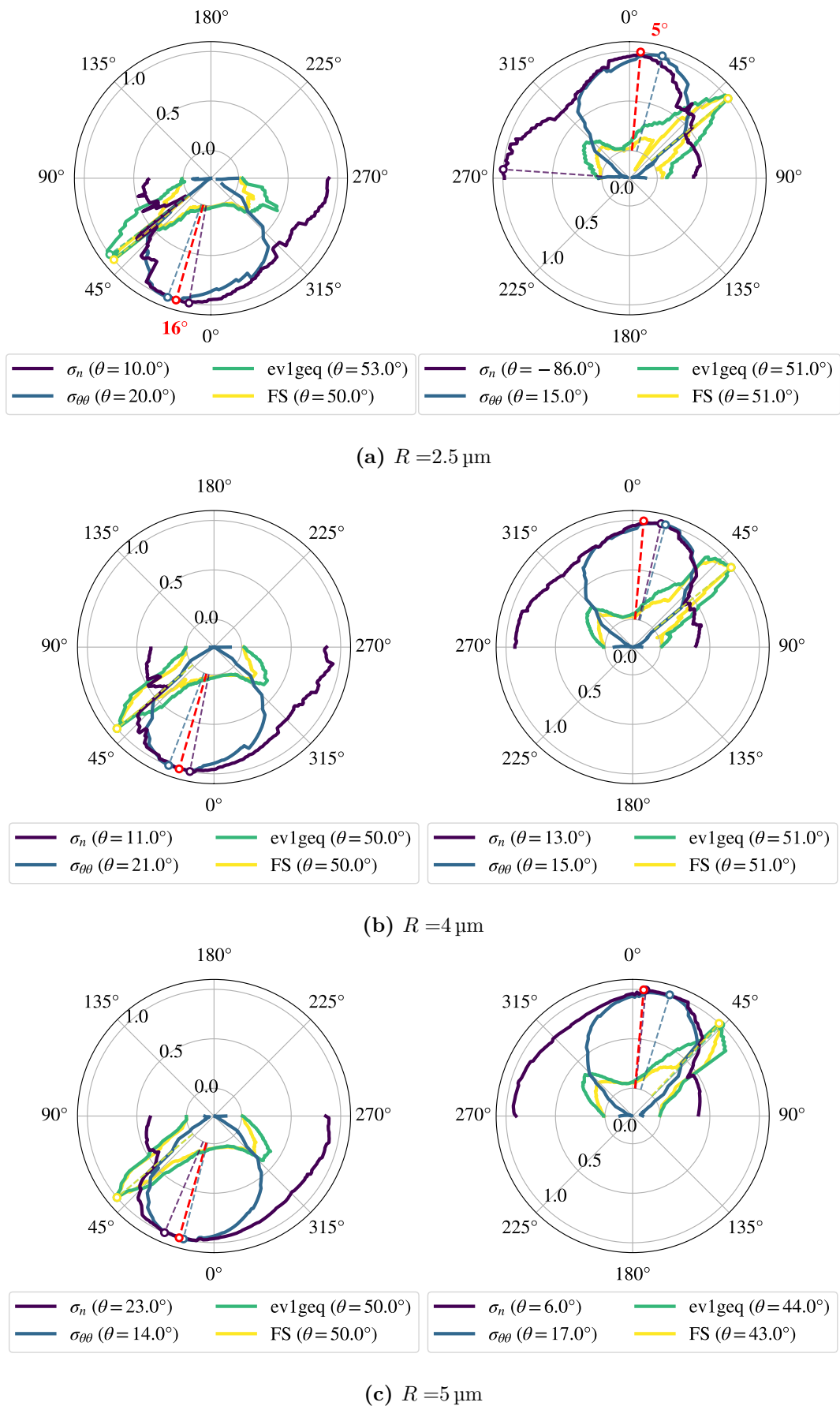


Figure 5.14 – Comparaison de 4 FIPs évalués à plusieurs distances des 2 points de contrôle en surface. À gauche : le point de contrôle sous la phase intermétallique en surface ; à droite : le point de contrôle au-dessus de la phase intermétallique en surface.

Cependant, pour définir la vitesse de propagation, un critère en contrainte n'est pas souhaitable : dans les simulations, le chargement en traction répétée mène inévitablement à une relaxation de la contrainte moyenne pour les seuils de déformation les plus élevés comme cela a été vu au Chapitre 3. Cela implique que la fissure ne se propagera plus lors de l'étape suivante de simulation avec la fissure amorcée. Alors pour toujours prendre en compte l'activation du glissement, dans l'idée de [Hochhalter et al., 2011], la métrique retenue pour déterminer l'incrément de propagation est $ev1geq^{avg}$, c'est-à-dire la moyenne de la plasticité cumulée sur l'arc de cercle sur lequel le FIP est calculé.

Sur la Figure 5.15, la plasticité cumulée moyennée au point de contrôle n°11, qui est le point de contrôle en surface au-dessus de la fissure, prédit une propagation légèrement plus rapide au-dessus de la phase intermétallique qu'en dessous, ce qui est bien le cas dans les essais et conforte le choix de ce paramètre pour déterminer l'incrément de propagation.

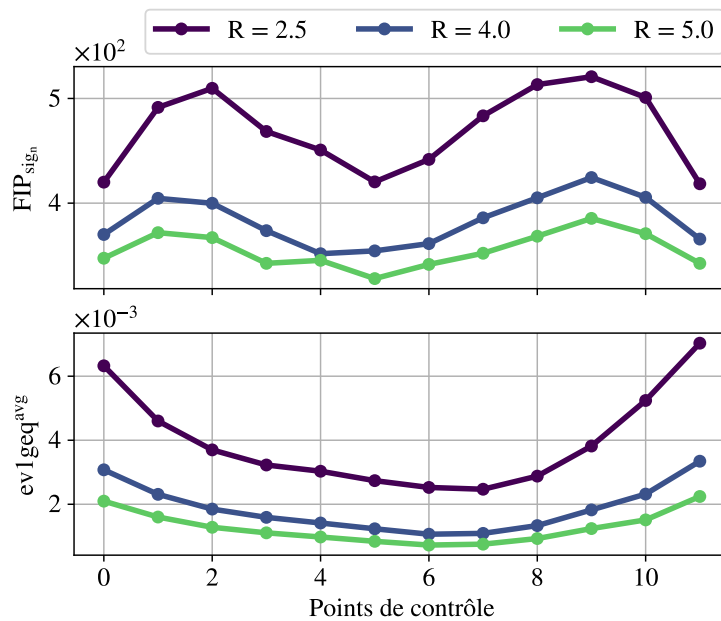


Figure 5.15 – En haut : les valeurs de FIP_{σ_n} le long des points de contrôle. En bas : la plasticité cumulée moyennée sur les arcs de cercle

Néanmoins, rien ne permet pour l'instant de faire un choix sans équivoque entre FIP_{σ_n} ou $FIP_{\sigma_{\theta\theta}}$, et R le rayon d'évaluation. Une première simulation est donc faite avec FIP_{σ_n} pour déterminer la direction de propagation, et $R = 4 \mu\text{m}$. Pour toutes les prochaines simulations, l'incrément de propagation de chaque point de contrôle P_k est donc déterminé par

$$\|d\mathbf{U}\| = \frac{ev1geq^{avg}(P_k)}{ev1geq^{avg,max}} \times 4 \cdot 10^{-3} \quad (5.4)$$

avec $ev1geq^{avg,max} = 3.344 \cdot 10^{-3}$ d'après les simulations (en bleu sur la Figure 5.15).

Ce raisonnement permet également de palier aux difficultés liées à l'identification d'un seuil d'amorçage ou de propagation. En effet, pour déterminer à proprement parler un tel seuil, il serait utile de bénéficier de données 3D car il est possible de supposer que la fissure n'amorce pas instantanément tout autour de la phase intermétallique et il serait alors envisageable d'identifier un seuil d'amorçage selon le FIP.

5.2.3 Résultats de propagation sur la ML4-1

Après la première étape d'amorçage, 4 itérations de simulation puis de propagation ont été réalisées. Chaque simulation par EF dure environ 24 heures. Les profils de la fissure à chaque étape, vus de l'intérieur et de l'extérieur, sont illustrés par la Figure 5.16. En surface, la fissure a propagé à la même vitesse vers le haut et vers le bas, sur $10.2\ \mu\text{m}$, ce qui correspond environ à l'avancée de la fissure au bout des 10 000 premiers cycles de chargement de l'essai. Le FIP en contrainte FIP_{σ_n} semble être un bon choix pour la prédiction de la direction de la fissure comme le montre la superposition d'une image MEB expérimentale et de la fissure obtenues par les simulations Figure 5.17.

Il est intéressant de noter qu'avec FIP_{σ_n} , la fissure se propage à la limite du sillage plastique, comme cela est visible sur la Figure 5.18, ce qui influence inévitablement les champs locaux et donc la prédiction de la trajectoire aux itérations suivantes. Il serait donc utile de pouvoir mesurer expérimentalement et quantitativement la plasticité en pointe de fissure. La plasticité cumulée a été mesurée avec un décalage de 0.25 et $0.5\ \mu\text{m}$ de la fissure, afin de s'assurer de mesurer toujours le même côté de la fissure. Les pics de plasticité correspondent au développement de la plasticité en pointe de fissure à chaque avancée.

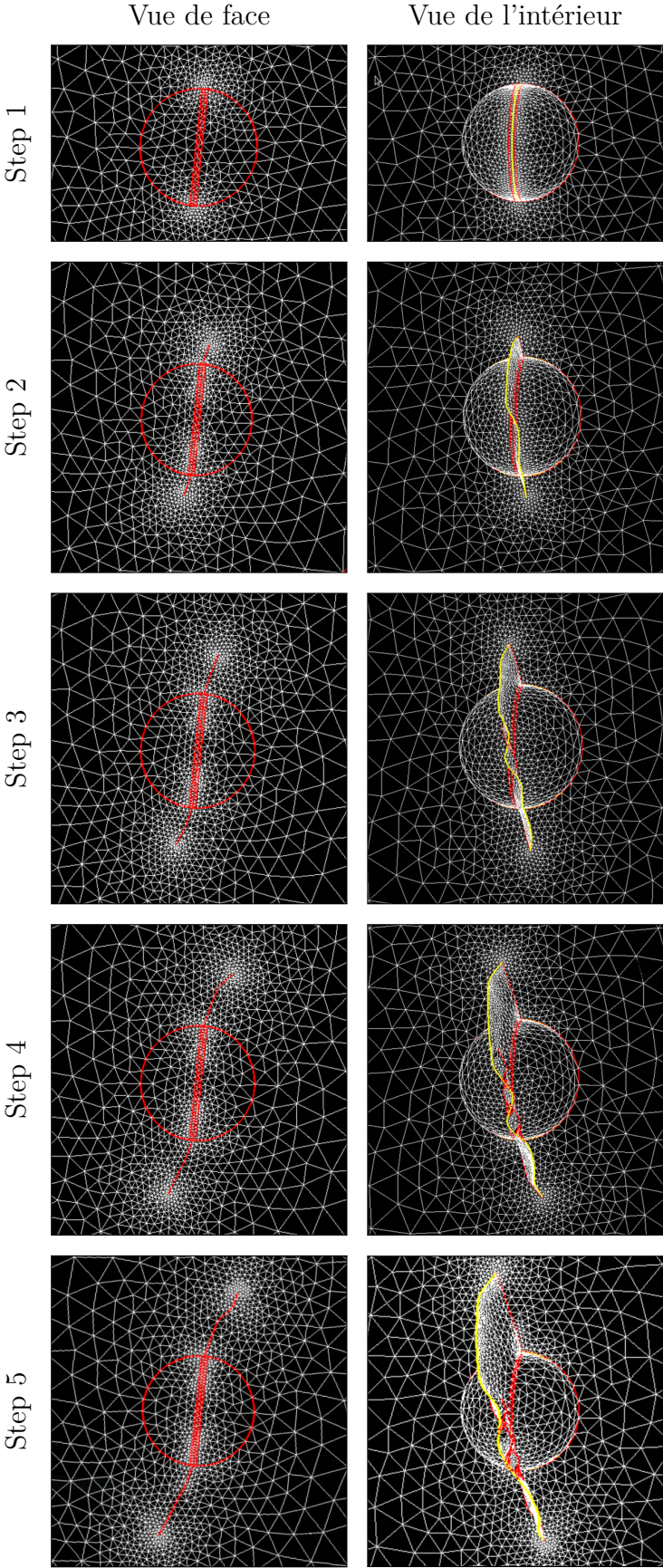


Figure 5.16 – Résultats de la propagation de fissure à partir de la ML4-1

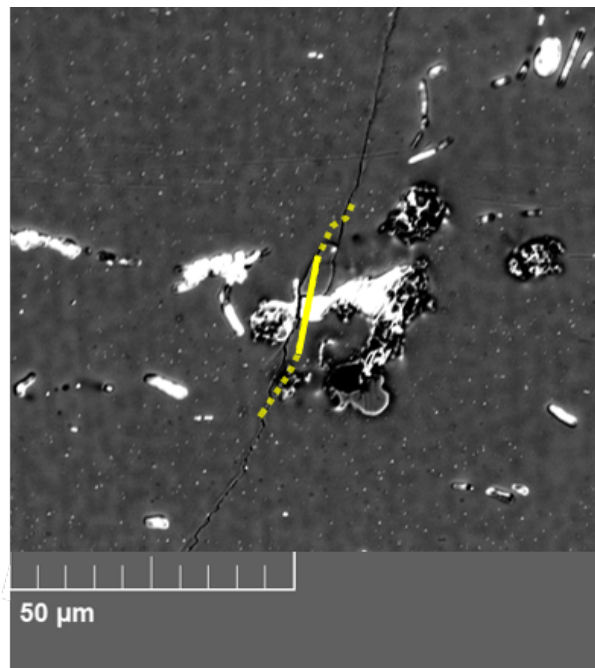


Figure 5.17 – Superposition de la fissure expérimentale ML4-1 et de la fissure issue des simulations

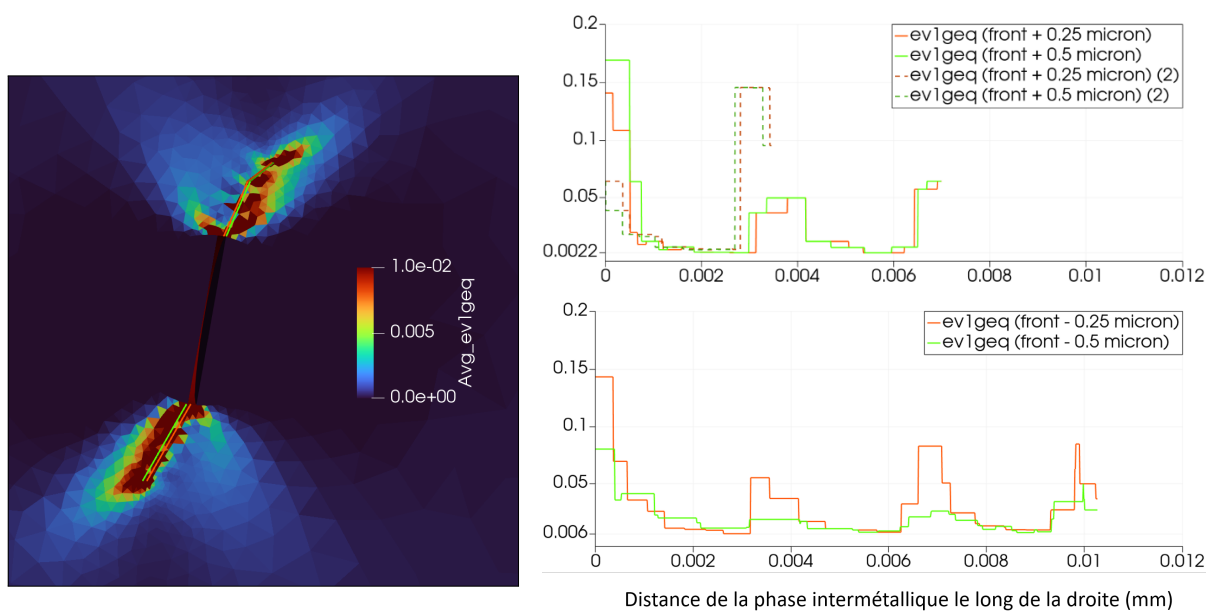


Figure 5.18 – Plasticité cumulée après 4 incréments de propagation. À droite : la plasticité cumulée le long de la lèvres à droite de la fissure au-dessus de la ML4-1 (en haut), et le long de la lèvres à gauche de la fissure en dessous de la ML4-1 (en bas)

5.3 Vérification sur la ML4-3a

5.3.1 Modélisation de la phase intermétallique ML4-3a

Cette phase intermétallique est plus petite en surface que la ML4-1 et a été modélisée par une demi-sphère de rayon soit $5\ \mu\text{m}$, et rompue avec une épaisseur de $0.5\ \mu\text{m}$. Deux phases intermétalliques ont été modélisées, une rompue verticalement et une légèrement tournée à 10° pour mieux correspondre à l'entaille observée en surface. Cette configuration et les modèles associés sont présentés par la Figure 5.19.

