HAL
open science

Interaction entre défaut de surface et taille de grain en fatigue à grand nombre de cycles : approche expérimentale et numérique sur un fer pur Armco

Matthieu Vincent

To cite this version:

Matthieu Vincent. Interaction entre défaut de surface et taille de grain en fatigue à grand nombre de cycles : approche expérimentale et numérique sur un fer pur Armco. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechique - Poitiers, 2018. Français. NNT : 2018ESMA0018 . tel-02082516

HAL Id: tel-02082516

https://theses.hal.science/tel-02082516v1

Submitted on 28 Mar 2019

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

Pour l'obtention du Grade de

DOCTEUR DE L'ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DE MÉCANIQUE ET D'AÉROTECHNIQUE

(Diplôme National – Arrêté du 25 mai 2016)

École Doctorale :
Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Énergétique et Aéronautique

Secteur de Recherche :
Mécanique des Solides, des Matériaux, des Structures et des Surfaces

Présentée par :

Matthieu VINCENT

* * * * * * * * * * * * * * * * * * * *

Interaction entre défaut de surface et taille de grain en fatigue à grand nombre de cycles : approche expérimentale et numérique sur un fer pur Armco

* * * * * * * * * * * * * * * * * * * *

Directeur de thèse : Yves NADOT

Co-directeurs de thèse : Carole NADOT-MARTIN et André DRAGON

* * * * * * * * * * * * * * * * * * * *

Soutenue le 18 décembre 2018

devant la Commission d'Examen

* * * * * * * * * * * * * * * * * * * *

JURY

Président :	
Nicolas SAINTIER	Professeur, I2M, Arts et Métiers ParisTech, Bordeaux
Rapporteurs :	
Franck MOREL	Professeur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech, Angers
Nicolas SAINTIER	Professeur, I2M, Arts et Métiers ParisTech, Bordeaux
Membres du jury :	
Yves NADOT	Professeur, Institut Pprime, ISAE-ENSMA, Poitiers
Carole NADOT-MARTIN	Professeur, Institut Pprime, ISAE-ENSMA, Poitiers

Le travail de recherche présenté dans ce manuscrit a été réalisé au sein du Département de Physique et Mécanique des Matériaux de l'Institut Pprime (ISAE-ENSMA). Je tiens à adresser mes remerciements à tous ceux qui ont contribué, d'une manière ou d'une autre, à l'élaboration de cette étude.

Je tiens à remercier Franck Morel et Nicolas Saintier de l'intérêt qu'ils ont porté pour mes travaux, en assurant les rôles de rapporteurs. Leur lecture du manuscrit et leurs questions pertinentes ont mené à des échanges constructifs au cours de la soutenance.

Je remercie Yves Nadot, Carole Nadot-Martin et André Dragon pour leur encadrement, leur soutien et leurs conseils dans ce travail de recherche. Cette expérience m'a permis de découvrir le monde de la recherche et de mieux me positionner dans mon projet professionnel.

Je remercie mes deux stagiaires, Bastien Noirbent et Diop El Hadji Diadji, pour leur contribution dans la partie expérimentale de ce travail, Loïc Signor et Julien Genée pour leur aide au niveau de la partie numérique, et Damien Halm pour son soutien en vue de la soutenance.

Je tiens également à remercier les membres de l'équipe technique du laboratoire, que cela soit au niveau de l'atelier, du hall expérimental ou du mésocentre de calcul, ainsi que les membres du service administratif et informatique.

Je remercie les doctorants du laboratoire, et en particulier mes collègues de bureau, pour l'environnement de travail agréable durant cette étude.

« La réussite appartient à tout le monde.
C'est au travail d'équipe qu'en revient le mérite. »
Franck Piccard

Sommaire

Introduction et contexte de l'étude **1**

1 Élaboration et caractérisation de la microstructure de fer Armco **3**
1.1 Présentation du matériau et caractérisation microstructurale 3
1.1.1 Choix du matériau 3
1.1.2 Caractérisation de la taille de grain de la barre brute 5
1.1.3 Élaboration d'une microstructure à gros grains 6
1.1.4 Variation de la taille de grain sur la barre brute 7
1.1.5 Variation de la taille de grain sur la barre pré-écrouie 10
1.1.6 Bilan 14
1.2 Données expérimentales de référence sur le matériau sans défaut 15
1.2.1 Préparation des éprouvettes de traction et d'endurance 15
1.2.2 Essais de traction en monotone 16
1.2.3 Essais d'endurance 21
1.2.4 Bilan 25
1.3 Conclusion 25

2 Étude de l'influence du défaut introduit dans la microstructure de fer Armco sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles **27**
2.1 Introduction de défauts géométriques de surface calibrés 27
2.1.1 Choix de l'usinage par électro-érosion 27
2.1.2 Procédure de calibration 28
2.1.3 Influence de l'usinage par électro-érosion sur la tenue en fatigue . . . 32
2.1.4 Bilan 34
2.2 Influence de la taille de défaut sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles 34
2.2.1 Diagramme de Wöhler Σ_a-N avec défauts 34
2.2.2 Diagramme de Kitagawa Σ_D-D 36
2.3 Influence du rapport taille de défaut / taille de grain sur la tenue en fatigue : diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ 38
2.4 Conclusion 44

3 Simulation numérique sur des microstructures synthétiques de fer Armco **45**
3.1 Modélisation par Éléments Finis d'agrégats polycristallins 45
3.1.1 Choix d'une modélisation explicite d'agrégats polycristallins 45
3.1.2 Géométrie de l'agrégat et des grains 47
3.1.3 Matériau 52
3.1.4 Conditions aux limites et chargement 55

3.1.5 Maillage 60
3.1.6 Réponse mécanique locale sur un cycle de chargement 65
3.1.7 Champs mécaniques locaux : résultats et discussion 68
3.1.8 Mise en œuvre de l'étude statistique 70
3.2 Analyse de la réponse mécanique à l'échelle mésoscopique 72
3.2.1 Paramètre indicateur de fatigue (FIP) à l'échelle mésoscopique . . . 72
3.2.2 Identification du paramètre α de la contrainte de Crossland 73
3.2.3 Discussion de la sensibilité à la microstructure 75
3.2.4 Détermination du seuil mésoscopique $\widetilde{\beta}_{meso}$ à l'aide de la loi des valeurs extrêmes généralisées (GEV) 76
3.2.5 Discussion de la sensibilité à la taille de défaut 79
3.2.6 Prédiction du critère de fatigue mésoscopique via la simulation du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ 82
3.2.7 Modification du FIP par la prise en compte des hétérogénéités intragranulaires 90
3.3 Conclusion 95

Conclusion et perspectives **97**

Bibliographie **108**

A Paramètres d'usinage des éprouvettes de fer Armco **109**

B Résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur le fer Armco de l'étude **111**

Liste des figures **116**

Liste des tableaux **118**

Introduction et contexte de l'étude

Le dimensionnement en fatigue des pièces métalliques moulées est fortement lié au procédé de fonderie. Le concepteur doit parvenir à un compromis entre la résistance en fatigue du composant et la taille admissible du défaut qui est inhérent au procédé de fabrication. Afin de réaliser cette optimisation, un critère qui prend en compte l'influence du défaut sur la tenue en fatigue est nécessaire. De nombreuses approches ont été proposées afin d'évaluer l'influence d'un défaut sur la durée de vie en fatigue. Un aperçu de ce problème est présenté dans les travaux de Murakami [2002]. Un défaut peut être considéré vis-à-vis de la tenue en fatigue en utilisant quatre paramètres : le type (inclusion, pores,...), la morphologie (sphérique, hémisphérique, complexe,...), la position (interne, de surface) et la taille (liée ou non à la direction de chargement).

Dans l'étude de cette thèse, un défaut est défini comme un pore hémisphérique de surface, et sa taille est une variable dont l'influence sur la résistance à la fatigue est étudiée. Murakami et Endo [1994] ont proposé une approche empirique où la taille du défaut est mesurée en relation avec la direction de chargement via le paramètre $\sqrt{area}$. En utilisant ce paramètre, un diagramme de Kitagawa et Takahashi [1976] expérimental basé sur les travaux de Léopold *et al.* [2015] est présenté en figure 1. L'influence de la taille du défaut sur la limite de fatigue peut être caractérisée par deux régimes : pour les petits défauts, le défaut n'affecte pas la résistance en fatigue du matériau, alors que pour un gros défaut, plus la taille de ce dernier augmente, plus la tenue en fatigue diminue.

De nombreuses approches essayent d'expliquer la diminution de la résistance en fatigue lorsque la taille de défaut croît. Une revue complète de critères de fatigue uniaxiaux a été conduite par Murakami et Endo [1994]. Nadot et Billaudeau [2006] ont proposé de représenter l'effet d'un défaut par le gradient de contrainte au voisinage du défaut, comme suggéré par Papadopoulos et Panoskaltsis [1996] ou Morel *et al.* [2009]. Cette méthodologie, appelée « Defect Stress Gradient » (DSG), peut considérer explicitement le type, la morphologie et la taille du défaut. Elle donne des résultats corrects pour des défauts de 100 à 1000 µm [Leopold et Nadot, 2010]. Cependant, cette approche, comme celles récapitulées par Murakami et Endo [1994], décrit uniquement l'influence des gros défauts sur la tenue en fatigue. Le diagramme de Kitagawa simulé est seuillé par la limite de fatigue du matériau sain (sans défaut) pour les défauts de petites tailles. La transition entre les deux régimes du diagramme de Kitagawa n'est pas simulée de manière continue. De plus, ces approches présentent un écart avec les résultats expérimentaux au niveau de la transition : ils sont non conservatifs.

De nombreuses approches utilisent un paramètre matériau de longueur afin d'adapter le modèle à un matériau particulier : la distance d'intérêt pour la méthode de la distance critique [Susmel et Taylor, 2013], la constante de fissure courte d'El Haddad *et al.* [1979] dans le cadre de la mécanique linéaire élastique de la rupture ou le paramètre d'influence du défaut dans l'approche DSG [Vincent *et al.*, 2014]. Ces paramètres matériaux

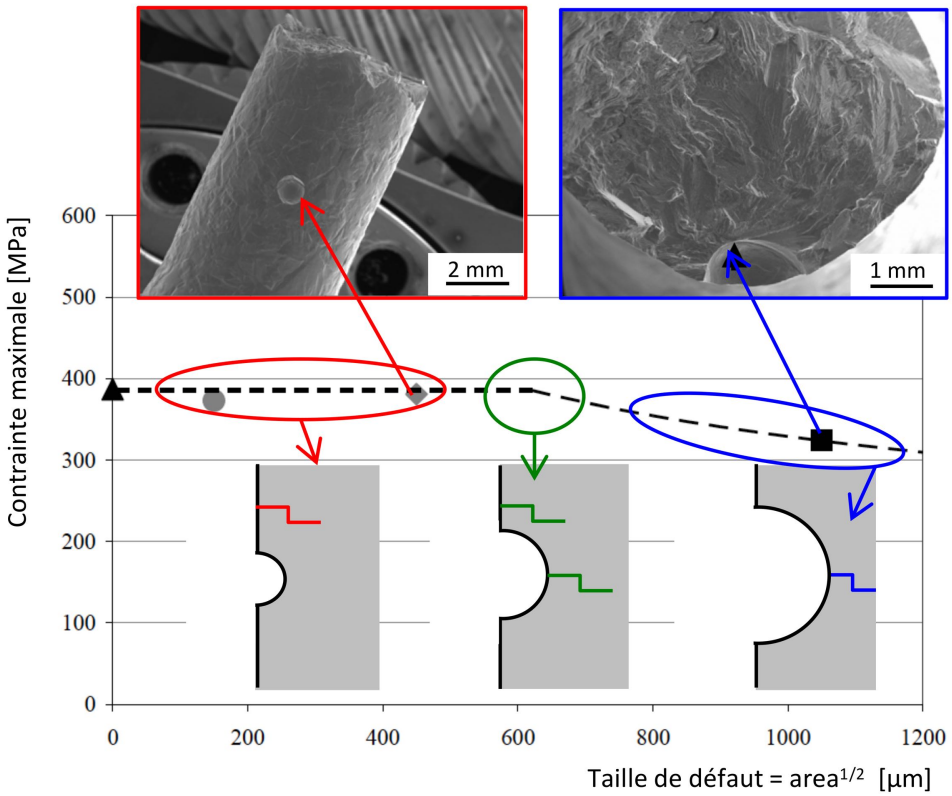


FIGURE 1 – Diagramme de Kitagawa pour un alliage de titane de fonderie [Léopold *et al.*, 2015] (traction/compression, de rapport de charge valant -1)

de longueur sont identifiés expérimentalement, mais ils ne sont pas directement reliés à des longueurs caractéristiques de la microstructure. L'étude de la sensibilité aux défauts couplée avec une longueur intrinsèque à l'échelle des grains ou d'autres attributs de la microstructure [Iben Houria *et al.*, 2015] est ainsi nécessaire pour prédire l'effet de la taille de défaut sur la résistance en fatigue.