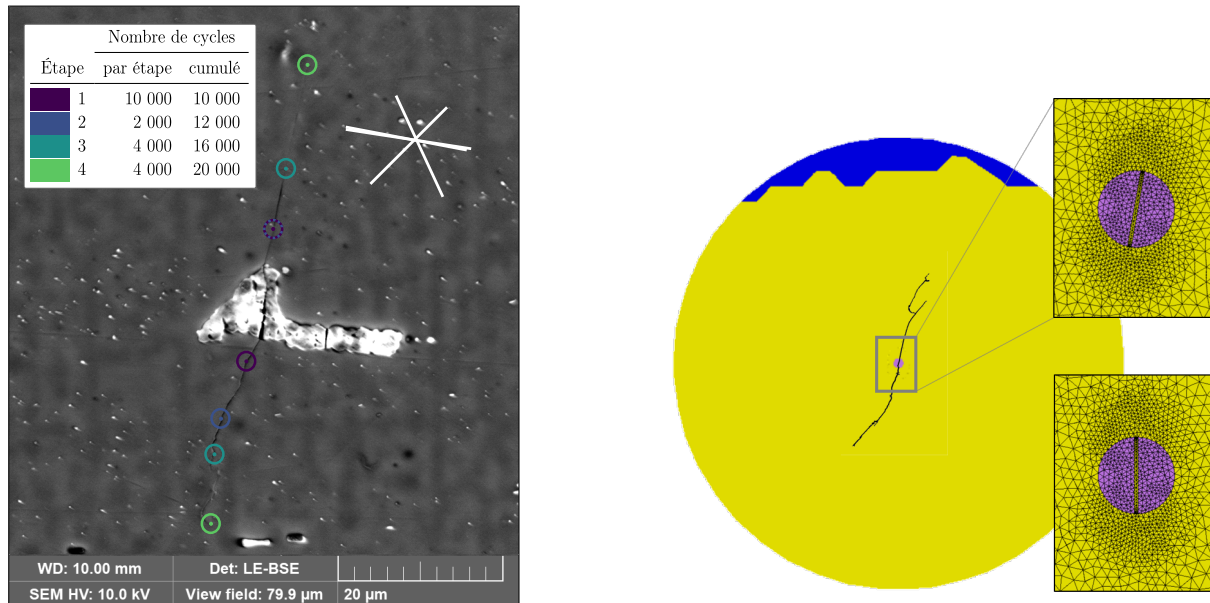


Figure 5.19 – Rappel de la ML4-3a (à gauche) et la fissure à la fin de l'essai appesée au sous-modèle pour sa modélisation

Les figures 5.20 et 5.21 sont les résultats de 3 simulations différentes :

- sur une phase intermétallique rompue verticalement, FIP_{σ_n} , $R = 4\ \mu\text{m}$ et 10 points de contrôle ;
- sur une phase intermétallique rompue légèrement tiltée, FIP_{σ_n} , $R = 4\ \mu\text{m}$ et 7 points de contrôle ;
- sur une phase intermétallique rompue légèrement tiltée, $FIP_{\sigma_{\theta\theta}}$, $R = 4\ \mu\text{m}$ et 7 points de contrôle.

L'incrément de propagation de chaque point de contrôle P_k est également calculé avec les paramètres de la ML4-1, soit :

$$\|d\mathbf{U}\| = \frac{ev1geq^{avg}(P_k)}{ev1geq^{avg,max}} \times 4 \cdot 10^{-3} \quad (5.5)$$

avec $ev1geq^{avg,max} = 3.344 \cdot 10^{-3}$

Sur la Figure 5.22, la superposition des fissures obtenues avec les deux FIPs avec 7 points de contrôle montre que la contrainte orthoradiale est un meilleur indicateur pour la direction de propagation de fissure dans ce cas-là.

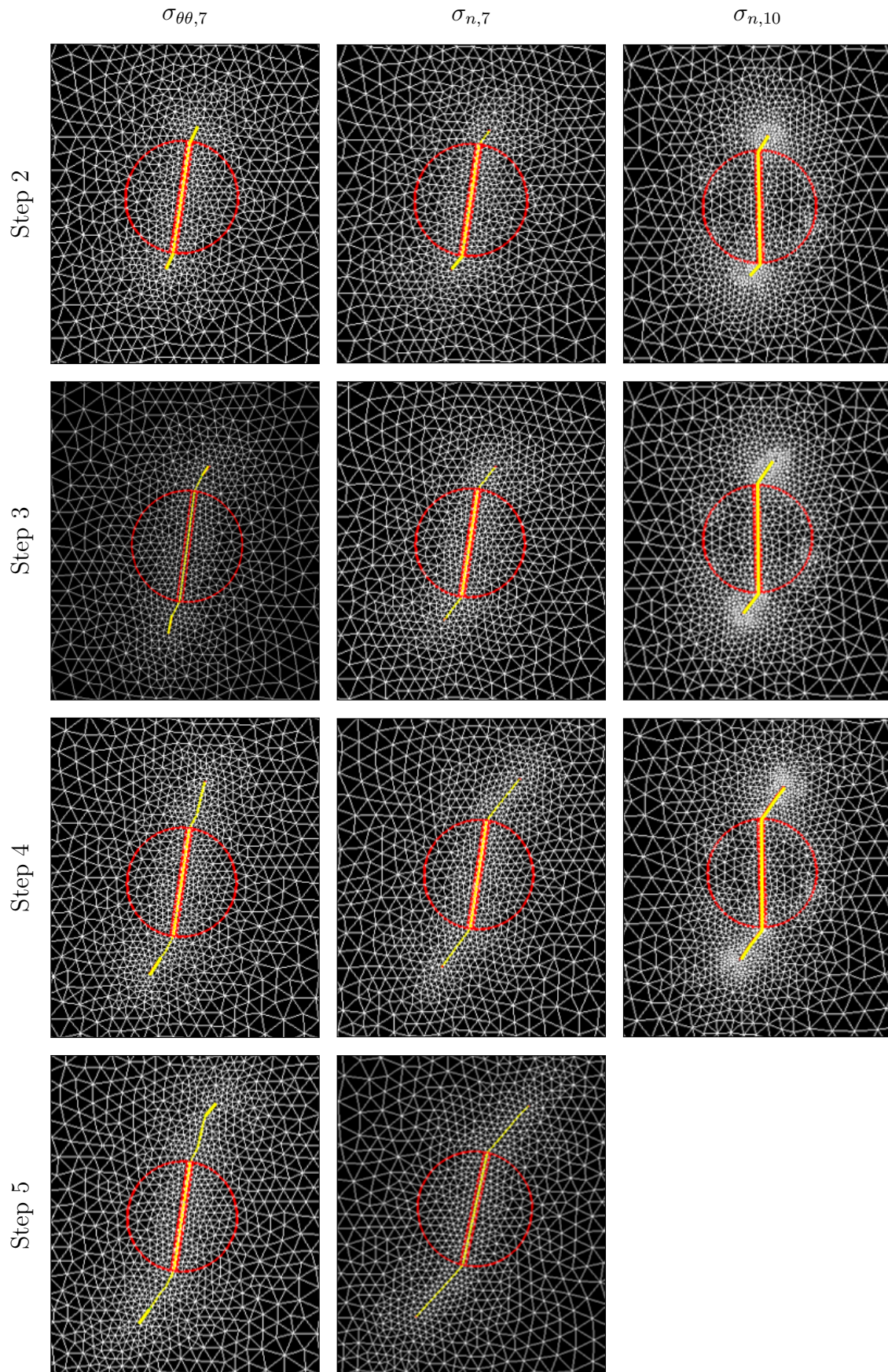


Figure 5.20 – ML4-3a : profils des fissures des 3 itérations de propagation vus de l'extérieur

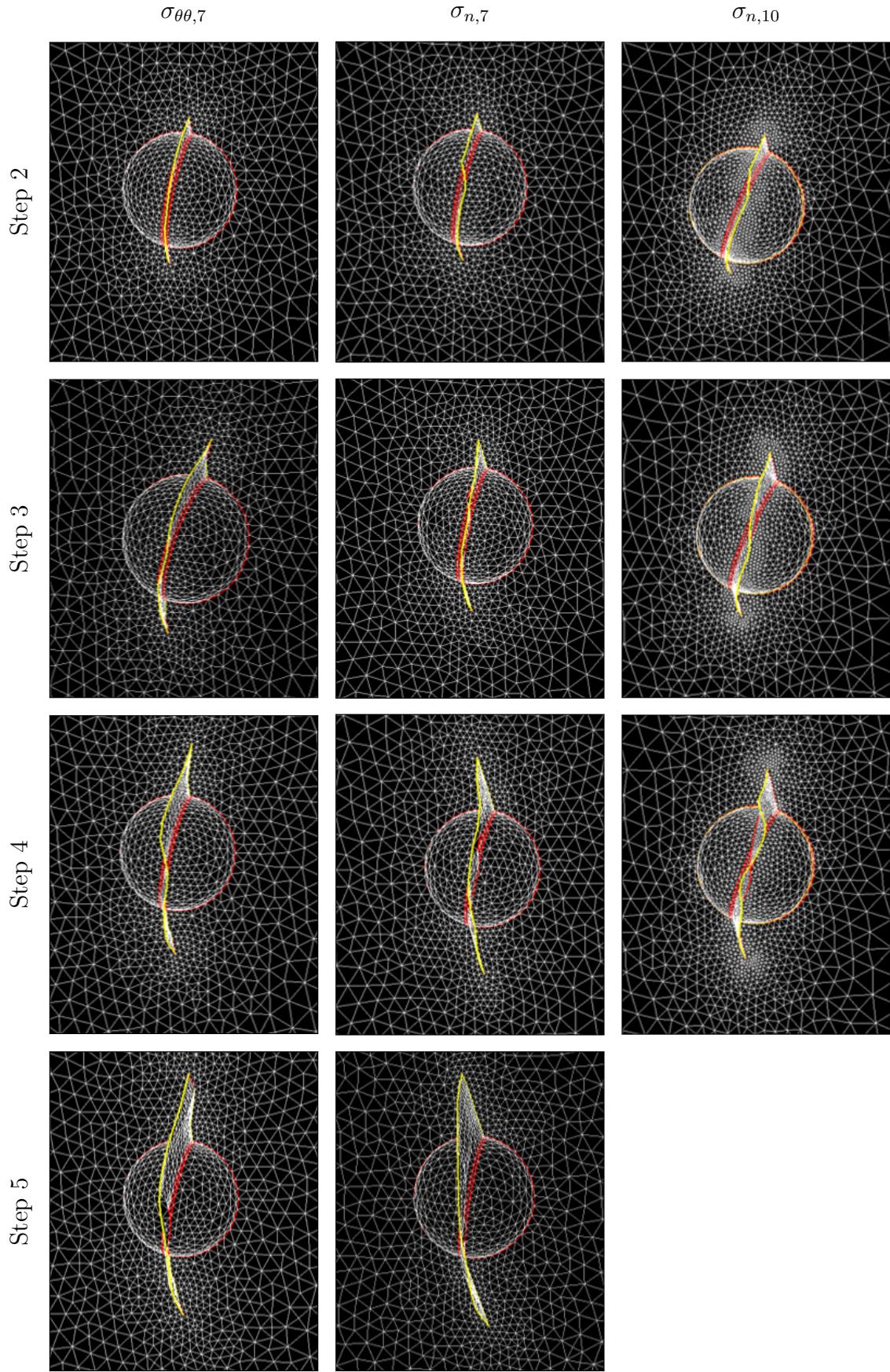


Figure 5.21 – ML4-3a : profils des fissures des 3 itérations de propagation vus de l'intérieur

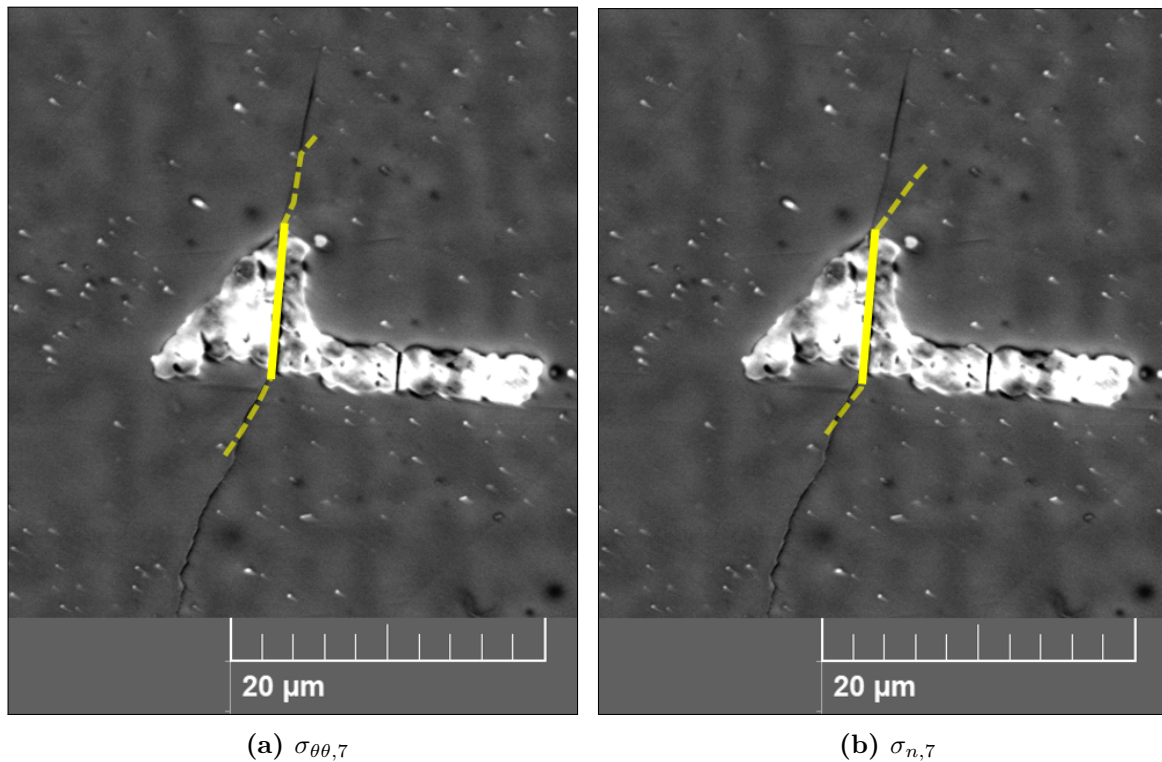


Figure 5.22 – Superposition de la phase intermétallique ML4-3a et des fissures prédites par les simulations

5.3.2 Lien avec la vitesse de propagation

L'un des derniers éléments de modélisation à aborder est le lien entre la vitesse de propagation des simulations et des essais : l'objectif est de déterminer une correspondance entre le nombre de cycles simulés et le nombre de cycles réel.

Sur la phase intermétallique ML4-1, en identifiant qu'un cycle de chargement simulé est équivalent à 1425 cycles, sachant qu'il y avait 2 cycles par itération, on obtient la courbe de propagation noire sur la Figure 5.23.

Ensuite, en reprenant cette équivalence sur la phase ML4-3a modélisée avec $FIP_{\sigma_{\theta\theta}}$, la vitesse de propagation prédite est tracée en gris sur la même figure, et le résultat est satisfaisant.

Cependant, le temps disponible n'a pas permis de simuler plus d'itérations de propagation qui s'arrêtent tôt par rapport aux observations expérimentales et il n'est pas possible de connaître la longueur des fissures réelles avant leur première observation car rien ne permet de supposer une vitesse de propagation affine. Ce qui est réellement fait ici est donc la comparaison d'un seul point expérimental avec une droite de résultats numériques.

Donc bien que les résultats sur la vitesse de propagation soient déjà satisfaisants, il serait nécessaire de disposer de points expérimentaux plus tôt pour comparer les tailles de fissures plus courtes, et il serait aussi utile de caractériser plus précisément les phases intermétalliques dont la morphologie a un fort impact sur l'amorçage des fissures.

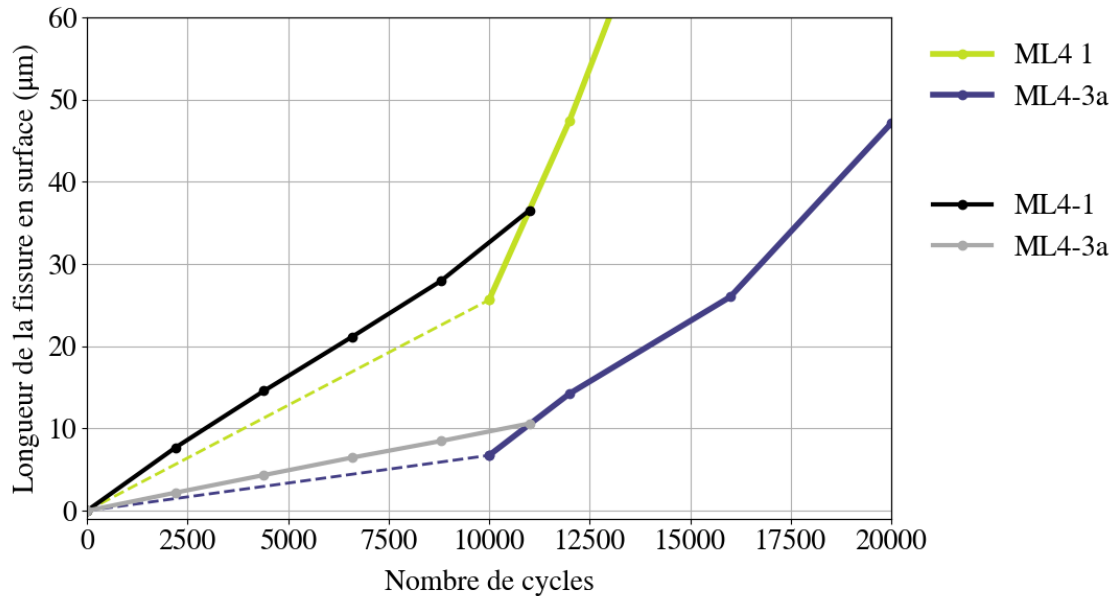


Figure 5.23 – Évolution de la taille des fissures en surface. Les résultats des simulations sont en noir et gris

5.4 Étude complémentaire sur les éléments de modélisation

Quelques éléments identifiés dans la littérature comme ayant un rôle dans l'amorçage et dans la propagation de fissure de fatigue sont explorés afin d'étudier leur influence sur la méthode proposée dans cette thèse. Comme les différences entre les résultats obtenus avec les FIPs en contrainte sont minimales, seul $FIP_{\theta\theta}$ est présenté. De même, pour les FIPs formulés sur le glissement plastique, seul FIP_{evlgeq} est montré.

5.4.1 Influence du module d'Young de la phase intermétallique sur la direction d'amorçage

Peu d'études ont été réalisées sur la mesure du module d'Young des phases intermétalliques. La valeur de 140 GPa considérée jusqu'ici est comparée à deux autres modules d'Young à $\pm 15\%$: 120 et 160 GPa. D'une part, la superposition des courbes des FIPs en contrainte sur la Figure 5.24 montre que le module d'Young de la phase intermétallique n'a pas d'influence visible sur la prédiction de la direction d'amorçage de fissure. D'autre part, la plasticité est plus élevée avec un module de Young plus bas, $FIP_{evlgeq}(E = 120) > FIP_{evlgeq}(E = 160)$ (Figure 5.24.a). À 3 μm par exemple, la plasticité moyennée sur l'arc autour d'une phase intermétallique avec un module de Young de 120 GPa est égale à $5.55 \cdot 10^{-2}$, contre $5.09 \cdot 10^{-2}$ avec un module de Young à 160 GPa, ce qui implique que la propagation de la fissure à l'amorçage serait plus rapide avec un module de Young plus bas.

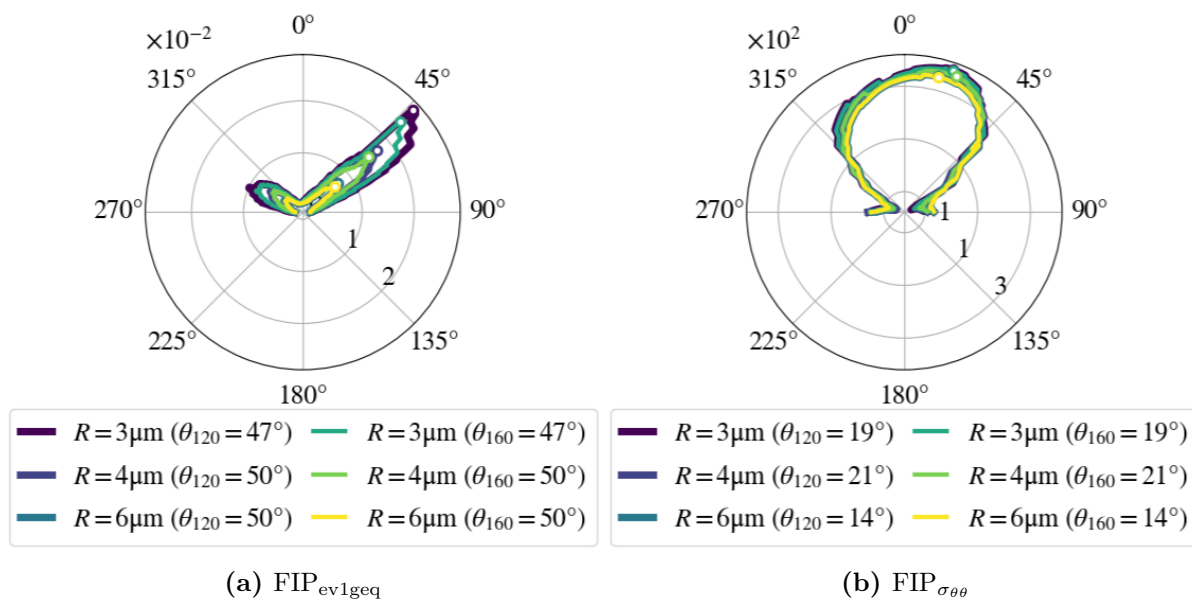


Figure 5.24 – Comparaison des 2 FIPs selon 2 modules de Young

5.4.2 Influence de la matrice d'interaction dans la loi de plasticité cristalline de l'alliage

La loi de comportement de l'alliage est aussi susceptible d'influencer l'amorçage d'une fissure. Ainsi, une seconde matrice d'interaction avec une valeur d'auto-écrouissage plus faible que les autres composantes, a été considérée pour mesurer son influence à l'amorçage. Pour rappel, la matrice de Guilhem [Guilhem, 2011] était utilisée jusqu'ici. La plus grande différence est la valeur maximale de la plasticité cumulée à $2\mu\text{m}$ (voir Figure 5.25a), ce qui n'influence pas la prédiction de la trajectoire, et très peu la vitesse de propagation. Le tableau Tableau 5.1 compare les coefficients des deux matrices d'interaction.

	h_1	h_2	h_3	h_4	h_5	h_6
matrice de Guilhem (h_{YG})	1.0	1.0	0.6	12.3	1.6	1.3
matrice avec auto-écrouissage plus faible (h')	1.0	1.4	1.4	1.4	1.4	1.4

Table 5.1 – Matrices d'interaction comparées

5.4.3 Influence de l'épaisseur de l'entaille initiale sur la direction d'amorçage et de propagation

Une simulation sur la ML4-1 a été effectuée avec une entaille sans épaisseur, c'est-à-dire qu'une fissure est insérée dans la phase intermétallique sans lui retirer d'éléments.

La Figure 5.26 montre que l'épaisseur de l'entaille de la phase intermétallique est un facteur très important pour l'amorçage de la fissure : la direction prédite par les FIPs en contrainte varie de plusieurs degrés.

En outre, le champ de plasticité est également impacté, donc également la vitesse de propagation telle qu'elle a été calculée. Par exemple, la Figure 5.27 montre qu'en

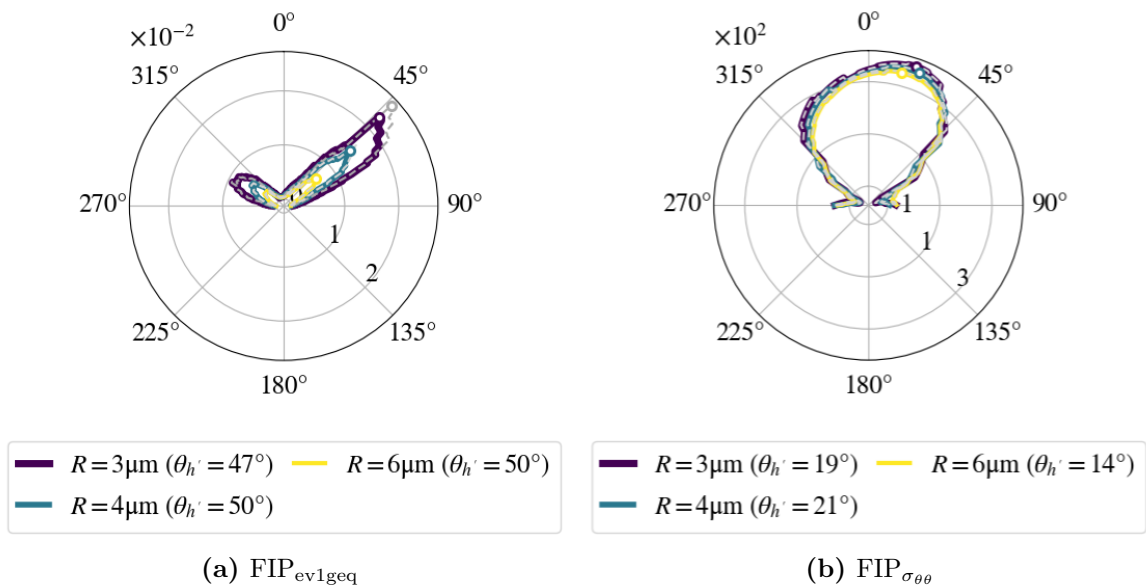


Figure 5.25 – Comparaison des 2 FIPs selon la matrice d'interaction. Les résultats obtenus avec la matrice de Guilhem déjà présentés précédemment sont en pointillés gris.

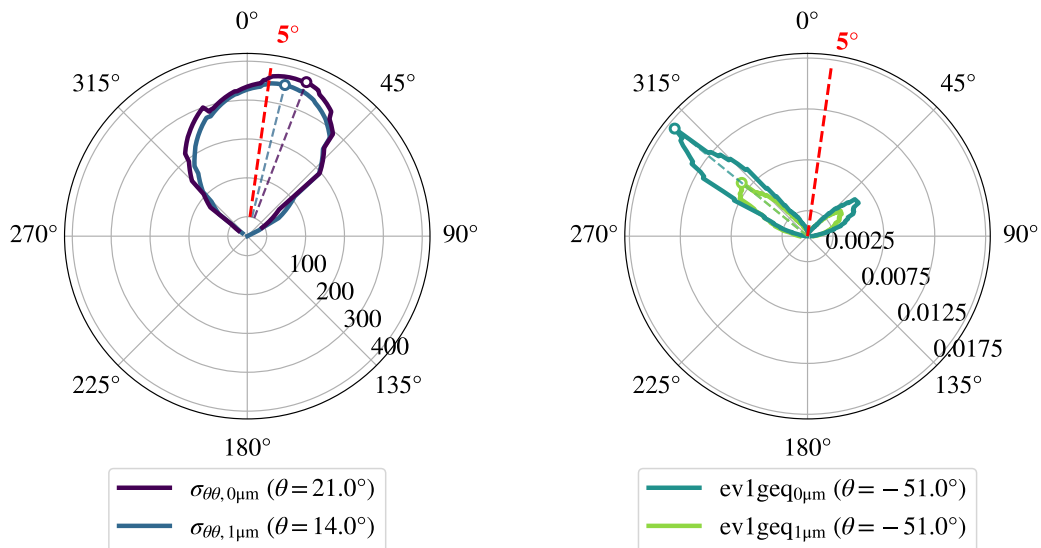


Figure 5.26 – Comparaison des 2 FIPs évalués à $4\mu m$ sur la phase avec une entaille de $1\mu m$ et une entaille sans épaisseur

conservant $R = 4 \mu\text{m}$, l'incrément de la fissure serait donné par

$$\|d\mathbf{U}\| = \frac{\text{ev1geq}^{\text{avg}}(P_k)}{\text{ev1geq}^{\text{avg,max}}} \times 4 \cdot 10^{-3} \quad (5.6)$$

avec $\text{ev1geq}^{\text{avg,max}} = 2.3834 \cdot 10^{-3}$, contre $3.344 \cdot 10^{-3}$ avant.

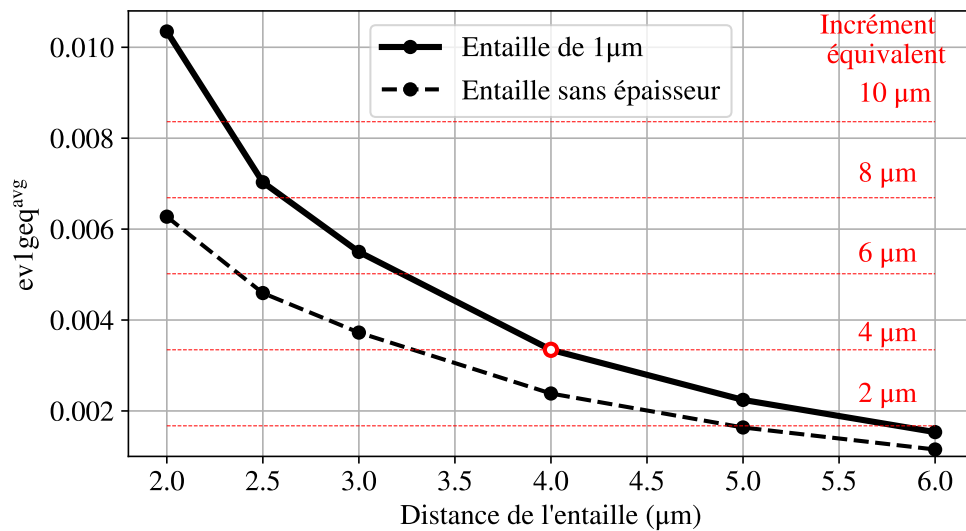


Figure 5.27 – Plasticité cumulée moyennée sur l'arc de cercle pour la phase avec une entaille de $1 \mu\text{m}$ et une entaille sans épaisseur

Ce résultat confirme qu'une meilleure caractérisation de la morphologie des phases intermétalliques permettrait d'améliorer le lien entre la vitesse de propagation des simulations et la vitesse réelle de propagation.

Conclusion et perspectives

Les travaux entrepris dans le cadre de cette thèse s'inscrivent dans une démarche visant à améliorer notre compréhension des phénomènes de fatigue au niveau microstructural des alliages métalliques, qui sont encore mal compris et donc mal reproduits aujourd'hui. L'objectif principal était double : d'une part, mettre en place une campagne expérimentale capable de capter les phénomènes de fatigue dans l'alliage d'aluminium 2139 et, d'autre part, proposer une méthode permettant de modéliser les phénomènes observés.