L'objectif de ces travaux de thèse est de déterminer l'influence du rapport entre taille de défaut et longueur caractéristique de la microstructure, sur la limite de fatigue pour une durée de vie fixée d'un matériau métallique, dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles. Les deux principales questions soulevées sont les suivantes :

1. Existe-il un lien entre la taille de défaut critique, c'est-à-dire la taille de défaut à partir de laquelle ce dernier a de l'influence sur la tenue en fatigue, et une longueur caractéristique de la microstructure (comme la taille de grain) ?
2. Est-il possible de définir un critère de fatigue qui décrive de manière continue le diagramme de Kitagawa, et en particulier le domaine des petits défauts (proche du défaut de taille critique) ?

Les chapitres 1 et 2 présentent une approche expérimentale qui aborde la question n° 1. Les principaux résultats ont fait l'objet d'un article publié en 2016 dans *International Journal of Fatigue* [Vincent *et al.*, 2016]. Le chapitre 3 concerne une approche numérique qui aborde la question n° 2.

Chapitre 1

Élaboration et caractérisation de la microstructure de fer Armco

Sommaire

1.1 Présentation du matériau et caractérisation microstructurale . 3
1.1.1 Choix du matériau 3
1.1.2 Caractérisation de la taille de grain de la barre brute 5
1.1.3 Élaboration d'une microstructure à gros grains 6
1.1.4 Variation de la taille de grain sur la barre brute 7
1.1.5 Variation de la taille de grain sur la barre pré-écrouie 10
1.1.6 Bilan 14
1.2 Données expérimentales de référence sur le matériau sans défaut 15
1.2.1 Préparation des éprouvettes de traction et d'endurance 15
1.2.2 Essais de traction en monotone 16
1.2.3 Essais d'endurance 21
1.2.4 Bilan 25
1.3 Conclusion 25

1.1 Présentation du matériau et caractérisation microstructurale

1.1.1 Choix du matériau

L'objectif de l'étude est de déterminer l'influence du rapport entre taille de défaut et longueur caractéristique de la microstructure, sur la limite de fatigue pour une durée de vie fixée d'un matériau métallique, dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles. Le critère de choix du matériau d'étude est donc une microstructure simple, c'est-à-dire présentant un nombre minimal de longueurs caractéristiques.

Le matériau choisi pour l'étude expérimentale est le fer pur Armco, dont la composition est présentée dans le tableau 1.1. Ce matériau est livré par le fabricant sous la forme de barre laminée à chaud de diamètre 20 mm. Afin d'analyser la microstructure de la barre reçue, des échantillons ont été prélevés suivant les directions longitudinale et transversale, précisées en figure 1.1. Les surfaces d'intérêts ont été polies mécaniquement jusqu'au 1 µm, puis attaquées chimiquement au Nital (solution d'éthanol avec 4 % volumique d'acide nitrique) pendant 30 secondes à température ambiante, afin de révéler les

joints de grains [Radzikowska, 2005]. (L'ensemble des échantillons présentés dans la suite de ce travail via leur micrographie ont subi cette même préparation mécano-chimique.) L'observation de ces échantillons au Microscope Électronique à Balayage (MEB), présentée en figure 1.2, révèle une microstructure composée d'une seule phase et dont la morphologie granulaire est équiaxe. Le laminage à chaud lors de la mise en forme de la barre n'a pas induit d'anisotropie de morphologie. Ces premières observations permettent de justifier le choix du fer Armco comme matériau d'étude. Sa microstructure simple présente une seule longueur caractéristique à l'échelle mésoscopique (échelle des grains) : la taille de grain.

Élément	C	Mn	P	S	Cu	N
Pourcentage massique [%]	0,006	0,060	0,004	0,0047	0,011	0,0041
Element	Si	Al	Cr	Mo	Ni	Sn
Pourcentage massique [%]	0,004	0,005	0,024	0,003	0,018	0,001

Tableau 1.1 – Composition chimique du fer pur Armco utilisé (données certifiées EN 10204/2.2 fournies par le fabricant)

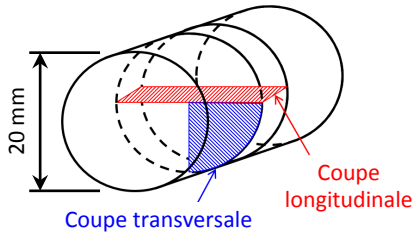
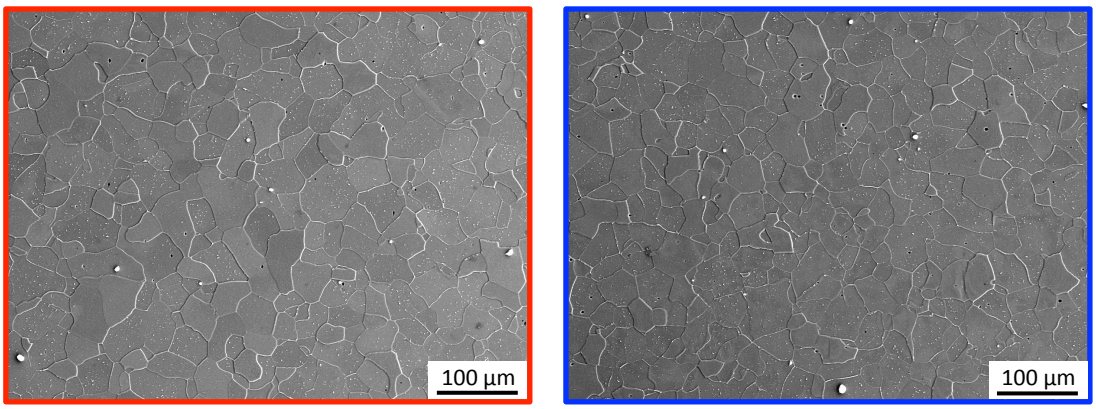


Figure 1.1 – Définition des directions de prélèvement des échantillons dans la barre de fer Armco



(a) Coupe longitudinale (b) Coupe transversale

Figure 1.2 – Micrographies de la barre brute de fer Armco dans les directions longitudinale (a) et transversale (b) (observation au Microscope Électronique à Balayage (MEB) d'échantillons polis jusqu'au 1 µm, puis attaqué chimique au Nital – 4 % d'acide nitrique – pendant 30 s à température ambiante)

La microstructure ferritique du fer Armco présente une structure cristalline Cubique Centrée (CC) qui admet 48 systèmes de glissement possibles, à la différence d'une structure cristalline Cubique Face Centrée (CFC) qui en admet 12 [François *et al.*, 1991]. Ce grand nombre de possibilités dans les cristaux CC explique la facilité du glissement dévié dans ce type de cristaux [Bailon et Dorlot, 1971] : les dislocations vis pourront changer de plan si elles sont arrêtées par un obstacle. Ainsi, de part son caractère moins anisotrope, la plasticité cristalline dans les cristaux CC semblera moins modifier l'hétérogénéité des champs mécaniques issus d'un calcul en élasticité cubique (cf. chapitre 3). Cette raison supplémentaire motive le choix du fer Armco comme matériau d'étude, au lieu d'un acier austénitique de structure cristalline CFC.

1.1.2 Caractérisation de la taille de grain de la barre brute

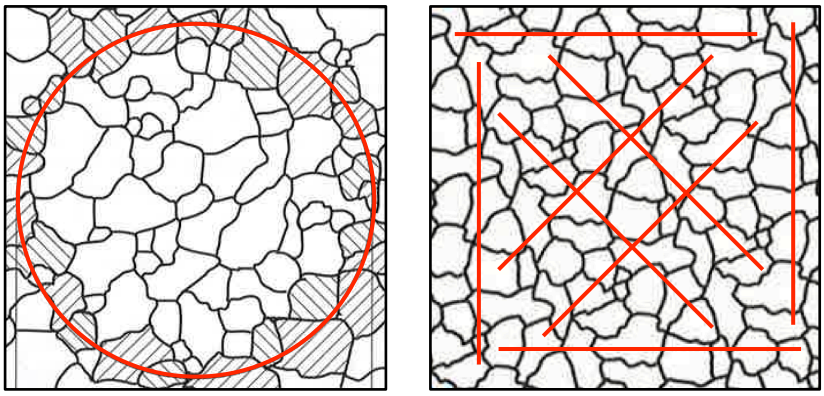
Avant de comparer la taille de défaut avec la taille de grain, il est important de définir, de mesurer et de contrôler la taille de grain du fer pur Armco. Plusieurs définitions de la taille moyenne de grain sont proposées dans la littérature. Néanmoins, la taille d'un grain est couramment définie par le diamètre du « cercle équivalent », c'est-à-dire le cercle ayant la même aire que celle du grain. Ainsi, dans cette étude, la taille moyenne de grain D_g est définie par le diamètre du « cercle moyen équivalent », c'est-à-dire le cercle ayant la même aire que l'aire moyenne de grain A_m, déterminée selon la norme NF EN ISO 643/2624 [Barralis et Maeder, 2005]. La taille moyenne de grain D_g est donc calculée via l'équation suivante :

$$D_g = \sqrt{\frac{4}{\pi} A_m} \tag{1.1}$$

Ce choix de définition de la taille moyenne de grain via un diamètre est motivé par deux raisons. Premièrement, dans la suite de l'étude, la taille de défaut sera définie par son diamètre. Il est donc préférable de considérer aussi un diamètre pour la définition de la taille moyenne de grain afin de garder une certaine homogénéité dans le rapport taille de défaut / taille de grain. Deuxièmement, les grains dans la simulation par Éléments Finis seront des octaèdres tronqués (cf. chapitre 3) ayant une géométrie qui se rapprochent d'une forme sphérique. Ainsi, dans la simulation, la taille de grain sera définie par le diamètre de la « sphère équivalente », c'est-à-dire de la sphère ayant le même volume que celui de l'octaèdre tronqué. La cohérence entre expérience et simulation conduit donc à la définition de la taille moyenne de grain expérimentale via un diamètre.

En se référant à la norme NF EN ISO 643/2624 [Barralis et Maeder, 2005], deux méthodes ont été utilisées pour déterminer l'aire moyenne de grain A_m à partir des micrographies en figure 1.2 : la méthode par comptage et la méthode par intersection. La méthode par comptage définit l'aire moyenne de grain A_m comme l'aire de la surface d'intérêt divisée par le nombre de grains présents dans cette dernière (cf. figure 1.3a) : chaque grain entier est compté valant 1, tandis que chaque grain coupé par les bords de la surface d'intérêt est compté valant 0,5. La méthode par intersection détermine, quant à elle, l'aire moyenne de grain A_m par le carré de la longueur moyenne des segments interceptés (cf. figure 1.3b). Les extrémités de ces derniers sont définies par l'intersection entre les joints de grains et des lignes tracées sur la micrographie dans toutes les directions. Lorsque la ligne traverse de part en part le grain, le segment correspondant à ce grain est pondéré par la valeur 1 dans la moyenne, tandis que lorsque la ligne de mesure se termine à l'intérieur d'un grain, le segment intercepté correspondant est pondéré par la valeur 0,5 dans la moyenne. Afin d'avoir une bonne estimation de l'aire moyenne de grain A_m via la

méthode par comptage, la taille de la surface d'intérêt a été choisie de telle sorte que le nombre de grains présents dans celle-ci soit supérieur à 50. De même pour la méthode par intersection, la longueur et le nombre de lignes ont été choisis de telle sorte que le nombre total de segments interceptés soit supérieur à 50, comme préconise la norme NF EN ISO 643/2624 [Barralis et Maeder, 2005].