Résultats principaux

Caractérisation du comportement mécanique de l'alliage AA2139 Plusieurs essais ont été menés afin de caractériser le comportement mécanique du matériau à disposition. D'une part, malgré la morphologie des grains en *pancakes*, la réponse mécanique cyclique est très similaire entre la direction normale et la direction de laminage. D'autre part, nous avons identifié que le matériau en surface a une limite d'élasticité plus élevée qu'à cœur en raison du procédé de laminage. L'effet sur le comportement mécanique cyclique du matériau est donc plus influencé par la profondeur de prélèvement que la direction de sollicitation.

Néanmoins, pour les durées de vie, les éprouvettes prélevées dans la direction normale sont plus faibles que les éprouvettes prélevées dans la direction de laminage, à cœur et en surface de la tôle, ces deux dernières étant similaires. En outre, les mécanismes d'amorçage sont les mêmes dans les deux épaisseurs et il n'est pas certain qu'il en soit de même pour la direction normale.

Les essais de comportement cycliques nous ont permis d'identifier des paramètres pour la loi de plasticité cristalline de Méric-Cailletaud. Les paramètres identifiés sur des agrégats polycristallins texturés et homogénéisés permettent de reproduire de manière satisfaisante l'adoucissement du matériau et l'anisotropie élastique des grains grâce à l'utilisation d'un tenseur d'élasticité adapté aux matériaux cristallins cubiques à faces centrées. Ces paramètres ont constitué l'un des premiers éléments pour la modélisation de l'alliage, nécessaire au reste des travaux de la thèse.

Reproduction de la microstructure La reproduction précise de la microstructure de l'alliage a joué un rôle crucial dans nos travaux de modélisation. Nous avons d'abord caractérisé la morphologie aplatie des grains en réalisant des cartographies EBSD dans plusieurs plans. La méthodologie mise en place est apte à générer, à partir des EBSD, des maillages de microstructures avec trois niveaux de complexité. Dans un premier temps, nous avons créé des microstructures synthétiques aléatoires respectant la taille et la forme des grains de l'alliage à l'aide du logiciel Neper. L'utilisation de géométries

périodiques nous a permis de valider la loi de comportement identifiée sur des agrégats homogénéisés. Ensuite, nous avons développé des microstructures plus sophistiquées comportant des joints de grains non convexes, plus proches de la réalité de l'alliage. Pour ce faire, nous avons adapté une géométrie d'éprouvette avec méplats à la taille des grains millimétriques du 2139, puis mis en place un protocole de polissage incluant le développement d'un masque d'électropolissage. Cette approche nous a permis d'obtenir des cartographies EBSD qui ont été maillées avec Neper puis extrudées pour obtenir des microstructures 3D. Enfin, grâce aux outils de Franck N'Guyen pour la génération aléatoire d'agrégats contrainte par une EBSD, nous avons pu créer des microstructures quasi-réelles. La validation de cette modélisation, basée sur la réponse mécanique des agrégats et le calcul des bandes de glissement en accord avec les résultats expérimentaux, renforce notre confiance dans ces approches, bien que des ajustements mineurs de la loi de comportement pourraient être nécessaires pour mieux capturer sa transition dans le domaine plastique.

À partir des résultats obtenus pour les deux types de microstructures basées sur les données EBSD, nous avons constaté une limitation dans la capacité de la modélisation de la fatigue à l'échelle de l'agrégat pour prévoir les sites d'amorçage de fissures dans le cas spécifique du 2139. En effet, nos comparaisons entre les essais expérimentaux et les simulations par éléments finis ont révélé que les fissures n'ont pas amorcé dans les grains les plus plastifiés ni dans les zones où le glissement est le plus prononcé. Étant donné que les fissures de fatigue à faible niveau de déformation dans les alliages d'aluminium ont tendance à amorcer presque systématiquement au niveau des phases intermétalliques, cela souligne la nécessité de les modéliser explicitement pour une meilleure représentation des phénomènes de fatigue.

Modélisation des phases intermétalliques Étant donné la présence significative de phases intermétalliques dans l'alliage, il est irréaliste de simuler un agrégat polycristallin incluant chacune d'entre elles. Toutefois, nous avons combiné l'utilisation des microstructures synthétiques périodiques avec une méthode de zoom structural, ce qui a permis de modéliser les phases intermétalliques en un temps satisfaisant.

Néanmoins, leur modélisation demeure une tâche délicate. La complexité de leur morphologie 3D, à caractériser et à reproduire, ainsi que les moyens nécessaires pour déterminer leurs propriétés mécaniques nécessitent souvent des simplifications. Dans le cadre de cette étude, nous avons adopté une approche où les phases intermétalliques ont été représentées par des demi-sphères rompues à la surface des agrégats. Ces dernières ont ensuite été utilisées comme points d'origine pour modéliser les fissures de fatigue.

Développement d'une méthode pour la modélisation de l'amorçage et de la propagation de fissure courte Une méthode existante pour la modélisation de la propagation de fissure au sein d'un agrégat fissuré a été réexaminée et améliorée dans le cadre de cette recherche. Dans un premier temps, cette méthode a été étudiée pour son application spécifique à l'alliage d'aluminium. Par la suite, nous avons proposé une extension de cette méthode afin de prendre en compte les phénomènes d'amorçage de fissure de fatigue dans ce matériau. Deux aspects remarquables de cette méthode méritent d'être soulignés :

- La détermination de la direction et de la vitesse de propagation de la fissure repose sur les FIPs (Fatigue Indicator Parameters), des indicateurs de fatigue initialement

utilisés pour prédire la durée de vie à l'amorçage des matériaux à l'échelle macroscopique. Étant donné que les mécanismes sous-jacents à l'amorçage des fissures de fatigue à l'échelle de la microstructure demeurent encore mal compris, ces indicateurs, calculés en post-traitement, offrent la possibilité d'explorer, au sein d'une même simulation, l'influence de divers phénomènes microstructuraux tels que l'activation du glissement plastique ou l'ouverture de fissure.

- La méthode de propagation initiale s'appuie sur le concept de points de contrôle pour décrire le front de fissure. Chacun de ces points permet de définir un repère local, dans lequel un FIP spécifique est calculé. Le maximum de ce FIP à chaque point de contrôle indique localement la direction de propagation du front de fissure. Pour étendre cette méthode à l'amorçage, nous avons introduit la notion de front de fissure virtuel, ce qui nous a permis de modéliser l'amorçage de fissure à partir d'une phase intermétallique.

Cette méthode offre des perspectives intéressantes pour une meilleure prédiction des fissures de fatigue à l'échelle microstructurale et sa flexibilité permet son application à d'autres types de défauts et d'alliages. De plus, il n'est pas nécessaire de connaître au préalable la trajectoire de la fissure, contrairement à d'autres approches comme les éléments cohésifs. C'est un avantage puisque l'on cherche justement à développer des méthodes capables non seulement de reproduire les trajectoires des fissures observées, mais également de les prévoir.

Campagne expérimentale pour le suivi de fissures courtes dans l'alliage d'aluminium Le microscope électronique à balayage (MEB) joue un rôle indispensable dans l'observation des fissures de quelques microns. Étant donné que les éprouvettes sont trop grandes pour des essais *in situ*, une campagne expérimentale a été mise en place en conséquence : les éprouvettes munies de méplats ont été soumises à des essais de fatigue cyclique, au cours desquels le chargement a été interrompu à plusieurs reprises pour permettre des observations au MEB. Trois zones de $1 \times 2 \text{ mm}^2$ par méplat ont ensuite été choisies avant les essais pour être suivies à chaque interruption.

Au cours de cette campagne, deux éprouvettes ont été testées et l'évolution de six phases intermétalliques a été étudiée. Parmi les six cas observés, il a été constaté que la fissure se propage d'un côté en suivant successivement deux plans cristallographiques, sans jamais en emprunter un seul, tandis que de l'autre côté, son parcours n'est pas cristallographique. De plus, il a été noté que la vitesse de propagation de la fissure est influencée par la taille de la phase intermétallique, mais peu par son mode de propagation (cristallographique ou non).

Reproduction des fissures de fatigue observées L'intégration des divers éléments de modélisation avec les données expérimentales a conduit à la reproduction numérique de deux fissures de fatigue observées sur les méplats. La première simulation a permis d'identifier des paramètres spécifiques à la méthode d'amorçage et de propagation des fissures dans l'alliage d'aluminium, tandis que la seconde a servi à les valider.

Des résultats extrêmement encourageants ont été obtenus concernant les deux phases intermétalliques pour la prévision de la trajectoire des fissures courtes en utilisant des critères formulés sur la contrainte. Il ressort des simulations que la contrainte normale aux plans de glissement et la contrainte orthoradiale évaluée aux points de contrôle sont

des indicateurs pertinents pour prévoir la trajectoire de fissure de fatigue. Dans la première simulation, la prédiction de la trajectoire des fissures s'est révélée satisfaisante en utilisant la contrainte normale aux plans de glissement. Par la suite, plusieurs simulations ont été menées sur la seconde phase intermétallique, démontrant une amélioration dans la reproduction de la trajectoire de fissure lors de l'utilisation de la contrainte orthoradiale.

Le temps imparti n'a pas été suffisant pour simuler des fissures d'une longueur significative permettant d'établir un lien ferme entre la vitesse de propagation des fissures dans les simulations et celle observée lors des essais expérimentaux. Dans nos simulations, la vitesse de propagation a été déterminée à partir des champs de plasticité autour des points de contrôle. Bien que la comparaison avec les vitesses de propagation expérimentales ne soit pas exhaustive, les premiers résultats suggèrent que les simulations sont assez représentatives. En effet, les deux fissures observées n'ont pas évolué à la même vitesse et cette tendance a également été observée dans les simulations, ce qui est encourageant.

Perspectives

Mesures 3D Une reproduction plus fidèle de la morphologie des phases intermétalliques pourrait contribuer à améliorer l'estimation de la vitesse de propagation des fissures courtes. En effet, pour les premiers microns, voire dizaines de microns, la forme de la phase intermétallique joue un rôle significatif dans leur propagation. Bien que la trajectoire des fissures ait été correctement reproduite, une estimation plus précise de leur vitesse de propagation pourrait être envisagée.

De plus, l'utilisation de la tomographie permettrait de comparer les résultats de propagation des fissures non seulement en surface, mais également dans le volume [Dezecot et al., 2015, Hurtalová et al., 2015].

Lien avec les fissures longues Les recherches sur la fatigue, allant de l'échelle des dislocations à celle des composants, visent à développer une théorie unifiée capable de décrire les phénomènes de fatigue à toutes les échelles. Actuellement, la définition de l'amorçage varie d'une étude à l'autre. Dans cette thèse, des fissures d'une vingtaine de microns ont pu être modélisées, suscitant l'intérêt d'identifier une longueur à partir de laquelle la fissure devient une fissure dans le stade II, pouvant alors être décrite par une loi de Paris. Certaines fissures observées lors des essais ont atteint plusieurs centaines de microns, ce qui suggère qu'elles pourraient être modélisées à l'échelle macroscopique à partir d'une certaine longueur [Krupp et al., 2007, Susmel et al., 2013].

Estimation de la durée de vie À long terme, l'identification des caractéristiques les plus préjudiciables permettrait d'optimiser la microstructure des matériaux. De plus, l'association de la durée de vie avec l'approche proposée pourrait contribuer à limiter les campagnes expérimentales qui sont très coûteuses. En effet, en raison de l'incertitude quant aux caractéristiques microstructurales les plus critiques, ces campagnes doivent souvent couvrir un large éventail de configurations pour être représentatives. Par exemple, une voie de recherche consiste à estimer la durée de vie en utilisant des études statistiques sur les microstructures, en examinant des caractéristiques telles que la taille des grains ou des défauts. De nombreuses études se concentrent donc sur le développement d'éléments de volume statistiquement représentatifs capables d'expliquer la dispersion des résultats

de durée de vie [Przybyla et McDowell, 2011, Castelluccio et al., 2016]. Cette approche pourrait bénéficier de la méthode de modélisation de fissure proposée dans la thèse – et inversement.

Prédiction d’amorçage Les recherches menées dans cette thèse ont principalement porté sur la modélisation des phases intermétalliques où des fissures ont amorcé, mais de nombreuses autres images restent à exploiter. Il serait donc intéressant de modéliser les phases intermétalliques qui n’ont pas conduit à une amorce de fissure, afin d’identifier leurs caractéristiques les plus critiques et de mieux comprendre les forces motrices impliquées dans l’amorçage des fissures de fatigue.

En particulier pour les fissures très courtes, on s’attend à ce que les dislocations géométriques nécessaires jouent un rôle important [Gammer et An, 2022] et une approche qui prend en compte le GND pourrait donc être envisagée, soit en calculant un FIP basé sur le GND dans une étape de post-traitement [Long et Dunne, 2023], soit en utilisant une approche d’ordre supérieur telle qu’un modèle de Cosserat [Forest, 1998, Forest, 2008] ou en étendant un modèle classique de plasticité cristalline pour prendre en compte le tenseur GND comme dans [Levkovitch et al., 2005].

Annexe A

Images sur la répartition des phases intermétalliques dans l'alliages

Les différents niveaux de gris correspondent à des grains différents et les phases intermétalliques sont en blanc. Les deux images d'éprouvettes prélevées dans des plans différents, montrent que les phases intermétalliques ne semble pas avoir de position préférentielle apparente par rapport aux joints de grains.

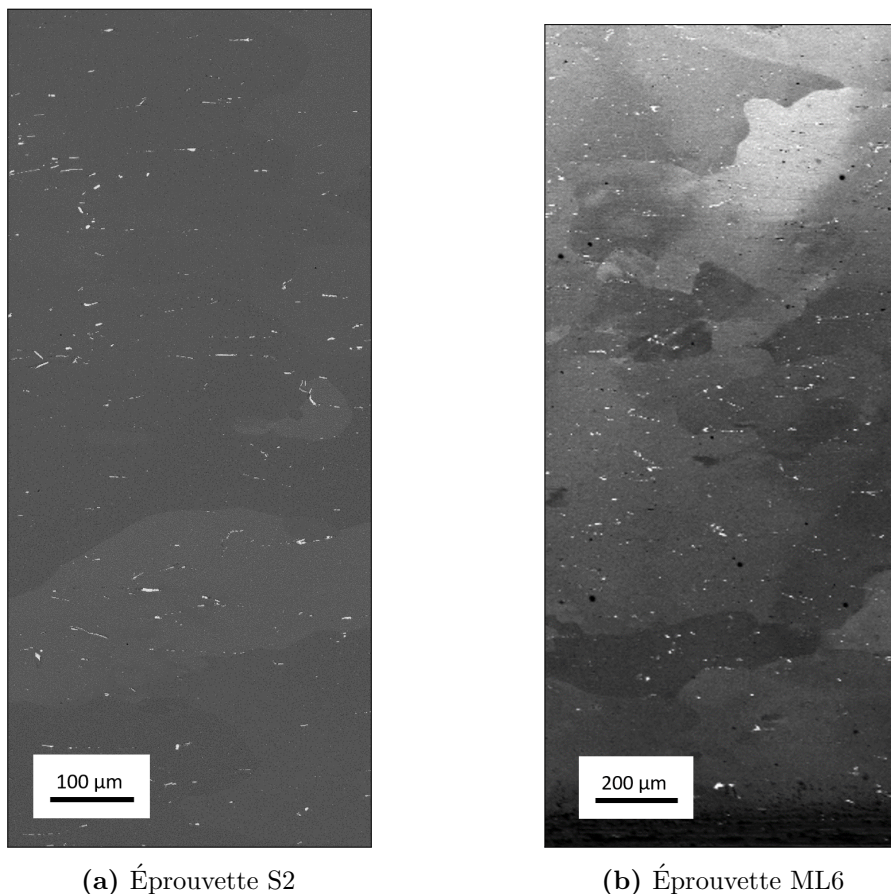


Figure A.1 – Images de deux méplats d'éprouvettes prélevées dans des directions différentes. Les phases intermétalliques sont les points blancs