(a) Méthode par comptage (b) Méthode par intersection

Figure 1.3 – Illustration des méthodes de mesure de la taille moyenne de grain : méthode par comptage (a) et celle par intersection (b) [Barralis et Maeder, 2005]

Directions de coupe		Longitudinale	Transversale
Diamètre moyen [µm]	Méthode par intersection	29	29
	Méthode par comptage	34	
Désignation		$D_g = 30\,\mu m$	

Tableau 1.2 – Résultats des mesures de taille moyenne de grain dans la barre brute de fer Armco (cf. figure 1.2)

Le tableau 1.2 récapitule les résultats des mesures de diamètre moyen de grain dans la barre brute de fer Armco issue du fabricant. Les mesures dans la coupe longitudinale montrent une bonne corrélation entre la méthode par intersection et la méthode par comptage. La méthode par intersection, plus rapide à mettre en œuvre, sera privilégiée dans la suite de l'étude par rapport à la méthode par comptage. Par ailleurs, les mesures de diamètre moyen de grain dans les directions longitudinale et transversale donnent le même résultat. Le laminage à chaud lors de la mise en forme de la barre n'ayant pas affecté la taille moyenne de grain dans chacune des directions, il n'est pas nécessaire de faire un traitement thermique pour homogénéiser la microstructure. La barre brute reçue présente donc une microstructure ayant une seule longueur caractéristique, le diamètre moyen de grain D_g de 29 µm. Dans la suite de l'étude, sa valeur est choisie valant 30 µm pour désigner le matériau de la barre brute.

1.1.3 Élaboration d'une microstructure à gros grains

Le plus petit diamètre de défaut capable d'être introduit en surface, de manière reproductible, avec les techniques actuelles du laboratoire (cf. paragraphe 2.1) est de l'ordre de 100 µm. Étant donné que le diamètre moyen de grain D_g dans la barre brute de fer Armco

est de 30 µm, introduire un défaut plus petit que le grain n'est ainsi pas envisageable. Pour étudier l'influence du rapport entre taille de défaut et taille de grain sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles, il est ainsi nécessaire d'augmenter la taille de grain afin d'obtenir une taille de défaut comparable mais aussi inférieure à la taille de grain du matériau. La limite de taille de grain maximale est fixée à 500 µm afin de conserver au moins une douzaine de grains dans le diamètre de la partie utile de l'éprouvette (cf. figure 1.11). En effet, un faible nombre de grains dans la partie utile conduit à des résultats expérimentaux de fatigue très dépendants de l'orientation de ces grains. La dispersion des résultats entre les différentes éprouvettes augmente, car le volume de la partie utile de l'éprouvette n'est plus suffisamment représentatif [Arzt, 1998]. Ainsi, le cahier des charges de la taille de grain souhaitée est tel que celle-ci soit comprise entre 100 µm et 500 µm.

Le procédé pour contrôler la taille de grain s'opère en deux étapes : un pré-écrouissage, puis un traitement thermique de recristallisation [Dorlot *et al.*, 1986].

Lors du pré-écrouissage, la déformation plastique introduit un grand nombre de défauts cristallins (défauts ponctuels, dislocations et macles) et modifie les joints de grains. Entre 5 et 10 % de l'énergie totale de déformation plastique demeure dans le métal sous forme de défauts cristallins, le reste étant dissipé sous forme de chaleur. Cette modification de la structure du matériau conduit ainsi à une augmentation de son énergie totale et entraîne un écart par rapport à son état d'équilibre. Le matériau a alors tendance à retrouver son état d'équilibre initial, à se restaurer.

La restauration est facilitée par une augmentation de la température qui favorise la diffusion à l'état solide. La recristallisation est une forme de restauration qui se produit à partir d'une température comprise entre 0,4 et 0,5 T_f, où T_f est la température absolue de fusion du métal. Cette restauration est un réagencement des atomes des grains déformés en un assemblage de grains entièrement nouveaux. La diminution de l'énergie totale du système est dû à une diminution de la densité de dislocation et de la surface totale des joints de grains. La densité des dislocations passe de 10^{10} à 10^{13} cm/cm^3, à l'état écroui, à environ 10^7 cm/cm^3, à l'état recristallisé. Les dislocations sont absorbées par les joints des nouveaux grains. Certains grains grossissent aux dépens d'autres qui disparaissent, et le diamètre moyen de grains augmente. La force motrice qui provoque la croissance des grains est due à la réduction de la surface totale des joints. La recristallisation procède par germination, puis croissance. La germination des nouveaux grains se produit en des points dont l'énergie est élevée, en général, les points triples des joints de grains déformés. Plus le taux d'écrouissage est élevé, plus le nombre de sites favorables à la germination est grand, et plus le diamètre moyen des grains recristallisés est faible. La figure 1.4 montre qualitativement l'évolution de la taille de grain obtenue par recristallisation en fonction du taux de pré-écrouissage. Le tableau 1.3 donne une quantification dans le cas du fer Armco, issue des travaux de Pippan [1991]. Au dessous d'un taux d'écrouissage critique, de l'ordre de 2 à 4 %, la recristallisation ne peut se produire, car il n'existe aucun site dont l'énergie soit suffisante pour favoriser la germination de nouveaux grains.

1.1.4 Variation de la taille de grain sur la barre brute

Dans cette partie, l'hypothèse faite est de considérer que la barre brute reçue a acquis suffisamment d'énergie lors de sa fabrication pour recristalliser. Bien que le laminage n'ait pas conduit à une anisotropie sur la morphologie des grains (cf. figure 1.2), il a pu introduire des défauts cristallins (défauts ponctuels, dislocations). L'hypothèse est ainsi de considérer que la barre reçue contient des contraintes résiduelles qui correspondent à

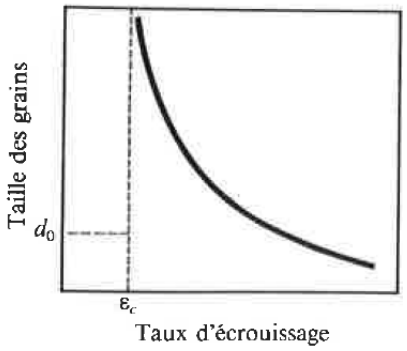


Figure 1.4 – Évolution de la taille des grains recristallisés en fonction du taux de pré-écrouissage avec ε_r le seuil critique de pré-écrouissage et d_0 la taille de grain initiale [Dorlot *et al.*, 1986]

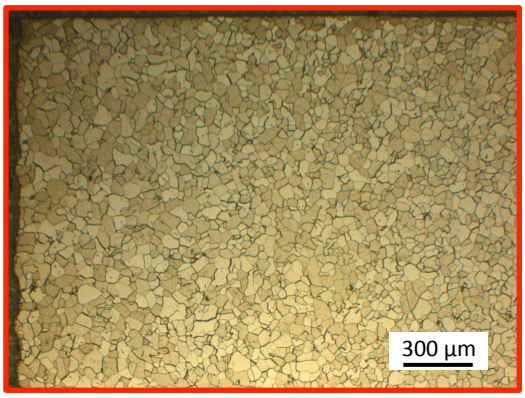
Taille de grain [µm]	Taux d'écrouissage [%]	Recristallisation	
		Température [°C]	Durée [h]
3000	5	850	150
500	10	850	150
70	75	1000	1

Tableau 1.3 – Conditions de traitement thermo-mécanique sur du fer Armco, ayant une taille de grain initiale de 60 µm, issues des travaux de Pippan [1991] qui permettent d'obtenir différentes tailles de grains

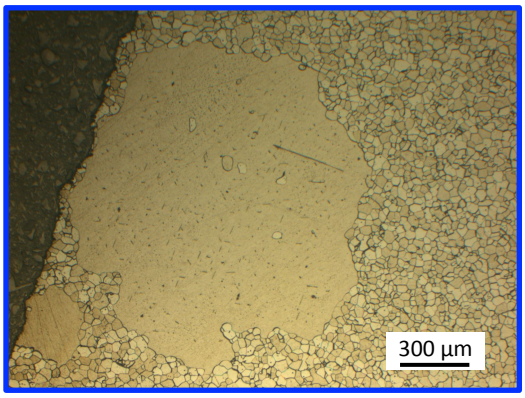
un taux d'écrouissage supérieur au taux d'écrouissage critique pour recristalliser (cf. figure 1.4). Si cette hypothèse est vérifiée, elle permettra de simplifier grandement le procédé d'obtention des éprouvettes de fatigue en évitant l'étape de pré-écrouissage de la barre.

Pour valider ou invalider cette hypothèse, les premiers tests consistent à appliquer directement le traitement thermique de recristallisation sur la barre brute. Inspirée par les travaux de Pippan [1991] (cf. tableau 1.3), la température du traitement est choisie valant 850 °C et trois durées de maintien sont testées : 1 heure, 4 heures et 24 heures. Trois rondins de 20 mm de long sont ainsi découpés dans la barre de diamètre 20 mm, puis soumis à chacun des traitements thermiques. Le traitement thermique s'effectue sous air, et consiste en une montée en température de la température ambiante jusqu'à 850 °C suivant une pente de 2 °C/min, puis un maintien en température pendant une durée définie, suivi d'un refroidissement lent et uniforme de −2 °C/min jusqu'à la température ambiante. Ce profil de température en trapèze est contrôlé par un thermocouple placé dans le four en contact avec la surface du rondin. Dans la suite de ce travail, l'ensemble des traitements thermiques de recristallisation auront le même type de profil en trapèze, seule la durée de maintien changera.

La figure 1.5 présente l'ensemble des micrographies au microscope optique des rondins traités, dans les directions longitudinale et transversale, pour les trois durées de maintien en température à 850 °C. L'observation des échantillons pour une durée d'1 h (cf. figure 1.5a) révèle la présence de quelques grains de 1 à 2 mm au sein d'une matrice de grains ayant la même taille granulaire initiale de 30 µm. Pour une durée de maintien supérieure de 4 h, la figure 1.5b) montre des grains de plusieurs millimètres avec des amas de grains de 30 µm. La microstructure pour une durée de maintien 24 h en figure 1.5c est

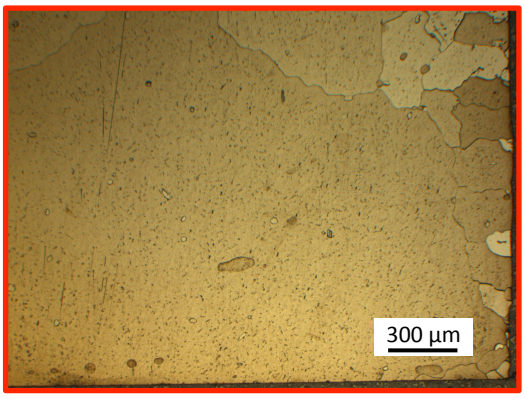


Coupe longitudinale

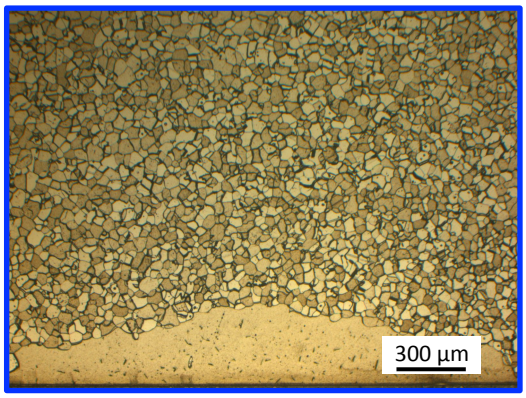


Coupe transversale

(a) 1 heure

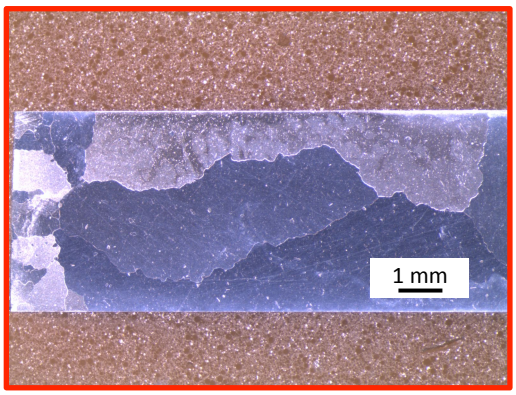


Coupe longitudinale

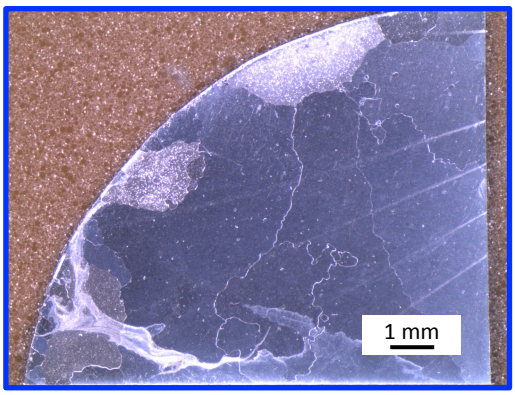


Coupe transversale

(b) 4 heures



Coupe longitudinale



Coupe transversale

(c) 24 heures

FIGURE 1.5 – Micrographies de la barre de fer Armco dans les directions longitudinale et transversale après un traitement thermique à 850 °C pendant 1 heure (a), 4 heures (b) et 24 heures (c) (polissage jusqu'au 1 µm, puis attaque chimique au Nital – 4 % d'acide nitrique – pendant 30 s à température ambiante)

constituée uniquement de grains de plusieurs millimètres. Plus la durée de maintien augmente, plus certains grains augmentent en taille de manière incontrôlée au détriment des grains de 30 µm jusqu'à les absorber complètement. Cette croissance anormale de grain (AGG : Abnormal Grain Growth) est un problème typique des métaux purs ou faiblement alliés. Les impuretés et les éléments d'addition ont pour effet de diminuer la mobilités des nouveaux joints de grains. Des précipités ou des particules insolubles dans la matrice à la température de croissance des grains ont pour effet d'ancrer les joints et d'empêcher ainsi la croissance des grains. Sur les matériaux purs, rien n'arrête la mobilité des joints de grains, d'où la croissance anormale de grain. Pour limiter ce problème sur les métaux purs, le seul moyen est d'agir sur les défauts cristallins (dislocations) qui sont des freins à la croissance de grains. L'écrouissage, augmentant la densité de dislocations, permet ainsi de contrôler la croissance des grains et d'éviter qu'elle devienne anormale.

Ces premiers tests de traitement thermiques sur la barre brute montrent qu'il est nécessaire d'effectuer un pré-écrouissage. Ce dernier sera une étape obligée lors de la préparation des éprouvettes de fatigue.

1.1.5 Variation de la taille de grain sur la barre pré-écrouie

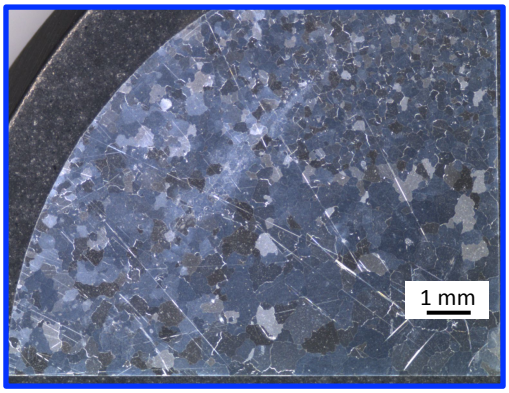
Détermination de la durée du traitement thermique

Avant de déterminer le taux de pré-écrouissage permettant d'obtenir la taille de grain souhaitée, il est important au préalable d'étudier l'influence de la durée de maintien du traitement thermique sur la taille de grain, pour un taux d'écrouissage donné, afin de limiter le nombre de tests de traitements thermo-mécaniques. Le taux d'écrouissage est choisi valant 10 %, supérieur au taux d'écrouissage critique (cf. tableau 1.3), et trois durées de maintien sont testées : 4 heures, 100 heures et 150 heures. Trois rondins de 20 mm de long sont ainsi découpés dans la barre de diamètre 20 mm, puis soumis à un taux d'écrouissage de 10 % en déformation plastique de compression (à température ambiante) à l'aide d'une presse hydraulique. Trois rondins écrouis sont ensuite recristallisés par traitement thermique à 850 °C suivant les trois durées définies.

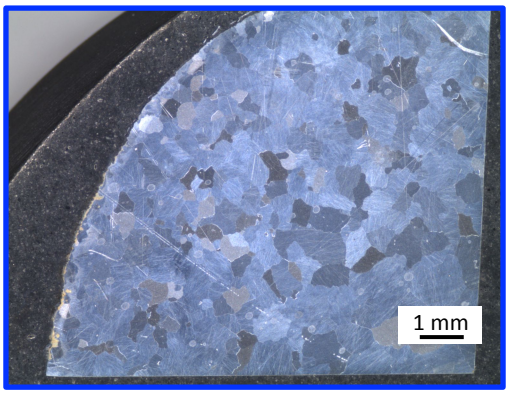
Les microstructures obtenues à partir des trois rondins écrouis traités sont présentées à l'aide des micrographies de la figure 1.6. La comparaison de ces dernières permet de conclure que, plus la durée de maintien à 850 °C est importante, plus les grains sont de taille homogène dans la microstructure recristallisée. En effet, la recristallisation procède par germination, puis croissance. Un temps d'incubation est nécessaire avant que la recristallisation ne débute [Dorlot *et al.*, 1986]. Dans la suite de l'étude, la durée de maintien des traitements thermiques de recristallisation sera ainsi de 150 heures afin d'obtenir une meilleure homogénéité en terme de taille de grain. Il s'agit de la même durée de maintien proposée dans les travaux de Pippan [1991] (cf. tableau 1.3) pour un taux d'écrouissage de 10 %.

Détermination du taux d'écrouissage

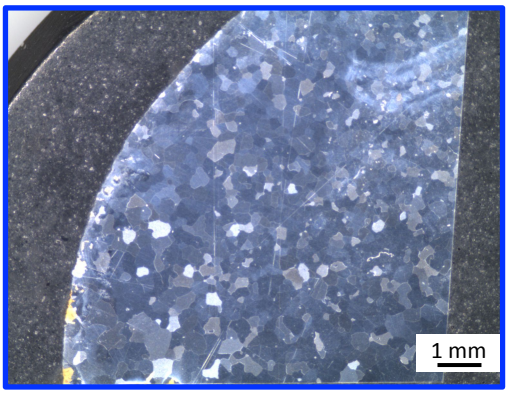
Le diamètre moyen des grains recristallisés dépend du niveau de déformation plastique imposé lors du pré-écrouissage. Pour les raisons évoquées en paragraphe 1.1.3, la taille de grain souhaitée pour cette étude est comprise entre 130 µm et 500 µm. Inspirée par les travaux de Pippan [1991] (cf. tableau 1.3), trois taux d'écrouissage sont ainsi testés : 10 %, 12 % et 15 %. Trois barreaux sont tronçonnés dans la barre de diamètre 20 mm,



(a) 4 heures



(b) 100 heures



(c) 150 heures

FIGURE 1.6 – Micrographies de la barre de fer Armco dans la direction transversale après un écrouissage de 10 % et un traitement thermique à 850 °C pendant 4 heure (a), 100 heures (b) et 150 heures (c) (polissage jusqu'au 1 µm, puis attaque chimique au Nital – 4 % d'acide nitrique – pendant 30 s à température ambiante)

puis leurs extrémités sont dressées à une longueur de 90 mm afin de pouvoir par la suite usiner une éprouvette de fatigue de longueur 76 mm dans chaque barreau écroui traité. Les surfaces extrémités des barreaux sont dressées au tour conventionnel afin que celles-ci soient planes et perpendiculaires à l'axe du barreau. Ces spécifications géométriques ont pour but d'obtenir une déformation plastique la plus homogène dans la section du barreau lors du pré-écrouissage à la presse hydraulique. Étant donné la longueur du barreau, un montage expérimental a été développé pour limiter le flambement lors du pré-écrouissage. Le but est de conserver une déformation plastique homogène dans la section du barreau et d'obtenir une géométrie de barreaux écrouis traités permettant d'usiner des éprouvettes (cf. figure 1.10). Ce montage expérimental consiste en un tube guide placé autour du barreau, comme présenté en figures 1.7 et 1.8. Le taux d'écrouissage souhaité est obtenu en modifiant la hauteur d'empilement des cales cylindriques. Le pré-écrouissage s'effectue en deux étapes par l'utilisation de deux tubes guides. La première déformation plastique utilise un premier tube guide, ayant un diamètre d'alésage de 20,6 mm et une hauteur 80 mm, et donne un barreau écroui mesurant 85,5 mm. Puis, la seconde déformation plastique permet d'obtenir le taux d"écrouissage final, en utilisant un second tube guide, ayant un diamètre d'alésage de 21,7 mm et une hauteur 76 mm. Le diamètre d'alésage de chaque

tube guide a été déterminé en considérant que le barreau se déforme à volume constant. Les trois barreaux, ainsi écrouis à 10 %, 12 % et 15 %, sont ensuite recristallisés par traitement thermique à 850 °C pendant 150 heures.

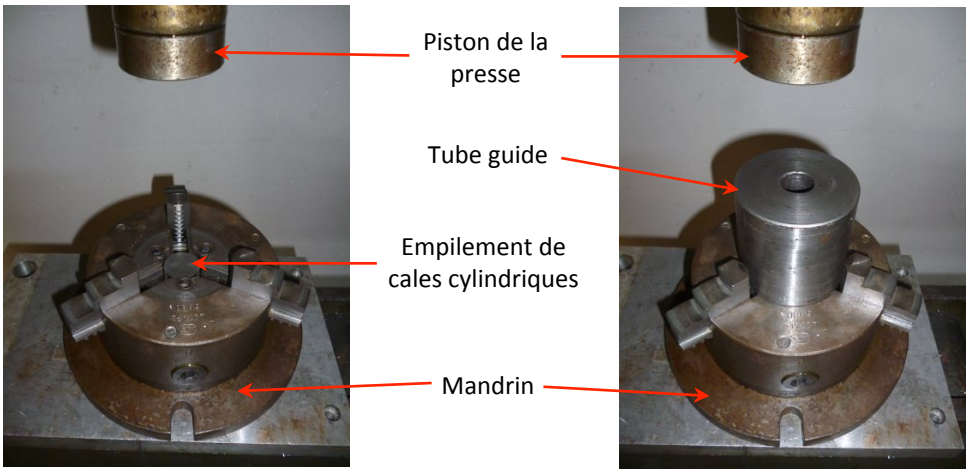


Figure 1.7 – Montage expérimental pour le pré-écrouissage de barreaux à la presse hydraulique