Annexe B

Plans des éprouvettes

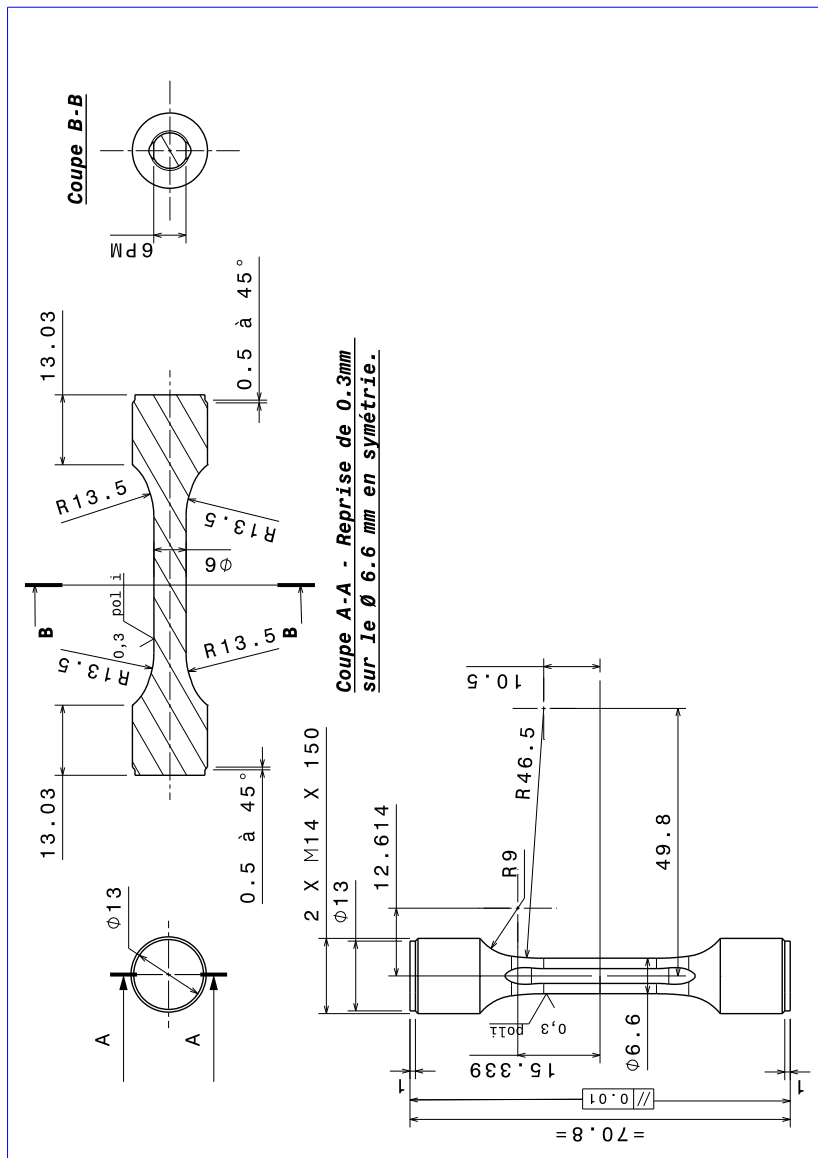


Figure B.1 – Plan des éprouvettes avec méplats

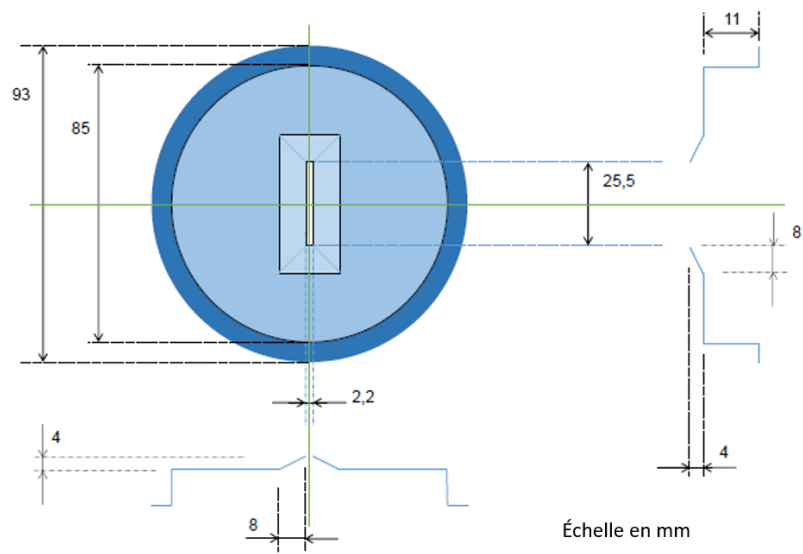


Figure B.2 – Plan du masque pour l'électropolissage imprimé 3D avec du filament de polypropylène (PP) 1.75 mm

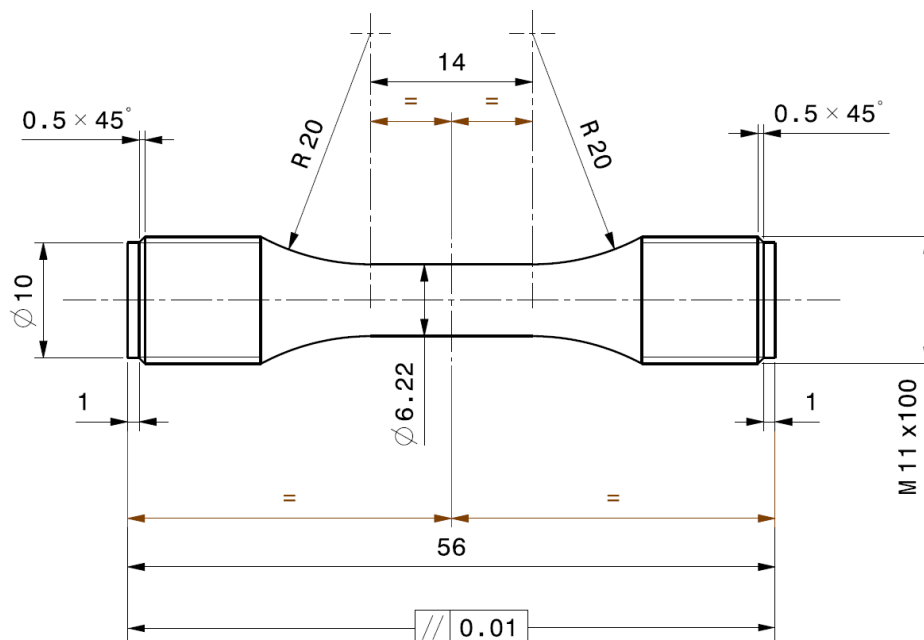
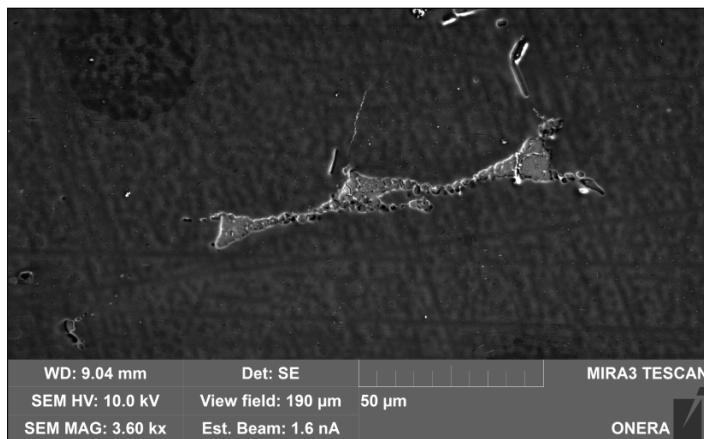


Figure B.3 – Plan des éprouvettes pour les essais de comportement cyclique et les essais de durée de vie

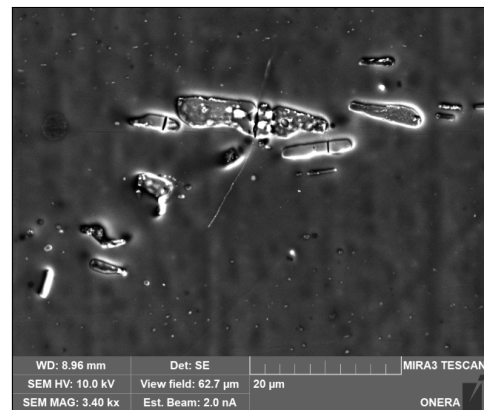
Annexe C

Détails sur l'amorce de la phase intermétallique ML6-1

Le mode BSE au MEB a été choisi dans la thèse pour sa capacité à distinguer les phases intermétalliques de la matrice. L'objectif de ce mode n'est pas d'observer le relief d'une surface, comme dans une image de fractographie. Et même si les fissures sont visibles, le nombre d'informations que l'on peut en tirer est limité. En complément, une image en mode SE (*électrons secondaires*) est également fournie. Normalement, une fissure ouverte apparaît en blanc, comme on peut le voir au-dessus de la phase intermétallique sur la Figure C.1a. Cependant, en-dessous, les mécanismes en présence semblent différents et, bien que la présence d'une fissure soit certaine, il n'est pas certain qu'elle soit ouverte. À titre de comparaison, une image de la phase intermétallique 3a est également fournie (Figure C.1b).



(a) ML6-1



(b) ML4-3a

Figure C.1 – Images MEB SE des phases intermétalliques ML6-1 et ML4-3a. Sollicitation horizontale

Annexe D

Images complémentaires sur les phases intermétalliques

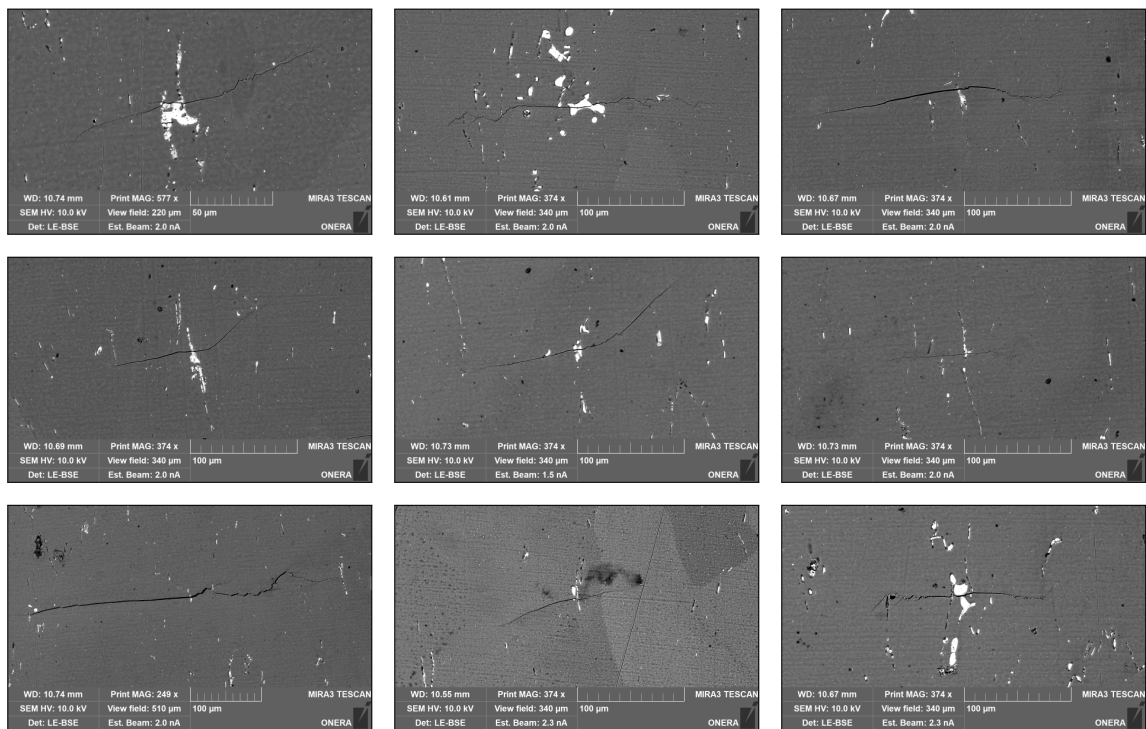


Figure D.1 – Images MEB de phases intermétalliques rompues sur la ML4 prises post-mortem. Sollicitation verticale