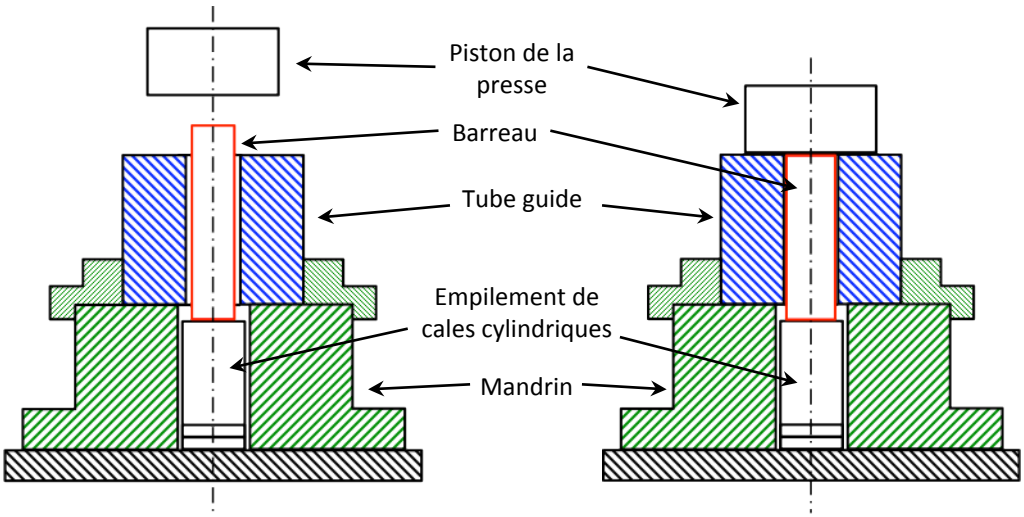
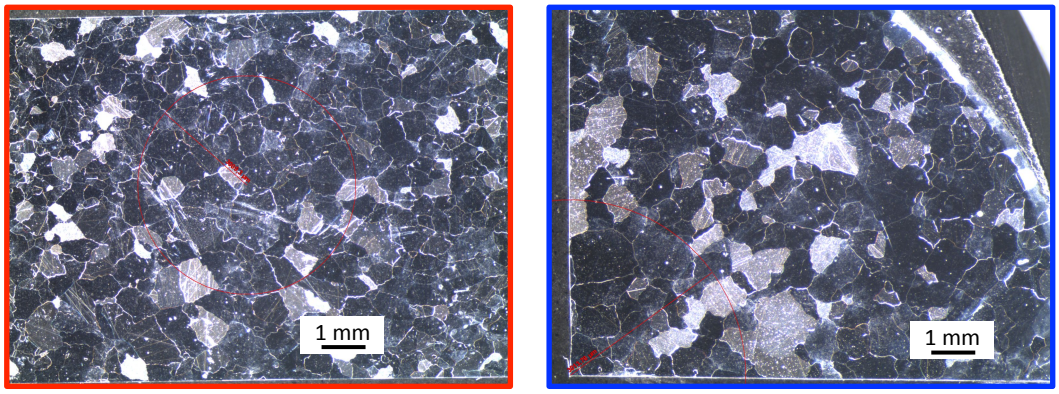


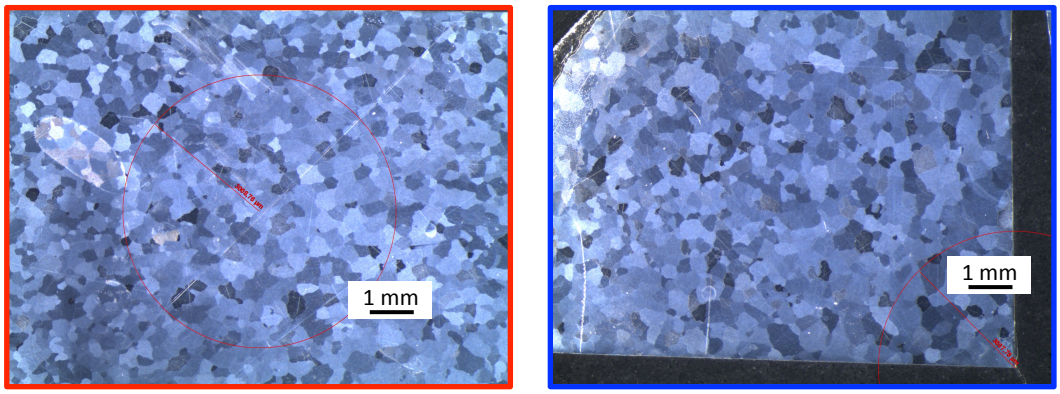
Figure 1.8 – Vue de coupe du montage expérimental pour le pré-écrouissage de barreaux à la presse hydraulique, en position avant écrouissage (à gauche) et après celui-ci (à droite)

La figure 1.9 présente l'ensemble des micrographies au microscope optique des barreaux écrouis recristallisés, dans les directions longitudinale et transversale, pour les trois taux d'écrouissage. Quel que soit le taux de pré-écrouissage, les grains se révèlent ayant une morphologie équiaxe. Le tableau 1.4 récapitule les résultats des mesures de diamètres moyens de grain qui sont déterminés en utilisant la même méthode précisée au paragraphe 1.1.2. Pour chaque taux de pré-écrouissage, les diamètres moyens de grain dans les directions longitudinale et transversale donnent les mêmes mesures. Ces résultats montrent que la taille de grain recristallisé décroit avec l'augmentation du taux de pré-écrouissage. Cette évolution est en accord avec la figure 1.4 [Dorlot *et al.*, 1986]. De plus, de manière quantitative,



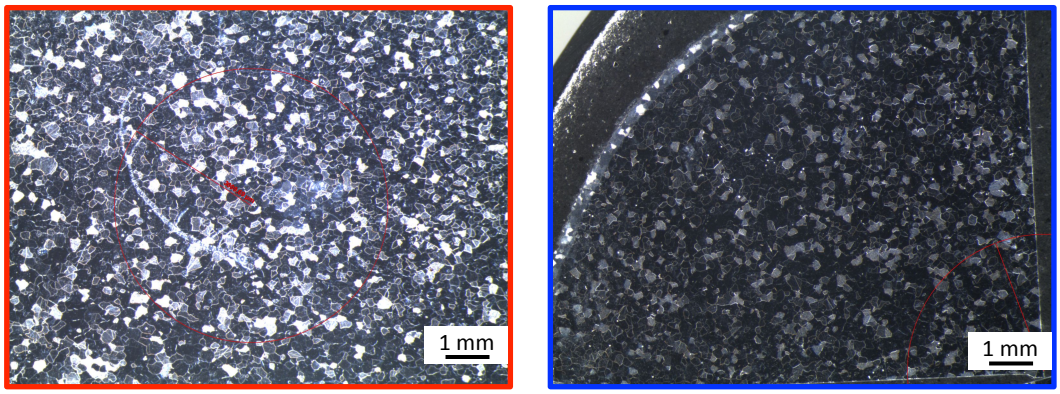
Coupe longitudinale Coupe transversale

(a) Écrouissage de 10 %



Coupe longitudinale Coupe transversale

(b) Écrouissage de 12 %



Coupe longitudinale Coupe transversale

(c) Écrouissage de 15 %

FIGURE 1.9 – Micrographies de la barre de fer Armco dans les directions longitudinale et transversale après un pré-écrouissage de 10 % (a), 12 % (b), 15 % (c) et un traitement thermique à 850 °C pendant 150 heures (polissage jusqu'au 1 µm, puis attaque chimique au Nital – 4 % d'acide nitrique – pendant 30 s à température ambiante)

le diamètre moyen de grain D_g, obtenu dans cette étude pour un pré-écrouissage de 10 %, correspond au résultat issu des travaux expérimentaux de Pippan [1991] rappelés dans le tableau 1.3. Tenant compte du cahier des charges de l'étude définie au paragraphe 1.1.3, le taux de déformation plastique imposé lors du pré-écrouissage est choisi valant 12 % afin d'obtenir un diamètre moyen de grain D_g de 340 µm compris entre 100 µm et 500 µm.

L'homogénéité de la taille de grain a été vérifiée en quantifiant l'écart type de la distribution de l'ensemble des segments interceptés définis lors de la mesure du diamètre moyen de grain par la méthode par intersection. De par sa définition, cet écart type est bien supérieur à l'écart type de la distribution des tailles de grain. En effet, pour une microstructure présentant des grains parfaitement identiques en taille, l'écart type des tailles de grain est nul, tandis que l'écart type des segments interceptés ne l'est pas. La microstructure de 30 µm (barre brute) et et celle de 340 µm (barre écrouie à 12 % et recristallisée) présentent un écart type des segments interceptés valant respectivement 15 µm et 150 µm. Cet écart type est du même ordre de grandeur dans les directions longitudinale et transverse pour chaque microstructure. L'écart type des segments interceptés rapporté au diamètre moyen de grain vaut 0,5 pour la microstructure de 30 µm et 0,44 pour la microstructure de 340 µm. Ces deux ratios sont du même ordre de grandeur. Les deux microstructures admettent ainsi une homogénéité semblable en terme de taille de grain.

Taux d'écrouissage [%]		10		12		15	
Coupe longitudinale (L) ou transversale (T)		L	T	L	T	L	T
Diamètre moyen [µm]	Méthode par intersection	511	508	339	342	140	143
	Méthode par comptage			343			
Désignation		$D_g = 510$ µm		$D_g = 340$ µm		$D_g = 140$ µm	

Tableau 1.4 – Résultats des mesures de taille moyenne de grain dans les barreaux écrouis recristallisés (cf. figure 1.9)

A cause des pertes dues à la croûte d'oxyde qui se crée à la surface des barreaux lors du traitement thermique, les barreaux sont dressés à une longueur légèrement supérieure de 93 mm afin d'obtenir une longueur, après pré-écrouissage et recristallisation, suffisante pour usiner les éprouvettes. Le pré-écrouissage s'effectue toujours en deux étapes à l'aide des deux tubes guides : la première déformation plastique donne un barreau écroui mesurant 85,5 mm, puis la deuxième donne un barreau écroui de 12 % mesurant 81,9 mm. Les barreaux sont ensuite recristallisés par traitement thermique à 850 °C pendant 150 heures. La figure 1.10 montre l'état d'un barreau écroui recristallisé. Grâce au montage expérimental lors du pré-écrouissage, les barreaux obtenus présentent une géométrie cylindrique suffisamment bonne pour l'usinage des éprouvettes au tour à commande numérique.

1.1.6 Bilan

A ce stade de l'étude, deux microstructures de fer Armco sont à disposition. Ces deux microstructures simples, comportant une seule phase, sont identiques en terme de composition chimique et de morphologie de grains. Elles admettent une homogénéité semblable

FIGURE 1.10 – Géométrie d'un barreau après un dressage à 93 mm suivi d'un pré-écrouissage de 12 % et d'une recristallisation à 850 °C pendant 150 heures, la croûte d'oxyde ayant été retirée

en terme de taille de grain. Le seul élément qui les diffère est la dimension de leur longueur caractéristique : la taille de grain. Cette dernière, définie par le diamètre moyen de grain D_g, vaut 30 µm et 340 µm suivant la microstructure considérée. De plus, la microstructure de 340 µm permet l'introduction d'un défaut de surface plus petit que la taille de grain avec les techniques à disposition au laboratoire, tout en conservant le volume de la partie utile de l'éprouvette suffisamment représentatif.

1.2 Données expérimentales de référence sur le matériau sans défaut

L'objectif de l'étude est de déterminer expérimentalement l'influence de la taille de défaut sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles. Ainsi, avant d'introduire des défauts de surface de tailles variables, il est nécessaire de caractériser la résistance en fatigue du matériau sans défaut afin d'avoir des données de référence. Après une présentation des éprouvettes utilisées, le comportement monotone, puis la tenue en fatigue, des deux microstructures sans défaut sont évalués.

1.2.1 Préparation des éprouvettes de traction et d'endurance

La figure 1.11 précise la géométrie des éprouvettes cylindriques testées lors des essais monotone et d'endurance. Cette géométrie, caractérisée par une partie utile de diamètre 6 mm et de longueur 10 mm, est définie afin d'éviter le flambement lors du passage en compression durant les essais de fatigue à rapport de charge négatif. En effet, lors de premiers tests sur machine hydraulique, le flambement a été constaté pour une géométrie avec une partie utile plus élancée, de diamètre 5 mm et de longueur 20 mm. Le perçage dans chacune des têtes de l'éprouvette permet le centrage de celle-ci par rapport aux lignes d'amarrages de la machine d'essais mécaniques. L'alignement de ces dernières est régulièrement vérifié au cours des campagnes d'essais avec une tolérance maximale de 0,01 mm en coaxialité et en cocentricité.

La géométrie des éprouvettes est obtenue par usinage au tour à commande numérique à partir de la barre brute ou du barreau écroui recristallisé, suivant la taille de grain respectivement souhaité 30 µm ou 340 µm. Une attention particulière est portée sur les phases de réalisation. Le filetage des têtes est réalisé avant le tournage d'ébauche de la partie utile afin d'éviter un écrouissage de cette dernière par torsion. De plus, lors de cet usinage d'ébauche, des conditions de coupe moins sévères sont utilisées dans le cas de la microstructure de 340 µm par rapport à celle de 30 µm : la vitesse d'avance et la profondeur de passe sont diminuées. En effet, à cause de la différence de limite d'élasticité entre les deux microstructures de fer Armco (cf. tableau 1.5), sans des efforts de coupe plus faibles,

les éprouvettes réalisées dans la microstructure de 340 µm se déforment plastiquement lors de l'usinage. Cependant, la passe de finition (0,2 mm au rayon) est conservée la même pour les deux microstructures. Le détail des paramètres d'usinage des éprouvettes est précisé en annexe B. La partie utile de toutes les éprouvettes testées est ensuite polie mécaniquement jusqu'au grade 4000, c'est-à-dire jusqu'à une taille de particule de diamètre 5 µm. Le dernier polissage est effectué dans la direction longitudinale de l'éprouvette, afin d'éviter un amorçage précoce dû à une rugosité de surface orientée perpendiculairement à la direction de sollicitation. Et enfin, le diamètre de la partie utile de l'éprouvette est mesuré à l'aide d'un profilomètre (en faisant une moyenne sur deux mesures).

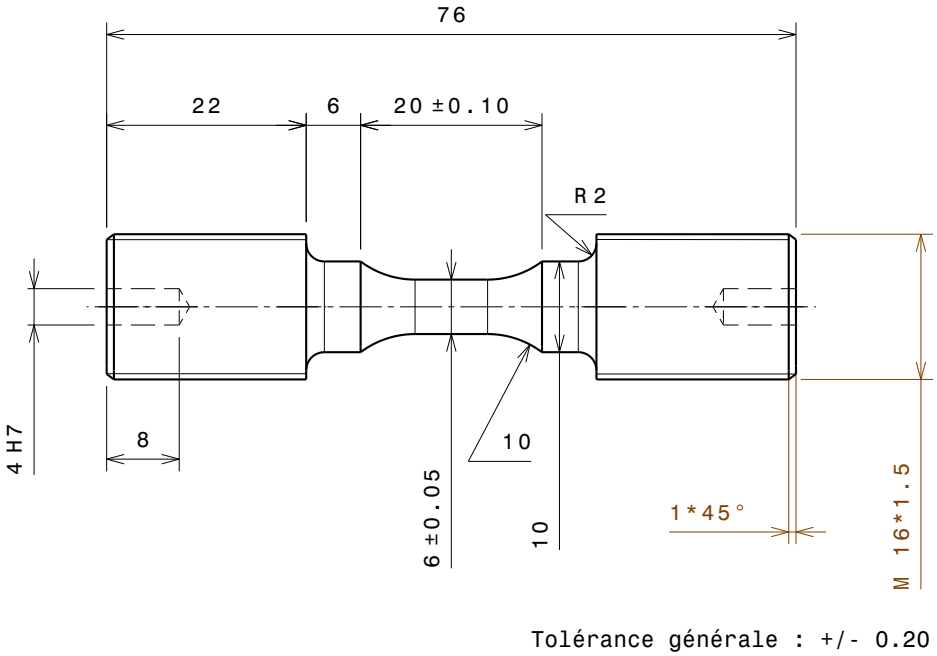


Figure 1.11 – Géométrie des éprouvettes de traction et de fatigue

1.2.2 Essais de traction en monotone

L'essai de traction uniaxial permet de déterminer plusieurs grandeurs mécaniques usuelles du matériau, dont le module d'Young E, la limite d'élasticité R_e et la résistance à la traction R_m.

L'essai est effectué sous air, à température ambiante par une machine hydraulique de traction uniaxiale. Il est piloté en déplacement à une vitesse constante de 0,01 mm·s^{-1}, soit une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} en tenant compte de la longueur de la partie utile de l'éprouvette de 10 mm. L'allongement est mesuré à l'aide d'un extensomètre de base 12,5 mm et de capacité ± 5 mm. En début d'essai, l'extensomètre est mis en compression de sorte que son écartement corresponde à la longueur de la partie utile. Les couteaux sont directement en contact avec cette dernière et maintenus en position à l'aide de deux élastiques. La force est mesurée à l'aide d'une cellule de charge.

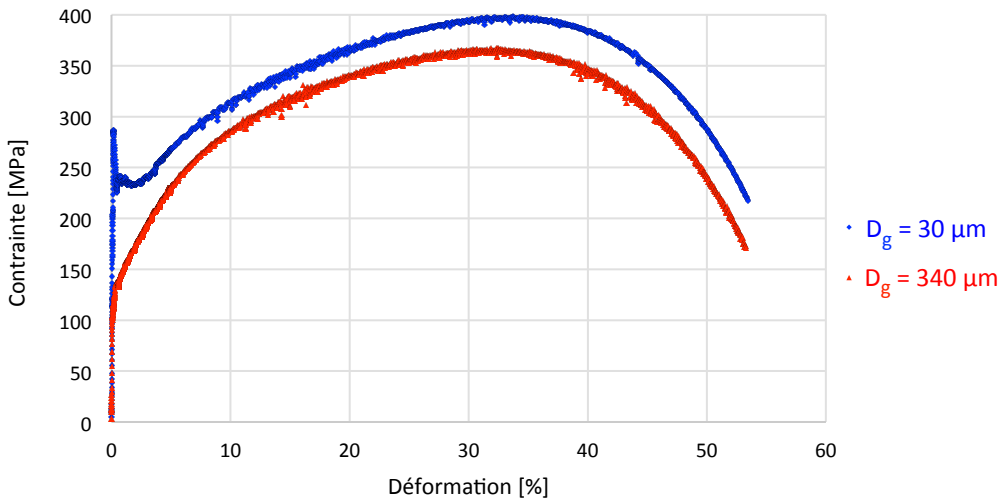
La figure 1.12 présente les courbes de traction obtenues pour les deux tailles de microstructure 30 µm ou 340 µm. Ces courbes rationnelles tiennent compte de la variation de section de la partie utile, à volume constant, lors de l'essai. La déformation ε et la

contrainte σ sont ainsi déterminées par les expressions suivantes :

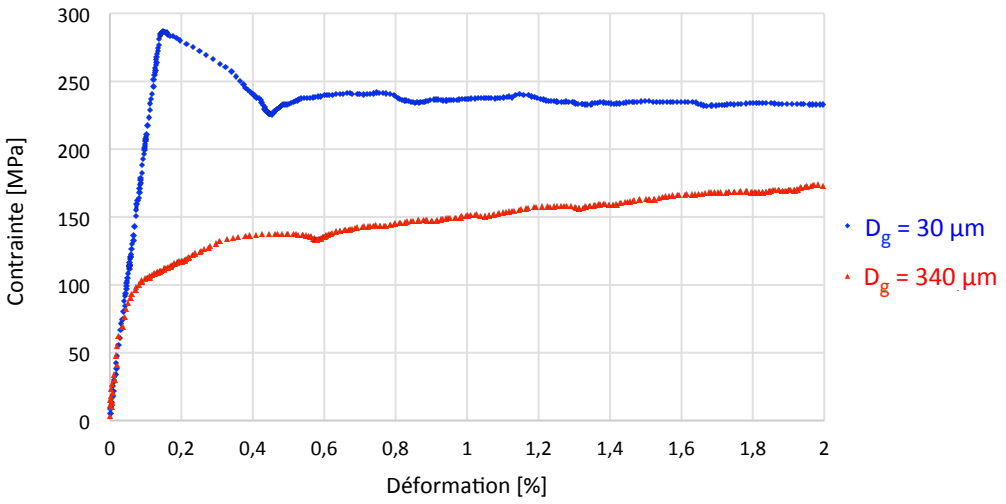
$$\varepsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad \text{et} \quad \sigma = \frac{F}{S} \quad \text{avec} \quad S = \frac{S_0 L_0}{L} \tag{1.2}$$

où L est la mesure instantanée de l'extensomètre, L_0 la mesure initiale, S la section instantanée, S_0 la section initiale et F la charge mesurée par la cellule.

Les propriétés mécaniques en chargement monotone sont relevées à partir des courbes de traction (cf. figure 1.12) et leurs mesures sont répertoriées dans le tableau 1.5. Ce dernier présente aussi des résultats pour un fer Armco du même fabricant que celui de l'étude, ayant une composition chimique similaire (pourcentage massique en carbone de 0,001 %), mais avec une taille de grain intermédiaire de 90 µm. Ces données expérimentales sont issues des travaux de Bilotta [2016].



(a) Courbes jusqu'à rupture



(b) Courbes jusqu'à 2 % de déformation

FIGURE 1.12 – Courbes de traction pour les deux tailles de microstructure, avec une vitesse de déformation constante de $10^{-3}\,\mathrm{s}^{-1}$

Comportement élastique

Le comportement élastique caractérisé par le module d'Young E est identique pour les deux tailles de grains étudiés, 30 µm et 340 µm (cf. figure 1.12b). Ce module d'Young de 200 GPa est aussi le même pour une taille de grain intermédiaire de 90 µm [Bilotta, 2016], comme le précise le tableau 1.5. Cette valeur qui caractérise le comportement élastique macroscopique isotrope de la microstructure ferritique du fer Armco est cohérente avec les résultats expérimentaux de la littérature [Sauzay et Jourdan, 2006; Sweeney *et al.*, 2013]. Le module d'Young apparaît comme indépendant de la taille de grain. En effet, la taille de grain influence uniquement les grandeurs seuil du comportement monotome des matériaux métalliques, comme la limite d'élasticité R_e ou la résistance à la traction R_m [Dorlot *et al.*, 1986].

Limite d'élasticité et bandes de Piobert-Lüders

La courbe de traction de la microstructure de 30 µm présente un pic (ou crochet) à la fin de la partie élastique, suivi d'un palier de charge avec de petites oscillations allant jusqu'à environ 2 % de déformation (cf. figure 1.12b). Ce phénomène de palier correspond à une déformation hétérogène de l'éprouvette, c'est-à-dire à la propagation de petites zones déformées plastiquement [Barralis et Maeder, 2005]. Le front des zones déformées définit des bandes qui font un angle d'environ 45° avec l'axe de traction. Ces bandes progressent à travers l'éprouvette et sont appelées lignes de Piobert-Lüders. La fin du palier correspond au moment où les bandes ont envahi la totalité de la section de l'éprouvette.

Bailon et Dorlot [1971] interprètent ce palier comme étant dû à un blocage des dislocations dans les joints de grains par les atomes de carbone qui s'y trouvent. Le désancrage des dislocations nécessite une augmentation de la contrainte. La déformation plastique démarre ainsi rapidement. La vitesse de déformation totale étant imposé durant l'essai, la vitesse de déformation élastique diminue et donc la contrainte chute, d'où le crochet observé sur la courbe de traction. Ensuite, la déformation localisée se poursuit à contrainte constante (d'où le palier) jusqu'à ce que les bandes de Piobert-Lüders aient traversé toute l'éprouvette, puis la déformation redevient homogène et la contrainte recommence à augmenter. Une fois le palier achevé, les bandes de Piobert-Lüders disparaissent.

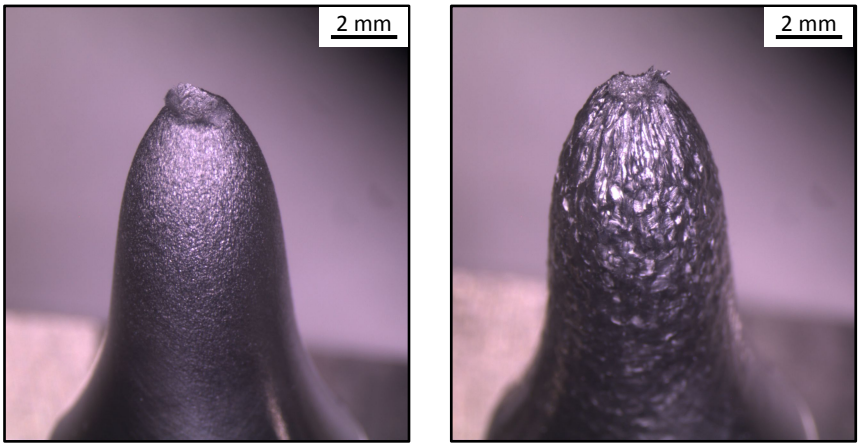
La courbe de traction de la microstructure de 90 µm issue des travaux de Bilotta [2016] présente aussi un pic à la fin de la partie élastique, puis un palier de contrainte, alors que, pour une microstructure de 340 µm (cf. figure 1.12b), la courbe de traction ne comporte ni pic, ni palier de Lüders. La taille de grain semble avoir une influence sur l'apparition de ce crochet : ce dernier apparait pour un diamètre de grain inférieur à un certain diamètre critique, compris entre 90 et 340 µm. En effet, Bailon et Dorlot [1971] ont montré expérimentalement la même évolution avec un diamètre critique de 22 µm, pour un fer Armco ayant un pourcentage massique en carbone de 0,02 %, supérieur au matériau de l'étude. L'influence de la taille de grain sur l'apparition du palier de Lüders peut être expliquée par le fait que les atomes de carbone, à l'origine de l'encrage des dislocations, sont localisés aux joints de grains. L'écart numérique de diamètre critique de grain entre le fer Armco de l'étude et celui des travaux de Bailon et Dorlot [1971] est certainement dû à la différence de composition chimique en carbone.