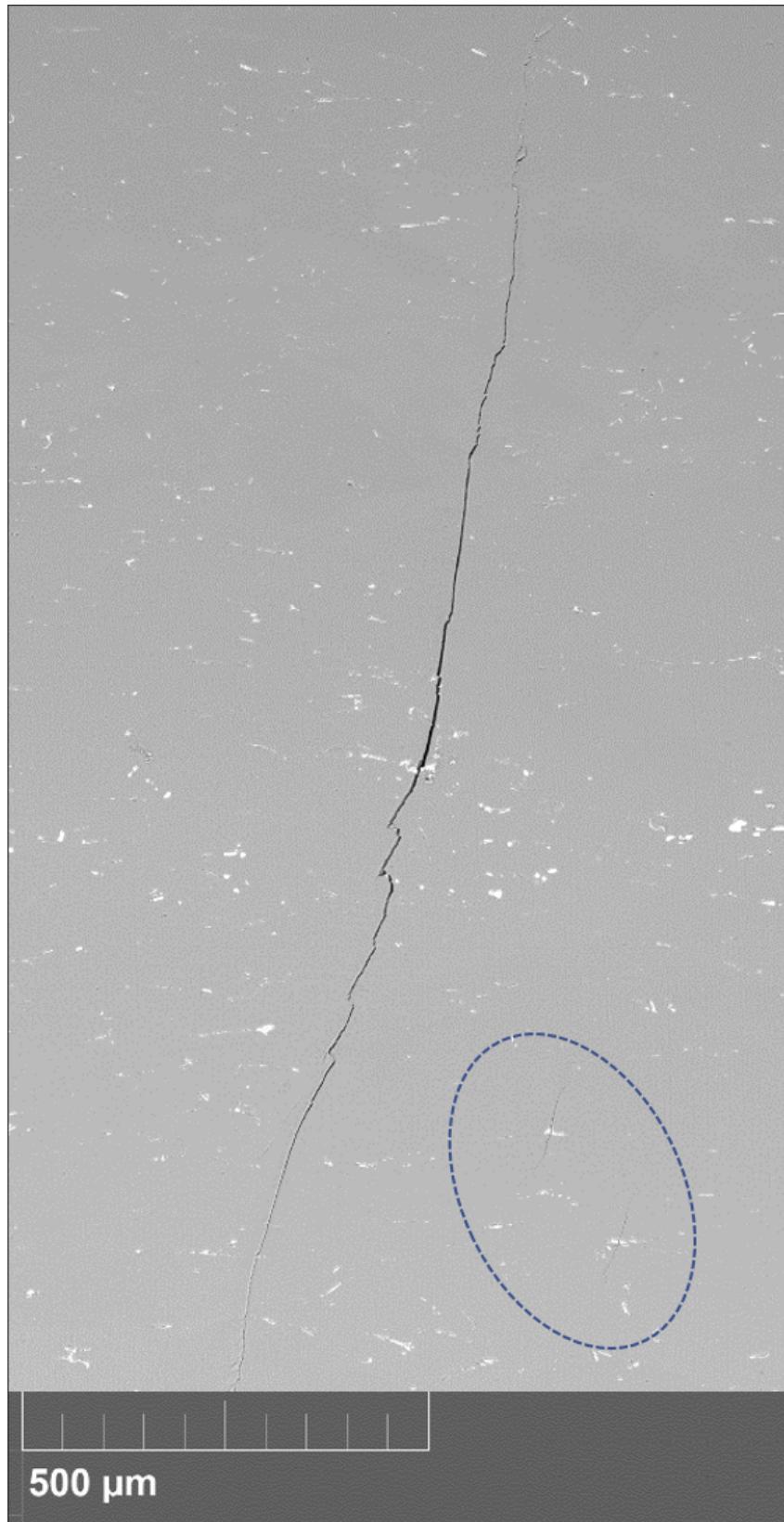
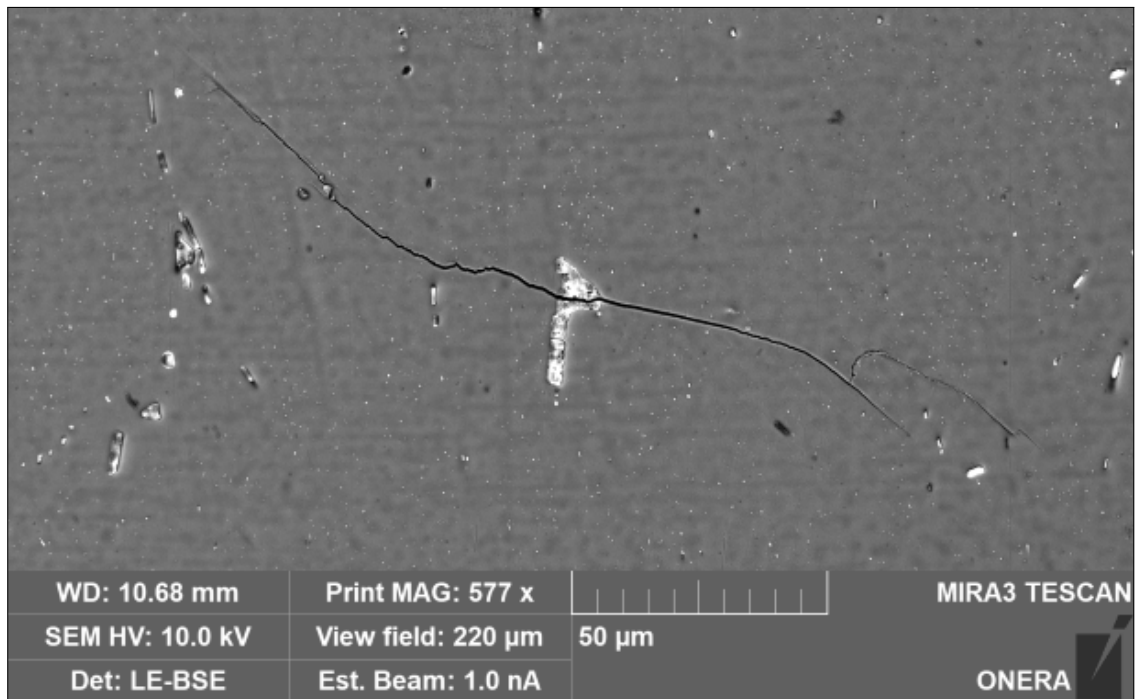
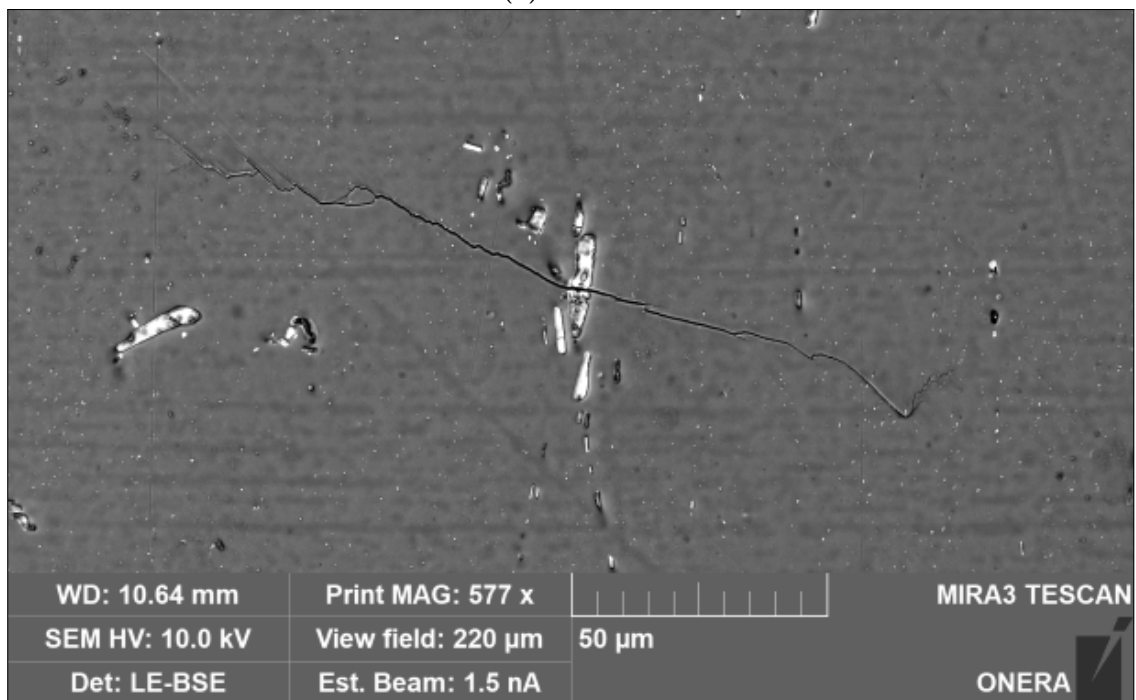


Figure D.2 – Image MEB post-mortem de la phase intermétallique ML4-1, sollicitation horizontale. La ML4-1 est au milieu, d'où part la fissure en noir, et les phases intermétalliques 3a & b sont entourées en bleu, puis présentées dans l'image suivante.



(a) ML4-3a



(b) ML4-3b

Figure D.3 – Images MEB post-mortem des phases intermétalliques 3a & b. Sollicitation verticale

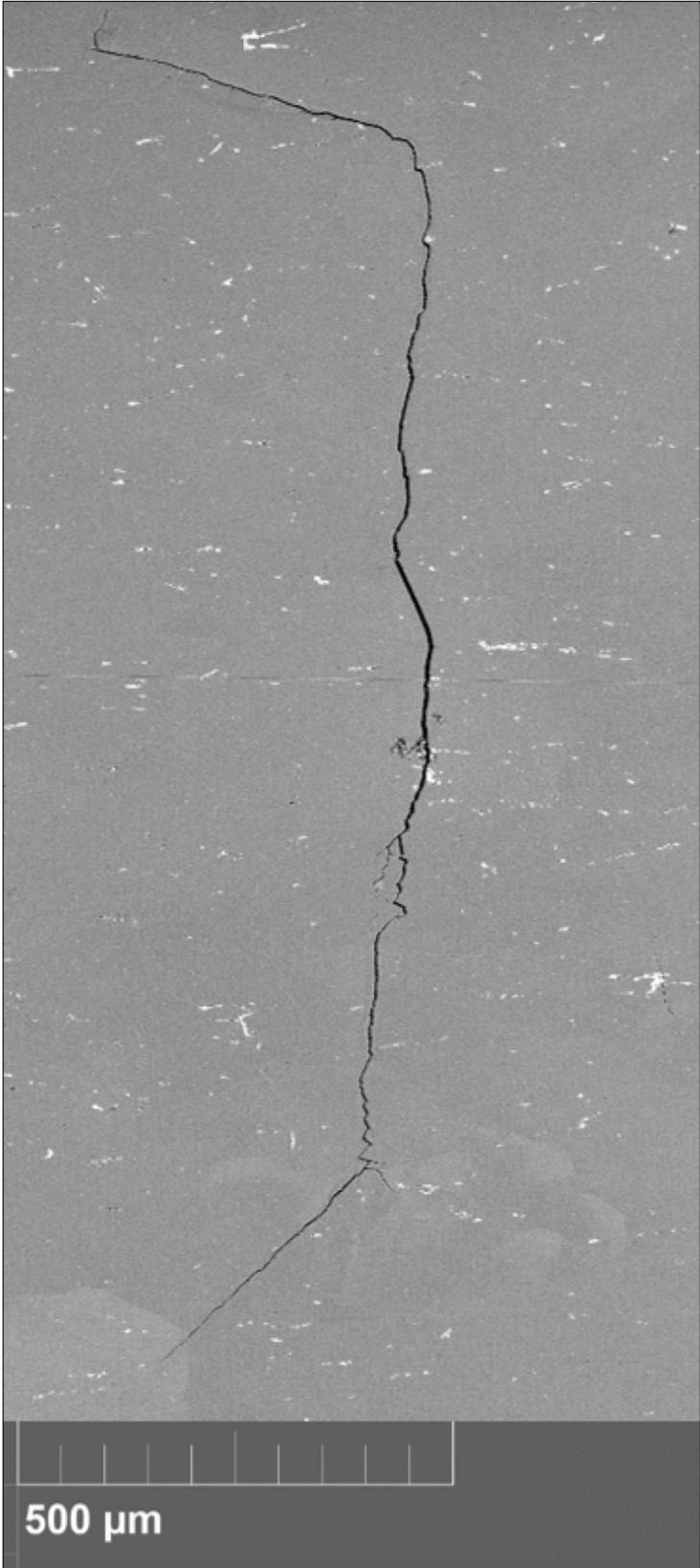


Figure D.4 – Image MEB post-mortem de la phase intermétallique ML4-2. Sollicitation horizontale

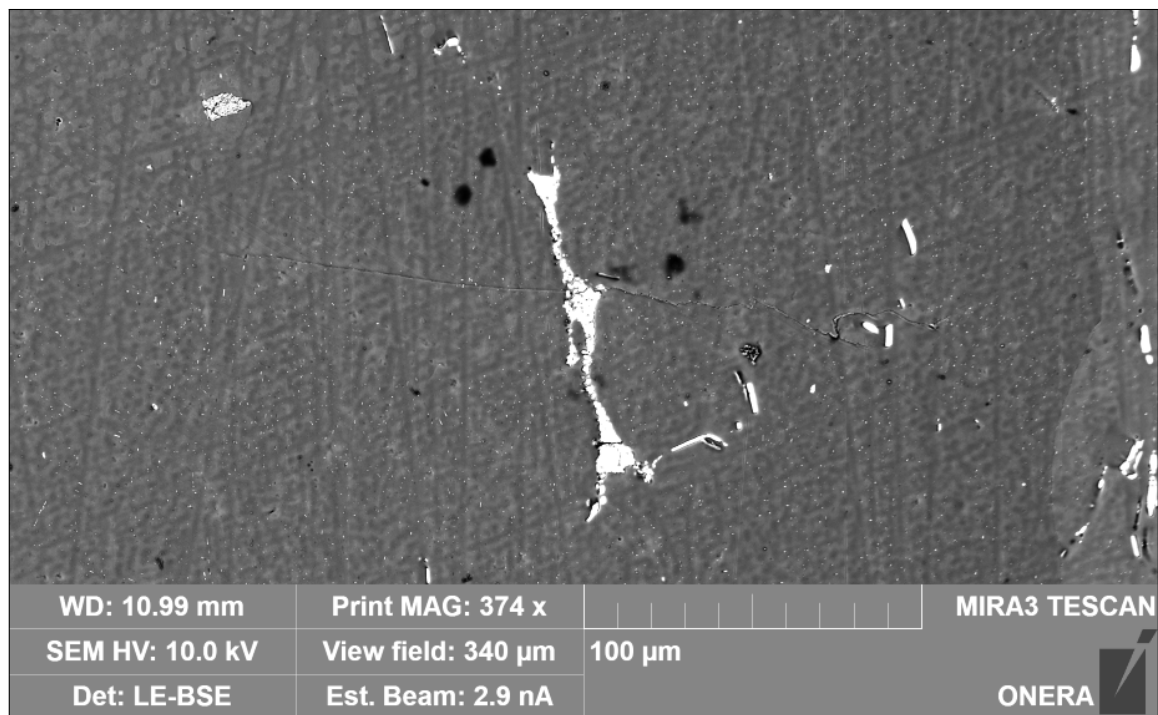


Figure D.5 – Image MEB post-mortem de la phase intermétallique ML6-1. Sollicitation verticale

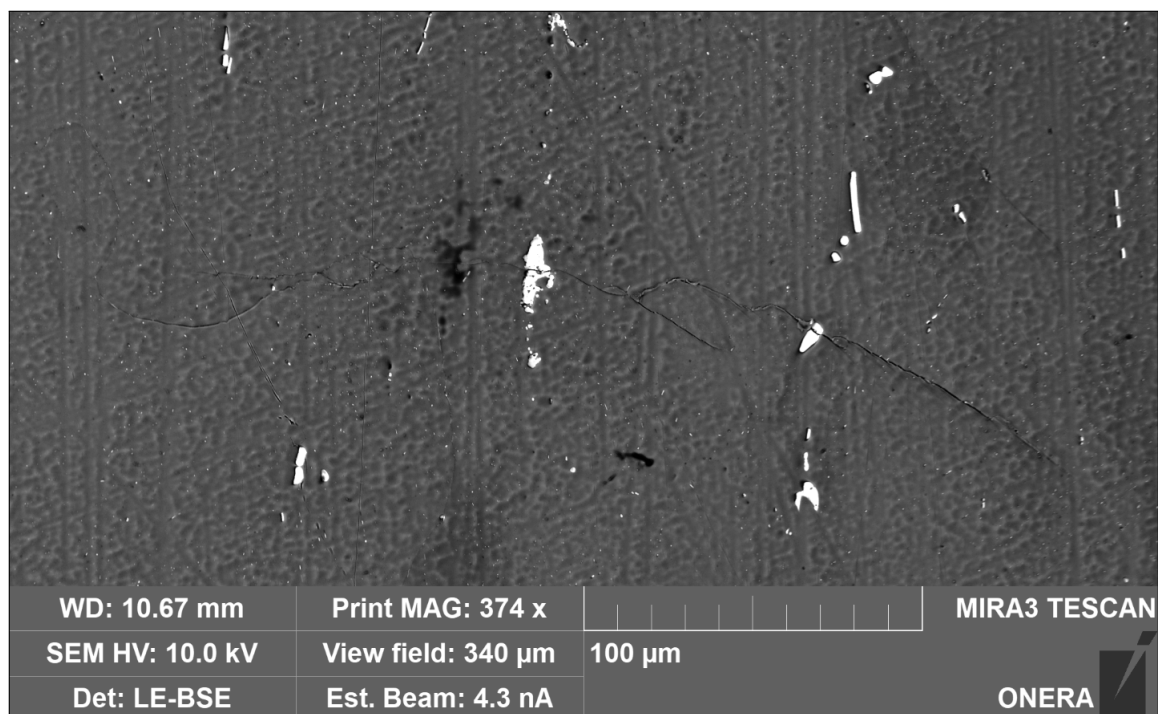


Figure D.6 – Image MEB post-mortem de la phase intermétallique ML6-2. Sollicitation verticale

Bibliographie

- [Bakavos et al., 2008] Bakavos, D., Prangnell, P., Bes, B., et Eberl, F. (2008). The effect of silver on microstructural evolution in two 2xxx series al-alloys with a high cu :mg ratio during ageing to a t8 temper. *Materials Science and Engineering : A*, 491(1) :214–223.
- [Banhart, 2008] Banhart, J. (2008). *Advanced Tomographic Methods in Materials Research and Engineering*. Oxford University Press.
- [Barbe et al., 2001a] Barbe, F., Decker, L., Jeulin, D., et Cailletaud, G. (2001a). Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. Part 1 : FE model. *International journal of plasticity*, 17(4) :513–536.
- [Barbe et al., 2001b] Barbe, F., Forest, S., et Cailletaud, G. (2001b). Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. Part 2 : Results. *International journal of plasticity*, 17(4) :537–563.
- [Berveiller et Zaoui, 1978] Berveiller, M. et Zaoui, A. (1978). An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 26(5-6) :325–344.
- [Besson et al., 2001] Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J.-L., et Forest, S. (2001). *Mécanique non linéaire des matériaux*. Hermès Science Publ.
- [Bouchedjra et al., 2018] Bouchedjra, M., Kanit, T., Boulemia, C., Amrouche, A., et El Amine Belouchrani, M. (2018). Determination of the RVE size for polycrystal metals to predict monotonic and cyclic elastoplastic behavior : Statistical and numerical approach with new criteria. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 72 :1–15.
- [Bovet et al., 2021] Bovet, C., Parret-Fréaud, A., et Gosselet, P. (2021). Two-level adaptation for Adaptive Multipreconditioned FETI. *Advances in Engineering Software*, 152 :102952.
- [Bovet et al., 2017] Bovet, C., Parret-Fréaud, A., Spillane, N., et Gosselet, P. (2017). Adaptive multipreconditioned FETI : Scalability results and robustness assessment. *Computers & Structures*, 193 :1–20.
- [Brown et Miller, 1973] Brown, M. W. et Miller, K. (1973). A theory for fatigue failure under multiaxial stress-strain conditions. *Proceedings of the Institution of Mechanical engineers*, 187(1) :745–755.
- [Buffière et al., 2008] Buffière, J.-Y., Cloetens, P., Ludwig, W., Maire, E., et Salvo, L. (2008). In Situ X-Ray Tomography Studies of Microstructural Evolution Combined with 3D Modeling . *MRS Bulletin*, 33(6) :611–619.
- [Cailletaud, 2009] Cailletaud, G. (2009). An overview of the anatomy of crystal plasticity models. *Advanced Engineering Materials*, 11 :710–716.