A partir des courbes de traction (cf. figure 1.12b), les limites d'élasticité R_e sont définies de manière conventionnelle [Dorlot *et al.*, 1986]. Pour la microstructure de 30 µm présentant un palier de Lüders, la limite d'élasticité R_e est définie comme la valeur de la contrainte au palier après le pic, tandis que pour la microstructure de 340 µm ne pré-

sentant ni pic, ni palier, elle est définie par la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % de déformation plastique. Les valeurs numériques ainsi obtenues sont répertoriées dans le tableau 1.5.

Évolution plastique et rupture

La figure 1.12a montre que la déformation plastique atteinte lors de l'essai de traction est importante pour les deux tailles de grains étudiées : l'allongement à la rupture A_r est de 53 %. Cette valeur mesurée est la même pour les deux microstructures. La taille de grain n'a ainsi pas d'influence sur l'allongement à la rupture. Les faciès de rupture obtenus (cf. figure 1.13) montrent une activité plastique importante, sur la surface des éprouvettes, qui est typique des matériaux ductiles [Puttick, 1959]. Les extrusions et intrusions en surface, dues aux glissements plastiques, sont d'autant plus remarquables que la taille de grain augmente. En effet, elles sont plus importantes pour la microstructure de 340 µm par rapport à celle de 30 µm.



(a) $D_g = 30\,\mu m$ (b) $D_g = 340\,\mu m$

FIGURE 1.13 – Faciès de rupture obtenus lors des essais de traction pour les deux tailles de microstructure

			Microstructures de cette étude		Travaux de Bilotta [2016]
Diamètre moyen de grain	D_g	[µm]	30	340	90
Module d'Young	E	[GPa]	200	200	200
Limite d'élasticité	R_e	[MPa]	230	120	170
Résistance à la traction	R_m	[MPa]	400	360	380
Allongement à la rupture	A_r	[%]	53	53	

TABLEAU 1.5 – Propriétés mécaniques du fer Armco pour différentes tailles de grain (avec une vitesse de déformation constante de $10^{-3}\,s^{-1}$)

Influence de la taille de grain sur les propriétés mécaniques en traction monotone

Le module d'Young E et l'allongement à la rupture A_r apparaissent comme indépendants de la taille de grain (cf. tableau 1.5). Néanmoins, cette dernière influence les grandeurs seuils du comportement monotone, comme la limite d'élasticité R_e et la résistance à la traction R_m. La figure 1.14 présente l'évolution de ces grandeurs seuils en fonction du diamètre moyen de grain D_g pour les microstructures de l'étude et celle des travaux de Bilotta [2016].

L'influence de la taille de grain sur la limite d'élasticité peut être caractérisée par la relation de Hall-Petch [Hall, 1951; Petch, 1953]. Cette dernière s'applique pour les matériaux ayant une taille de grain supérieure à 100 nm [Kumar *et al.*, 2003], et considère que la limite d'élasticité est inversement proportionnelle à la racine carrée de la taille de grain. Cette relation peut être étendue à l'autre grandeur mécanique seuil, la résistance à la traction. Ainsi, la limite d'élasticité R_e et la résistance à la traction R_m évoluent en fonction du diamètre moyen de grain D_g via les équations suivantes :

$$R_e = \sigma_e + \frac{k_e}{\sqrt{D_g}} \quad \text{et} \quad R_m = \sigma_m + \frac{k_m}{\sqrt{D_g}} \tag{1.3}$$

où σ_e, k_e, σ_m et k_m sont des paramètres matériaux. Ces derniers sont identifiés à l'aide des valeurs numériques du tableau 1.5, et les deux courbes issues de la relation de Hall-Petch sont ainsi présentées en figure 1.14.

Constantes	σ_e [MPa]	k_e [MPa·µm$^{1/2}$]	σ_m [MPa]	k_m [MPa·µm$^{1/2}$]
Valeurs numériques	76	851	345	307

Tableau 1.6 – Valeurs numériques des constantes de la relation de Hall-Petch [Hall, 1951; Petch, 1953] identifiées

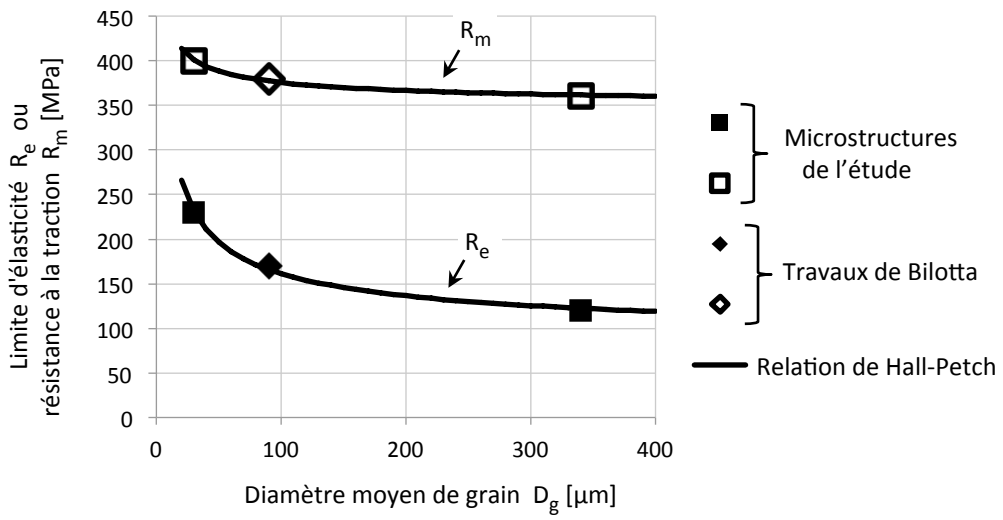


Figure 1.14 – Variation de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction en fonction du diamètre moyen de grain pour le fer Armco de l'étude et celui des travaux de Bilotta [2016]

A la vue de la figure 1.14, plusieurs remarques peuvent être formulées :

— Les valeurs expérimentales issues des essais de traction présentent une bonne corrélation avec la relation de Hall-Petch qu'il s'agisse de la limite d'élasticité ou de la résistance à la traction.

— L'affinement de la taille de grain exerce une influence bénéfique sur la limite d'élasticité et sur la résistance à la traction : ces dernières augmentent.

— La taille de grain a plus d'influence sur la limite d'élasticité R_e que sur la résistance à la traction R_m ($k_e > k_m$). En effet, pour une même augmentation de taille de grain de 30 µm à 340 µm, R_e chute presque de moitié (48 %), tandis que R_m diminue de 10 %.

L'influence notoire de la taille de grain sur la limite d'élasticité est un résultat typique des métaux de structure Cubique Centré, comme le fer et les aciers doux. En effet, en ce qui concerne les métaux de structure Cubique Face Centrée ou Hexagonal Compact, la valeur du coefficient k_e de la relation de Hall-Petch est faible, leurs propriétés mécaniques varient ainsi peu en fonction de la taille de grain [Dorlot *et al.*, 1986].

L'effet Hall-Petch sur la limite d'élasticité peut être expliqué par un mécanisme de franchissement de joints de grains. En effet, dans le cas des polycristaux, la désorientation entre les cristaux et les joints de grains gênent la progression de la déformation irréversible. L'un des modèles proposés dans la littérature qui aboutit à la relation de Hall-Petch, est celui de l'empilement des dislocations sur les joints de grain [Eshelby *et al.*, 1951; François *et al.*, 1991]. Lors de la mise sous contrainte d'un polycristal, la déformation plastique se déclenche d'abord dans les grains qui possèdent les plans de glissement les plus favorablement orientés par rapport à la contrainte de cisaillement. Quand cette dernière atteint une valeur critique, des sources de dislocations sont activées, et émettent des boucles qui sont bloquées par les joints de grains, à cause des différentes orientations cristallographiques. Les dislocations s'empilent sur ces interfaces difficiles à franchir jusqu'à ce que la force en retour, que chaque empilement exerce sur sa source, empêche celle-ci d'émettre de nouvelles dislocations. Néanmoins, les dislocations induisent une contrainte locale en tête d'empilement qui est proportionnelle au nombre de dislocations de l'empilement. Celle-ci finit par atteindre une valeur critique qui active des sources de dislocations dans le grain adjacent. Les glissements, dans des grains moins favorablement orientés, se propagent ainsi de grain en grain. Plus la taille de grain est petite, plus la taille de l'empilement est faible et plus la contrainte exercée en tête d'empilement est faible. Il faut donc une contrainte appliquée d'autant plus élevée pour déclencher la déformation plastique dans les grains adjacents, d'où une limite d'élasticité du polycristal plus élevée, en considérant que cette dernière est atteinte lorsque le champ de contrainte de l'empilement induit une déformation plastique dans le grain voisin.

1.2.3 Essais d'endurance

L'essai d'endurance permet de caractériser l'évolution de la tenue en fatigue à grand nombre de cycles. Les deux tailles de microstructure de 30 µm et 340 µm sont testées dans les mêmes conditions expérimentales.

Les éprouvettes utilisées sont identiques à celles des essais de tractions en terme de géométrie, d'usinage et de préparation. Les différentes étapes de l'élaboration des éprouvettes sont décrites au paragraphe 1.2.1. L'essai d'endurance est réalisé sous air, à température ambiante sur une machine hydraulique de traction uniaxiale. L'éprouvette est soumise à un chargement sinusoïdal de traction-compression, de rapport de charge R_Σ valant -1, à

une fréquence de 10 Hz. L'essai est piloté en charge. De plus, au niveau de l'asservissement de la machine hydraulique, le terme proportionnel du correcteur PID est réglé afin d'éviter un pic de charge supérieur au chargement maximal souhaité, lors du premier cycle. La durée de vie en nombre de cycles est relevée à l'aide d'un compteur.

La fréquence de 10 Hz induit des essais longs. En effet, chaque million de cycles effectué correspond à une durée d'essai de 28 heures. Ainsi, les essais atteignant les 5 millions de cycles durent presque 6 jours. Néanmoins, la durée des essais ne peut pas être diminuée en augmentant la fréquence. Des tests préliminaires ont été effectués sur une machine de résonance, type vibrophore, et ils ont montré que le fer Armco s'auto-échauffe de manière importante lorsqu'il est soumis à la fréquence de résonance d'environ 100 Hz. Un brunissement de la partie utile de l'éprouvette a été observé.

De plus, la méthode de test par paliers de charge échelonnés et croissants [Bellows *et al.*, 1999] ne peut être utilisée pour le fer Armco. Des tests préliminaires ont révélé que la limite de fatigue obtenue par cette méthode est bien supérieure à celle obtenue directement, sans effectuer de paliers. Les cycles de sollicitations à des niveaux de chargement inférieurs à la limite de fatigue induisent un écrouissage du matériau. Ainsi, pour éviter cet effet d'histoire du chargement, l'ensemble des résultats expérimentaux de fatigue, dans cette étude, sont obtenus par des essais directs, sans paliers de chargement.