- [Cailletaud et Pilvin, 1994] Cailletaud, G. et Pilvin, P. (1994). Utilisation de modèles polycristallins pour le calcul par éléments finis. *Revue européenne des éléments finis*, 3(4) :515–541.
- [Castelluccio et McDowell, 2014] Castelluccio, G. M. et McDowell, D. L. (2014). A mesoscale approach for growth of 3D microstructurally small fatigue cracks in polycrystals. *International Journal of Damage Mechanics*, 23(6) :791–818.
- [Castelluccio et al., 2014] Castelluccio, G. M., Musinski, W. D., et McDowell, D. L. (2014). Recent developments in assessing microstructure-sensitive early stage fatigue of polycrystals. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 18(4) :180–187.
- [Castelluccio et al., 2016] Castelluccio, G. M., Musinski, W. D., et McDowell, D. L. (2016). Computational micromechanics of fatigue of microstructures in the hcf–vhcf regimes. *International Journal of Fatigue*, 93 :387–396.
- [Chiaruttini et al., 2013] Chiaruttini, V., Riolo, V., et Feyel, F. (2013). Advanced remeshing techniques for complex 3D crack propagation. *Icf13*, pages 547–555.
- [Cho et Bes, 2006] Cho, A. et Bes, B. (2006). Damage tolerance capability of an al-cu-mg-ag alloy(2139). *Materials Science Forum*, 519-521(PART 1) :603–608. Cited by : 45.
- [Choi et al., 2012] Choi, Y., Groeber, M., Turner, T., Dimiduk, D., Woodward, C., Uchic, M., et Parthasarathy, T. (2012). A crystal-plasticity FEM study on effects of simplified grain representation and mesh types on mesoscopic plasticity heterogeneities. *Materials Science and Engineering : A*, 553 :37–44.
- [Chowdhury et Sehitoglu, 2016] Chowdhury, P. et Sehitoglu, H. (2016). Mechanisms of fatigue crack growth—a critical digest of theoretical developments. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 39(6) :652–674.
- [Colas et al., 2019] Colas, D., Finot, E., Flouriot, S., Forest, S., Mazière, M., et Paris, T. (2019). Local Ratcheting Phenomena in the Cyclic Behavior of Polycrystalline Tantalum. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 71(8) :2586–2599.
- [Colas et al., 2021] Colas, D., Finot, E., Flouriot, S., Forest, S., Mazière, M., et Paris, T. (2021). Experimental and computational approach to fatigue behavior of polycrystalline tantalum. *Metals*, 11 :416.
- [Cormier et al., 1999] Cormier, N., Smallwood, B. S., Sinclair, G. B., et Meda, G. (1999). Aggressive submodelling of stress concentrations. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 46(6) :889–909.
- [Coudon, 2017] Coudon, F. (2017). *Comportement mécanique du superalliage base nickel à solidification dirigée DS200+ Hf*. PhD thesis, Paris Sciences et Lettres (ComUE).
- [Dang-Van, 1993] Dang-Van, K. (1993). Macro-micro approach in high-cycle multiaxial fatigue. *ASTM Special Technical Publication*, 1191 :120–120.
- [De Borst, 2003] De Borst, R. (2003). Numerical aspects of cohesive-zone models. *Engineering fracture mechanics*, 70(14) :1743–1757.
- [Delaire et al., 2000] Delaire, F., Raphanel, J., et Rey, C. (2000). Plastic heterogeneities of a copper multicrystal deformed in uniaxial tension : experimental study and finite element simulations. *Acta Materialia*, 48(5) :1075–1087.

- [Dezecot et al., 2015] Dezecot, S., Buffiere, J.-Y., Koster, A., Maurel, V., et Szmytka, F. (2015). Characterization of damage in a cast aluminum alloy during cyclic loading test at high temperature by x-ray tomography. In *Proceedings of America's Conference on Aluminum Alloys*, pages 1–12. Metallurgy and Petroleum Toronto.
- [Diard et al., 2005] Diard, O., Leclercq, S., Rousselier, G., et Cailletaud, G. (2005). Evaluation of finite element based analysis of 3d multicrystalline aggregates plasticity application to crystal plasticity model identification and the study of stress and strain fields near grain boundaries. *International Journal of Plasticity*, 21(4) :691–722.
- [Dillamore et Roberts, 1965] Dillamore, I. et Roberts, W. (1965). Preferred orientation in wrought and annealed metals. *Metallurgical Reviews*, 10(1) :271–380.
- [Dream3D, 2021] Dream3D (2021). <http://dream3d.bluequartz.net>.
- [Elber et al., 1971] Elber, W. et al. (1971). The significance of fatigue crack closure. *ASTM International West Conshohocken, PA, USA*.
- [Elices et al., 2002] Elices, M., Guinea, G., Gomez, J., et Planas, J. (2002). The cohesive zone model : advantages, limitations and challenges. *Engineering fracture mechanics*, 69(2) :137–163.
- [Eshelby, 1957] Eshelby, J. D. (1957). The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proceedings of the Royal Society A*, 241(1926) :376–396.
- [Essmann et al., 1981] Essmann, U., Gösele, U., et Mughrabi, H. (1981). A model of extrusions and intrusions in fatigued metals I. Point-defect production and the growth of extrusions. *Philosophical magazine A*, 44(2) :405–426.
- [Fatemi et Socie, 1988] Fatemi, A. et Socie, D. F. (1988). A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 11(3) :149–165.
- [Forest, 1998] Forest, S. (1998). Modeling slip, kink and shear banding in classical and generalized single crystal plasticity. *Acta materialia*, 46(9) :3265–3281.
- [Forest, 2008] Forest, S. (2008). Some links between cosserat, strain gradient crystal plasticity and the statistical theory of dislocations. *Philosophical Magazine*, 88(30-32) :3549–3563.
- [Forsyth, 1961] Forsyth, P. (1961). Some results of the examination of aluminum alloy specimen fracture surfaces. *Metal*, 63 :117–124.
- [Gammer et An, 2022] Gammer, C. et An, D. (2022). Conditions near a crack tip : Advanced experiments for dislocation analysis and local strain measurement. *MRS bulletin*, 47(8) :808–815.
- [Garg et Howe, 1991] Garg, A. et Howe, J. (1991). Convergent-beam electron diffraction analysis of the omega phase in an al-4.0 cu-0.5 mg-0.5 ag alloy. *Acta Metallurgica et Materialia*, 39(8) :1939–1946.
- [Gates et Fatemi, 2017] Gates, N. R. et Fatemi, A. (2017). On the consideration of normal and shear stress interaction in multiaxial fatigue damage analysis. *International Journal of Fatigue*, 100 :322–336.
- [Gazizov et Kaibyshev, 2016a] Gazizov, M. et Kaibyshev, R. (2016a). Kinetics and fracture behavior under cycle loading of an Al-Cu-Mg-Ag alloy. *The Physics of Metals and Metallography*, 117 :725–734.

- [Gazizov et Kaibyshev, 2016b] Gazizov, M. et Kaibyshev, R. (2016b). Low-cyclic fatigue behaviour of an Al-Cu-Mg-Ag alloy under T6 and T840 conditions. *Materials Science and Technology*, pages 1–11.
- [GIEC, 1999] GIEC (1999). L’aviation et l’atmosphère planétaire. Technical report, Groupe d’experts intergouvernemental sur l’évolution du climat.
- [Giglio, 1999] Giglio, M. (1999). Fem submodelling fatigue analysis of a complex helicopter component. *International journal of fatigue*, 21(5) :445–455.
- [Guilhem, 2011] Guilhem, Y. (2011). *Étude numérique des champs mécaniques locaux dans les agrégats polycristallins d’acier 316L sous chargement de fatigue*. Theses, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Guilhem et al., 2013] Guilhem, Y., Basseville, S., Curtit, F., Stéphan, J.-M., et Cailletaud, G. (2013). Numerical investigations of the free surface effect in three-dimensional polycrystalline aggregates. *Computational Materials Science*, 70 :150–162.
- [Gupta et Agnew, 2011] Gupta, V. K. et Agnew, S. R. (2011). Fatigue crack surface crystallography near crack initiating particle clusters in precipitation hardened legacy and modern Al–Zn–Mg–Cu alloys. *International journal of fatigue*, 33(9) :1159–1174.
- [Halliday et al., 2003] Halliday, M., Cooper, C., Poole, P., et Bowen, P. (2003). On predicting small fatigue crack growth and fatigue life from long crack data in 2024 aluminium alloy. *International Journal of fatigue*, 25(8) :709–718.
- [Hershey, 1954] Hershey, A. (1954). The elasticity of an isotropic aggregate of anisotropic cubic crystals. *Journal of Applied Mechanics*, 21(3) :236–240.
- [Hill, 1965] Hill, R. (1965). Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 13(2) :89–101.
- [Hochhalter et al., 2011] Hochhalter, J., Littlewood, D., Veilleux, M., Bozek, J., Maniatty, A., Rollett, A., et Ingraffea, A. (2011). A geometric approach to modeling micro-structurally small fatigue crack formation : III. Development of a semi-empirical model for nucleation. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 19(3) :035008.
- [Hosdez, 2017] Hosdez, J. (2017). *Fissuration par fatigue de fontes à graphite sphéroïdal et vermiculaire : caractérisation des effets de la plasticité et d’un vieillissement thermique*. PhD thesis, Centrale Lille.
- [Hurtalová et al., 2015] Hurtalová, L., Tillová, E., Chalupová, M., et Belan, J. (2015). Morphology of intermetallic phases in Al-Si cast alloys and their fracture behavior.
- [Hutchinson, 1976] Hutchinson, J. W. (1976). Bounds and self-consistent estimates for creep of polycrystalline materials. *Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences*, 348(1652) :101–127.
- [Irwin, 1957] Irwin, G. R. (1957). Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *American Society of Mechanical Engineers*.
- [JF Thomas Jr, Joseph Francis, 1968] JF Thomas Jr, Joseph Francis (1968). Third-order elastic constants of aluminum. *Physical Review*, 175(3) :955.
- [Kanit et al., 2003] Kanit, T., Forest, S., Galliet, I., Mounoury, V., et Jeulin, D. (2003). Determination of the size of the representative volume element for random composites : statistical and numerical approach. *International Journal of solids and structures*, 40(13-14) :3647–3679.

- [Kanth et al., 2019] Kanth, S. A., Lone, A. S., Harmain, G., et Jameel, A. (2019). Elastic plastic crack growth by XFEM : a review. *Materials Today : Proceedings*, 18 :3472–3481.
- [Krupp et al., 2007] Krupp, U., Düber, O., Christ, H.-J., Künkler, B., Köster, P., et Fritzen, C.-P. (2007). Propagation mechanisms of microstructurally short cracks—factors governing the transition from short-to long-crack behavior. *Materials Science and Engineering : A*, 462(1-2) :174–177.
- [Kröner, 1958] Kröner, E. (1958). Berechnung der elastischen konstanten des vielkristalls aus den konstanten des einkristalls. *Z. Physik*, 151 :504–518.
- [Kung et Fine, 1979] Kung, C. et Fine, M. (1979). Fatigue crack initiation and microcrack growth in 2024-T4 and 2124-T4 aluminum alloys. *Metallurgical Transactions A*, 10 :603–610.
- [Levkovitch et al., 2005] Levkovitch, V., Sievert, R., et Svendsen, B. (2005). Application of extended crystal plasticity to the modeling of glide and kink bands and of crack opening in single crystals. *Computational materials science*, 32(3-4) :426–434.
- [Lewis et al., 2008] Lewis, A. C., Jordan, K., et Geltmacher, A. (2008). Determination of critical microstructural features in an austenitic stainless steel using image-based finite element modeling. *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, 39 A(5) :1109 – 1117.
- [Li, 2015] Li, J. (2015). *Numerical simulation of fatigue crack propagation in real polycrystals imaged by X ray tomography*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Li et al., 2014] Li, J., Proudhon, H., Roos, A., Chiaruttini, V., et Forest, S. (2014). Crystal plasticity finite element simulation of crack growth in single crystals. *Computational Materials Science*, 94 :191–197. IWCMM23 Special Issue.
- [Liu et al., 2021] Liu, R., Sun, D., Hou, J., Liu, F., et Li, Q. (2021). Fatigue life analysis of wind turbine gear with oxide inclusion. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 44(3) :776–787.
- [Long et Dunne, 2023] Long, D. J. et Dunne, F. P. (2023). On the mechanistic driving force for short fatigue crack path. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 179 :105368.
- [Lours, 2014] Lours, P. (2014). Description des différents types de chargement en fatigue. École des mines d’Albi-Carmaux.
- [Martin, 2012] Martin, G. (2012). *Simulation numérique multi-échelles du comportement mécanique des alliages de titane bêta-métastable Ti5553 et Ti17*. PhD thesis, Ecole nationale supérieure des Mines de Paris.
- [McDowell et Dunne, 2010] McDowell, D. et Dunne, F. (2010). Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation. *International Journal of Fatigue*, 32(9) :1521–1542. Emerging Frontiers in Fatigue.
- [Miller, 1987] Miller, K. (1987). The behaviour of short fatigue cracks and their initiation. Part II-a general summary. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 10(2) :93–113.
- [Morgeneyer et al., 2009] Morgeneyer, T., Besson, J., Proudhon, H., Starink, M., et Sinclair, I. (2009). Experimental and numerical analysis of toughness anisotropy in aa2139 al-alloy sheet. *Acta Materialia*, 57 :3902–3915.

- [Morris et al., 1976] Morris, W., Buck, O., et Marcus, H. (1976). Fatigue crack initiation and early propagation in Al 2219-T851. *Metallurgical Transactions A*, 7 :1161–1165.
- [Morris et James, 1980] Morris, W. et James, M. (1980). Statistical aspects of fatigue crack nucleation from particles. *Metallurgical Transactions A*, 11 :850–851.
- [Mughrabi et al., 1983] Mughrabi, H., Wang, R., Differt, K., et Essmann, U. (1983). Fatigue crack initiation by cyclic slip irreversibilities in high-cycle fatigue. In *Fatigue Mechanisms : Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage : A Conference ; ASTM International : West Conshohocken, PA, USA*, volume 811, page 1.
- [Musienko et al., 2007] Musienko, A., Tatschl, A., Schmidegg, K., Kolednik, O., Pippan, R., et Cailletaud, G. (2007). Three-dimensional finite element simulation of a polycrystalline copper specimen. *Acta Materialia*, 55(12) :4121–4136.
- [Méric et al., 1991] Méric, L., Poubanne, P., et Cailletaud, G. (1991). Single Crystal Modeling for Structural Calculations : Part 1—Model Presentation. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 113(1) :162–170.
- [Neper, 2022] Neper (2022). <https://neper.info/index.html>.
- [N’Guyen, 2014] N’Guyen, F. (2014). *Morphologie mathématique appliquée au développement d’outils de maillage EF automatiques dans le cas de microstructures hétérogènes bi et multiphasées*. PhD thesis, Lille 1.
- [Nizery, 2015] Nizery, E. (2015). *Amorçage et propagation des fissures de fatigue dans les alliages d’aluminium 2050-T8 et 7050-T7451*. PhD thesis, Lyon, INSA.
- [Nygårds, 2003] Nygårds, M. (2003). Number of grains necessary to homogenize elastic materials with cubic symmetry. *Mechanics of Materials*, 35(11) :1049–1057.
- [Paris et Erdogan, 1963] Paris, P. et Erdogan, F. (1963). A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering*, 85(4) :528–533.
- [Pearson, 1975] Pearson, S. (1975). Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, 7(2) :235–247.
- [Peirce et al., 1982] Peirce, D., Asaro, R., et Needleman, A. (1982). An analysis of nonuniform and localized deformation in ductile single crystals. *Acta metallurgica*, 30(6) :1087–1119.
- [Pilvin, 1994] Pilvin, P. (1994). The contribution of micromechanical approaches to the modelling of inelastic behaviour of polycrystals. In *Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue*, volume 1, pages 31–46.
- [Proudhon, 2005] Proudhon, H. (2005). *Identification des mécanismes de fissuration dans un alliage d’aluminium sollicité en fretting et en fatigue*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.
- [Proudhon et al., 2017] Proudhon, H., Li, J., Ludwig, W., Roos, A., et Forest, S. (2017). Simulation of short fatigue crack propagation in a 3D experimental microstructure. *Advanced Engineering Materials*, 19(8) :1600721.
- [Proudhon et al., 2016] Proudhon, H., Li, J., Wang, F., Roos, A., Chiaruttini, V., et Forest, S. (2016). 3D simulation of short fatigue crack propagation by finite element crystal plasticity and remeshing. *International Journal of fatigue*, 82 :238–246.

- [Przybyla et al., 2010] Przybyla, C., Prasannavenkatesan, R., Salajegheh, N., et McDowell, D. L. (2010). Microstructure-sensitive modeling of high cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, 32(3) :512–525. Symposium on Competing Failure Modes and Variability in Fatigue.
- [Przybyla et McDowell, 2011] Przybyla, C. P. et McDowell, D. L. (2011). Simulated microstructure-sensitive extreme value probabilities for high cycle fatigue of duplex ti-6al-4v. *International Journal of Plasticity*, 27(12) :1871–1895.
- [Qian et Fatemi, 1996] Qian, J. et Fatemi, A. (1996). Mixed mode fatigue crack growth : a literature survey. *Engineering fracture mechanics*, 55(6) :969–990.
- [Quey et al., 2011] Quey, R., Dawson, P., et Barbe, F. (2011). Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method : Generation, meshing and remeshing. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 200(17-20) :1729–1745.
- [Quey et Renversade, 2017] Quey, R. et Renversade, L. (2017). Optimal polyhedral description of 3D polycrystals : method and application to statistical and synchrotron X-ray diffraction data. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 330 :308–333.
- [Rice et Thomson, 1974] Rice, J. R. et Thomson, R. (1974). Ductile versus brittle behaviour of crystals. *The Philosophical Magazine : A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 29(1) :73–97.
- [Roters et al., 2010] Roters, F., Eisenlohr, P., Hantcherli, L., Tjahjanto, D. D., Bieler, T. R., et Raabe, D. (2010). Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling : Theory, experiments, applications. *Acta materialia*, 58(4) :1152–1211.
- [Rowenhorst et al., 2006] Rowenhorst, D., Gupta, A., Feng, C., et Spanos, G. (2006). 3d crystallographic and morphological analysis of coarse martensite : Combining ebsd and serial sectioning. *Scripta Materialia*, 55 :11–16.
- [Saillard, 2018] Saillard, R. (2018). *Tenue en corrosion de l'alliage d'aluminium 2024 revêtu d'une couche de conversion au chrome trivalent - Influence de l'état microstructural*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Toulouse.
- [Santecchia et al., 2016] Santecchia, E., Hamouda, A., Musharavati, F., Zalnezhad, E., Cabibbo, M., El Mehtedi, M., Spigarelli, S., et al. (2016). A review on fatigue life prediction methods for metals. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2016.
- [Sauzay et Jourdan, 2006] Sauzay, M. et Jourdan, T. (2006). Polycrystalline microstructure, cubic elasticity, and nucleation of high-cycle fatigue cracks. *International journal of fracture*, 141(3-4) :431–446.
- [Saylor et al., 2004] Saylor, D. M., Fridy, J., El-Dasher, B. S., Jung, K.-Y., et Rollett, A. D. (2004). Statistically representative three-dimensional microstructures based on orthogonal observation sections. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35 :1969–1979.
- [Schäef et al., 2011] Schäef, W., Marx, M., Vehoff, H., Heckl, A., et Randelzhofer, P. (2011). A 3-D view on the mechanisms of short fatigue cracks interacting with grain boundaries. *Acta Materialia*, 59(5) :1849–1861.
- [Serrano, 2020] Serrano, P. (2020). *Modélisation multi-échelles du comportement mécanique des alliages TiAl pour la prévision de leur tenue en fatigue*. Theses, Université Paul Sabatier - Toulouse III.

- [Shah et Tarfaoui, 2016] Shah, O. R. et Tarfaoui, M. (2016). The identification of structurally sensitive zones subject to failure in a wind turbine blade using nodal displacement based finite element sub-modeling. *Renewable Energy*, 87 :168–181.
- [Sigler et al., 1983] Sigler, D., Montpetit, M. C., et Haworth, W. (1983). Metallography of fatigue crack initiation in an overaged high-strength aluminum alloy. *Metallurgical Transactions A*, 14 :931–938.
- [Sih et Barthelemy, 1980] Sih, G. et Barthelemy, B. (1980). Mixed mode fatigue crack growth predictions. *Engineering Fracture Mechanics*, 13(3) :439–451.
- [Simmons et Wang, 1971] Simmons, G. et Wang, H. (1971). Single crystal elastic constants and calculated aggregate properties : a handbook.
- [So et al., 2021] So, H., Won, S.-J., Park, J., Oh, S. J., Kang, L., et Kim, K.-H. (2021). Mechanical properties and microstructural evolution in al-cu-mg-ag alloy with a cuxmgx/10 content. *Materials Science and Engineering : A*, 824 :141573.
- [Suresh, 1983] Suresh, S. (1983). Crack deflection : implications for the growth of long and short fatigue cracks. *Metallurgical Transactions A*, 14 :2375–2385.
- [Susmel et al., 2013] Susmel, L., Askes, H., Bennett, T., et Taylor, D. (2013). Theory of critical distances versus gradient mechanics in modelling the transition from the short to long crack regime at the fatigue limit. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 36(9) :861–869.
- [Taira et al., 1978] Taira, S., Tanaka, K., et Nakai, Y. (1978). A model of crack-tip slip band blocked by grain boundary. *Mechanics Research Communications*, 5(6) :375–381.
- [Tanaka et al., 1986] Tanaka, K., Akiniwa, Y., Nakai, Y., et Wei, R. (1986). Modelling of small fatigue crack growth interacting with grain boundary. *Engineering Fracture Mechanics*, 24(6) :803–819.
- [Wang et Brown, 1993] Wang, C. et Brown, M. (1993). A path-independent parameter for fatigue under proportional and non-proportional loading. *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, 16(12) :1285–1297.
- [Warner, 2006] Warner, T. (2006). Recently-developed aluminium solutions for aerospace applications. In *Aluminium Alloys 2006 - ICAA10*, volume 519 of *Materials Science Forum*, pages 1271–1278. Trans Tech Publications Ltd.
- [Weber et al., 1999] Weber, B., Kenmeugne, B., Clement, J., et Robert, J. (1999). Improvements of multiaxial fatigue criteria computation for a strong reduction of calculation duration. *Computational Materials Science*, 15(4) :381–399.
- [Weiland et Hirsch, 1991] Weiland, H. et Hirsch, J. (1991). Microstructure and local texture in hot rolled aluminum. *Textures and Microstructures*, 14.
- [Wu et al., 1993] Wu, X., Koul, A., et Krausz, A. (1993). A transgranular fatigue crack growth model based on restricted slip reversibility. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 24 :1373–1380.
- [Zeghadi et al., 2007] Zeghadi, A., Forest, S., Gourgues, A.-F., et Bouaziz, O. (2007). Ensemble averaging stress-strain fields in polycrystalline aggregates with a constrained surface microstructure—Part 2 : Crystal plasticity. *Philosophical Magazine*, 87(8-9) :1425–1446.

- [Zhai et al., 2000] Zhai, T.-g., Wilkinson, A., et Martin, J. (2000). A crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries. *Acta materialia*, 48(20) :4917–4927.
- [Zhang et al., 2015] Zhang, K.-S., Ju, J. W., Li, Z., Bai, Y.-L., et Brocks, W. (2015). Micromechanics based fatigue life prediction of a polycrystalline metal applying crystal plasticity. *Mechanics of Materials*, 85 :16–37.
- [Zhao et al., 2008] Zhao, Z., Ramesh, M., Raabe, D., Cuitiño, A., et Radovitzky, R. (2008). Investigation of three-dimensional aspects of grain-scale plastic surface deformation of an aluminum oligocrystal. *International Journal of Plasticity*, 24(12) :2278–2297.
- [Zset, 2021] Zset (2021). <http://www.zset-software.com>.

RÉSUMÉ

Dans le domaine aéronautique, un défi majeur réside dans l'optimisation du dimensionnement des pièces en tenant compte de leur durée de vie en fatigue. Les phénomènes de fatigue dans les structures métalliques, comme celles du fuselage en aluminium 2139, dépendent de la microstructure. Cependant, comprendre et modéliser ces phénomènes à une échelle aussi fine est coûteux. Jusqu'à présent, l'endommagement des pièces, défini par l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue, est pris en compte seulement à l'échelle macroscopique : cela sous-estime la durée de vie des pièces, entraînant un surdimensionnement et des essais coûteux.

D'une part, sur le plan expérimental, le comportement mécanique du 2139 sous chargement monotone à l'échelle microscopique et sous chargement cyclique à l'échelle macroscopique est bien compris. Cependant, le comportement de cet alliage sous chargement cyclique et à l'échelle microscopique n'est pas documenté. D'autre part, de nombreuses méthodes numériques ont été développées pour prédire l'amorçage de fissures de fatigue. Les Fatigue Indicator Parameters (FIPs) offrent une approche économique et facile à implémenter, mais il n'y a pas de consensus sur le FIP le plus pertinent. De plus, bien que des méthodes existent pour modéliser la propagation de fissures dans les polycristaux, il n'y a pas de méthode unique utilisant les FIPs pour modéliser à la fois l'amorçage et la propagation de fissures.

Ainsi, cette thèse vise à développer une méthode pour modéliser l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue à l'échelle de la microstructure. Pour appliquer cette méthode au cas du 2139, divers outils ont été utilisés, notamment des simulations par éléments finis avec Z-set. Le zoom structural a permis de modéliser les phases intermétalliques, sites d'amorçage des fissures de fatigue, et le module de remaillage adaptatif Z-cracks a été employé pour modéliser l'amorçage et la propagation de fissures dans l'alliage. Une campagne expérimentale a également permis de caractériser le comportement cyclique de l'alliage pour les simulations, et grâce à la microscopie optique et électronique il a été possible de suivre l'amorçage et la propagation de fissures en surface à l'échelle de quelques microns.

MOTS CLÉS

microstructure, phases intermétalliques, fatigue, plasticité cristalline, alliage d'aluminium, fissure courte

ABSTRACT

In the aeronautical field, a major challenge lies in optimizing the sizing of components, taking into account their fatigue life. Fatigue phenomena in metallic structures, such as those in the Aluminum 2139 fuselage, depend on microstructure. However, understanding and modeling these phenomena at such a fine scale are expensive. So far, fatigue damage, defined by the initiation and propagation of fatigue cracks, is only considered at the macroscopic scale; this underestimates the life of components, leading to oversizing and expensive testing.

On one hand, experimentally, the mechanical behavior of 2139 under monotonic loading at the microscopic scale and cyclic loading at the macroscopic scale is well understood. However, the behavior of this alloy under both cyclic loading and at the microscopic scale is not documented. On the other hand, numerous numerical methods have been developed to predict the initiation of fatigue cracks. Fatigue Indicator Parameters (FIPs) offer an economical and easy-to-implement approach; but there is no consensus on the most relevant FIP. Moreover, although methods exist to model crack propagation in polycrystalline materials, there is no single method using FIPs to model both crack initiation and propagation.

Thus, this thesis aims to develop a method to model the initiation and propagation of fatigue cracks at the microstructure scale. To apply this method to the case of 2139, various tools have been used, including finite element simulations with Z-set. The structural zoom has been used to model intermetallic phases, sites of crack initiation, and the adaptive remeshing module Z-cracks has been employed to model crack initiation and propagation in the alloy. An experimental campaign has also characterized the cyclic behavior of the alloy for simulations, and with optical and electron microscopy, it has been possible to track crack initiation and propagation on the surface at the scale of a few microns.

KEYWORDS

microstructure, intermetallic particles, fatigue damage, crystal plasticity, aluminium alloy, short crack

RÉSUMÉ

Dans le domaine aéronautique, un défi majeur réside dans l'optimisation du dimensionnement des pièces en tenant compte de leur durée de vie en fatigue. Les phénomènes de fatigue dans les structures métalliques, comme celles du fuselage en aluminium 2139, dépendent de la microstructure. Cependant, comprendre et modéliser ces phénomènes à une échelle aussi fine est coûteux. Jusqu'à présent, l'endommagement des pièces, défini par l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue, est pris en compte seulement à l'échelle macroscopique : cela sous-estime la durée de vie des pièces, entraînant un surdimensionnement et des essais coûteux.

D'une part, sur le plan expérimental, le comportement mécanique du 2139 sous chargement monotone à l'échelle microscopique et sous chargement cyclique à l'échelle macroscopique est bien compris. Cependant, le comportement de cet alliage sous chargement cyclique et à l'échelle microscopique n'est pas documenté. D'autre part, de nombreuses méthodes numériques ont été développées pour prédire l'amorçage de fissures de fatigue. Les Fatigue Indicator Parameters (FIPs) offrent une approche économique et facile à implémenter, mais il n'y a pas de consensus sur le FIP le plus pertinent. De plus, bien que des méthodes existent pour modéliser la propagation de fissures dans les polycristaux, il n'y a pas de méthode unique utilisant les FIPs pour modéliser à la fois l'amorçage et la propagation de fissures.

Ainsi, cette thèse vise à développer une méthode pour modéliser l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue à l'échelle de la microstructure. Pour appliquer cette méthode au cas du 2139, divers outils ont été utilisés, notamment des simulations par éléments finis avec Z-set. Le zoom structural a permis de modéliser les phases intermétalliques, sites d'amorçage des fissures de fatigue, et le module de remaillage adaptatif Z-cracks a été employé pour modéliser l'amorçage et la propagation de fissures dans l'alliage. Une campagne expérimentale a également permis de caractériser le comportement cyclique de l'alliage pour les simulations, et grâce à la microscopie optique et électronique il a été possible de suivre l'amorçage et la propagation de fissures en surface à l'échelle de quelques microns.

MOTS CLÉS

microstructure, phases intermétalliques, fatigue, plasticité cristalline, alliage d'aluminium, fissure courte

ABSTRACT

In the aeronautical field, a major challenge lies in optimizing the sizing of components, taking into account their fatigue life. Fatigue phenomena in metallic structures, such as those in the Aluminum 2139 fuselage, depend on microstructure. However, understanding and modeling these phenomena at such a fine scale are expensive. So far, fatigue damage, defined by the initiation and propagation of fatigue cracks, is only considered at the macroscopic scale; this underestimates the life of components, leading to oversizing and expensive testing.

On one hand, experimentally, the mechanical behavior of 2139 under monotonic loading at the microscopic scale and cyclic loading at the macroscopic scale is well understood. However, the behavior of this alloy under both cyclic loading and at the microscopic scale is not documented. On the other hand, numerous numerical methods have been developed to predict the initiation of fatigue cracks. Fatigue Indicator Parameters (FIPs) offer an economical and easy-to-implement approach; but there is no consensus on the most relevant FIP. Moreover, although methods exist to model crack propagation in polycrystalline materials, there is no single method using FIPs to model both crack initiation and propagation.

Thus, this thesis aims to develop a method to model the initiation and propagation of fatigue cracks at the microstructure scale. To apply this method to the case of 2139, various tools have been used, including finite element simulations with Z-set. The structural zoom has been used to model intermetallic phases, sites of crack initiation, and the adaptive remeshing module Z-cracks has been employed to model crack initiation and propagation in the alloy. An experimental campaign has also characterized the cyclic behavior of the alloy for simulations, and with optical and electron microscopy, it has been possible to track crack initiation and propagation on the surface at the scale of a few microns.

KEYWORDS

microstructure, intermetallic particles, fatigue damage, crystal plasticity, aluminium alloy, short crack