Afin de minimiser le nombre d'éprouvettes et la durée de la campagne d'essais, le diagramme de Wöhler Σ_a-N, qui correspond à l'évolution de l'amplitude du chargement appliquée Σ_a en fonction de la durée de vie en nombre de cycles N, est construit en commençant par le point ayant le niveau de contrainte le plus élevé, puis en diminuant successivement le niveau de contrainte appliquée jusqu'à un point de non-rupture de l'éprouvette après 5 millions de cycles. La figure 1.15 présente les résultats expérimentaux obtenus (récapitulés en annexe B) dans un diagramme de Wöhler Σ_a-N, pour les deux tailles de microstructure, 30 µm et 340 µm, du matériau sans défaut. L'amplitude de la contrainte appliquée Σ_a est calculée de la manière suivante :

$$\Sigma_a = \frac{1}{2}\left(\Sigma_{max} - \Sigma_{min}\right) \tag{1.4}$$

où Σ_{max} et Σ_{min} sont respectivement la contrainte maximale et minimale au cours d'un cycle de chargement. De la même manière, la contrainte moyenne Σ_m et le rapport de charge R_Σ sont déterminés par les équations suivantes :

$$\Sigma_m = \frac{1}{2}\left(\Sigma_{max} + \Sigma_{min}\right) \tag{1.5}$$

$$R_\Sigma = \frac{\Sigma_{min}}{\Sigma_{max}} \tag{1.6}$$

Dans cette étude, les éprouvettes sont sollicitées en traction-compression avec un rapport de charge R_Σ valant -1, ainsi la contrainte moyenne Σ_m est nulle et l'amplitude de la contrainte Σ_a correspond à la contrainte maximale Σ_{max} du chargement appliqué. Sur la figure 1.15, un marquage plein correspond à un point de rupture, tandis qu'un marquage vide correspond à un point de non-rupture de l'éprouvette. Étant donné que l'amplitude de contrainte présente une certaine saturation à partir d'une durée de vie de 5 millions de cycles, le modèle de courbe choisi pour rendre compte de l'évolution de l'amplitude de la contrainte appliquée Σ_a en fonction du nombre de cycles à rupture total de l'éprouvette N_f, est celui de Stromeyer défini par l'équation :

$$\Sigma_a = \Sigma_{D_\infty} + A\ N_f^{-1/m} \tag{1.7}$$

où Σ_{D_∞} est la limite de fatigue asymptotique définie comme l'amplitude de la contrainte appliquée Σ_a maximale qui admet une durée de vie infinie, et A et m sont deux autres paramètres matériaux. Dans la littérature, il n'y a pas de méthode claire pour déterminer cette limite de fatigue asymptotique Σ_{D_∞} (sans pratiquer la méthode de l'escalier [Bellows *et al.*, 1999] sur un grand nombre d'éprouvettes). Ainsi, dans cette étude, l'identification choisie pour ce paramètre est effectuée via l'équation suivante :

$$\Sigma_{D_\infty} = \frac{\Sigma_{a_1}\, ln(N_{f_1}) + \Sigma_{a_2}\, ln(N_2)}{ln(N_{f_1}) + ln(N_2)} \tag{1.8}$$

L'indice 1 correspond au point à rupture ayant la plus grande durée de vie N_f et l'indice 2 correspond au point à non-rupture qui admet une amplitude de contrainte appliquée Σ_a la plus importante. Les deux autres paramètres A et m sont ensuite identifiés à partir des points admettant une rupture totale des éprouvettes, uniquement.

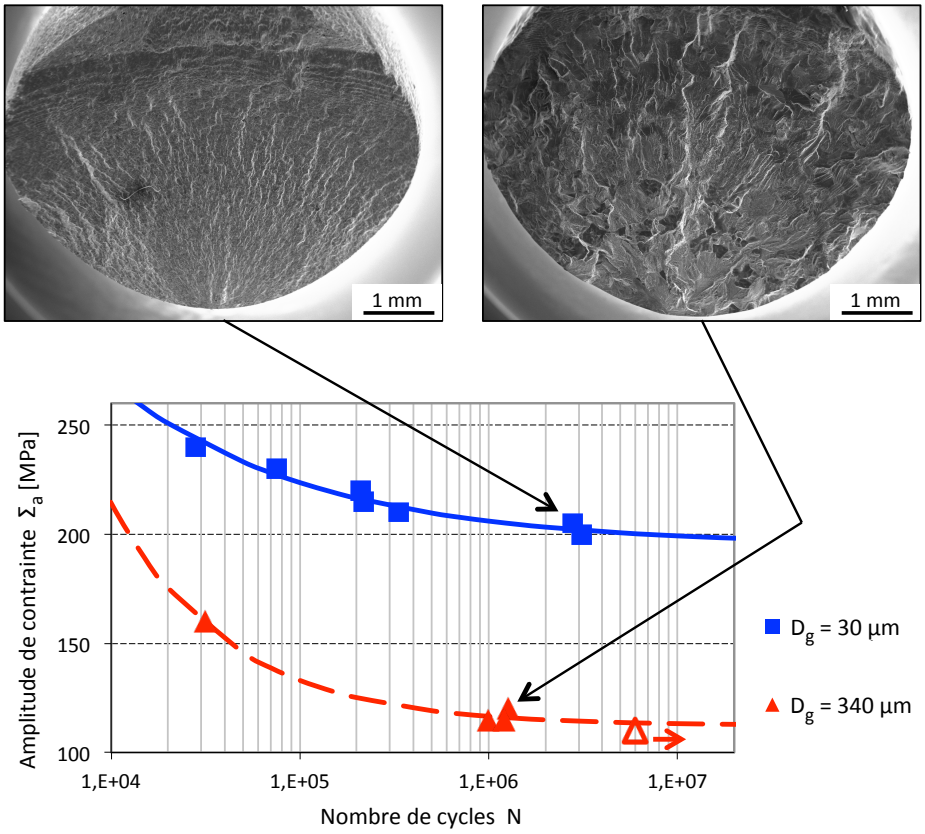


FIGURE 1.15 – Diagramme de Wöhler Σ_a-N du matériau sans défaut pour les deux tailles de microstructure

Les courbes de Stromeyer ainsi identifiées sont présentées en figure 1.15, pour les deux tailles de microstructure du matériau sans défaut. Plusieurs observations peuvent être effectuées :

— La limite de fatigue, notée Σ_D, est définie, dans cette étude, comme l'amplitude de la contrainte appliquée Σ_a qui conduit à une rupture totale de l'éprouvette pour une durée de vie de 5 millions de cycles. Cette limite de fatigue Σ_D, est de 200 MPa pour la microstructure de 30 µm, et de 115 MPa pour la microstructure de 340 µm. La limite de fatigue Σ_D pour la microstructure de 30 µm est quasiment deux fois plus importante que celle de 340 µm.
— Pour le domaine de durée de vie de l'étude (10^5 - 10^7 cycles), cet écart de contrainte au niveau des amplitudes de contraintes appliquées est constant et vaut 85 MPa.

Par ailleurs, la figure 1.15 présente, pour chaque taille de microstructure, un faciès de rupture obtenu dans le cas d'une durée de vie supérieure à 1 million de cycles. Le faciès correspondant à une taille de grain de 340 µm, révèle une topologie plus irrégulière par rapport à celui de la microstructure de 30 µm. L'augmentation de la taille de grain conduit à un faciès de rupture plus marqué par la cristallographie. Néanmoins, les faciès montrent que, pour les deux microstructures, la propagation de la fissure de fatigue jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette est du même type : elle est transgranulaire. Les faciès de rupture ne présentent pas de facettes de type intergranulaire (cf. figure 1.15).

L'influence remarquable de la taille de grain sur la limite de fatigue Σ_D peut s'expliquer par une extension de l'effet de Hall-Petch dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. Les joints entre grains de différentes orientations ralentissent la progression de la plasticité localisée dans les grains favorablement orientés par rapport à la contrainte de cisaillement.

La limite de fatigue à 5 million de cycles Σ_D pour la microstructure de 30 µm (200 MPa) est bien inférieure à sa limite d'élasticité en monotone R_e qui est de 230 MPa, tandis que, pour la microstructure de 340 µm, la limite de fatigue Σ_D (115 MPa) est proche de sa limite d'élasticité R_e qui vaut 120 MPa. Ainsi, pour la microstructure de 30 µm, le comportement en fatigue du fer Armco présente une plasticité localisée dans les grains favorablement orientés, il se situe dans le cadre conventionnel de la fatigue à grand nombre de cycle ; tandis que, dans le cas de la microstructure de 340 µm, le comportement en fatigue présente une plasticité légèrement étendue, et se situe proche de la frontière entre le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles et celui de la fatigue à faible nombre de cycles. En effet, la courbe de traction monotone pour une taille de grain de 340 µm (cf. figure 1.12b) montre qu'une contrainte appliquée de 115 MPa correspond à une déformation plastique de 0,15 %. Néanmoins, les travaux de Bilotta [2016] sur un fer Armco ayant une taille de grain de 90 µm et présentant un palier de Lüders sur sa courbe de traction, montrent que, lors d'un essai cyclique à déformation plastique imposée de 0,2 % (symétrique), la contrainte présente un léger adoucissement cyclique (la valeur de la contrainte maximale diminue avec le cyclage [Lemaitre *et al.*, 2009]), puis une stabilisation à partir de 5000 cycles. D'autres auteurs observent un comportement cyclique similaire, par exemple sur un acier ferritique faiblement allié [Roven et Nes, 1991] (pourcentage massique en carbone de 0,09 %, 89 % de ferrite et 11 % de perlite, taille moyenne de grain de ferrite de 11 µm), ou sur un acier doux à faible teneur en carbone [Chai et Laird, 1987] (pourcentage massique en carbone de 0,17 %), ou bien encore sur un monocristal de fer pur de structure cubique centrée [Mughrabi *et al.*, 1976] (pourcentage massique en carbone de 3 à $15 \cdot 10^{-4}$ %). De plus, lors des essais à contrainte imposée (rapport de charge R_Σ valant 0) dans les travaux de Bilotta [2016], la déformation totale présente un phénomène de rochet, puis d'adaptation à partir de 500 cycles. Il est ainsi probable que le fer Armco de l'étude ayant une taille de grain de 340 µm ait un comportement cyclique similaire, lors des essais d'endu-

rance menés à 5 millions de cycles, consistant en une adaptation élastique du matériau à partir d'un certain nombre de cycles. L'obtention d'un cycle stabilisé permet de justifier par la suite (cf. chapitre 3) l'utilisation d'une approche par critère de fatigue.

1.2.4 Bilan

La microstructure de 30 µm présente une limite de fatigue à 5 million de cycles Σ_D de 200 MPa, qui est quasiment deux fois plus importante que celle de la microstructure de 340 µm qui vaut 115 MPa. Les deux matériaux de l'étude sont issus de la même barre de fer Armco, ils ont ainsi la même composition chimique. De plus, ils ont quasiment la même préparation d'éprouvette (géométrie, usinage, polissage). Ainsi, la différence notoire de leur limite de fatigue Σ_D ne peut être attribuée qu'à l'effet de la différence de taille de grain.

1.3 Conclusion

— A ce stade de l'étude, deux microstructures issues de la même barre de fer Armco sont à disposition. Ces deux microstructures simples, comportant une seule phase, sont identiques en terme de composition chimique et de morphologie de grains. Elles admettent une homogénéité semblable en terme de taille de grain. Le seul élément qui les diffère est la dimension de leur longueur caractéristique : la taille de grain. Cette dernière, définie par le diamètre moyen de grain D_g, vaut 30 µm et 340 µm suivant la microstructure considérée. De plus, la microstructure de 340 µm permet l'introduction d'un défaut de surface plus petit que la taille de grain avec les techniques à disposition au laboratoire, tout en conservant le volume de la partie utile de l'éprouvette suffisamment représentatif.

— La microstructure de 30 µm présente une limite de fatigue à 5 million de cycles Σ_D de 200 MPa, qui est quasiment deux fois plus importante que celle de la microstructure de 340 µm qui vaut 115 MPa. Les deux microstructures de l'étude ont quasiment la même préparation d'éprouvette (géométrie, usinage, polissage). Ainsi, la différence notoire de leur limite de fatigue Σ_D ne peut être attribuée qu'à l'effet de la différence de taille de grain.

Chapitre 2

Étude de l'influence du défaut introduit dans la microstructure de fer Armco sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles

Sommaire

2.1 Introduction de défauts géométriques de surface calibrés . . . 27
2.1.1 Choix de l'usinage par électro-érosion . . . 27
2.1.2 Procédure de calibration . . . 28
2.1.3 Influence de l'usinage par électro-érosion sur la tenue en fatigue . 32
2.1.4 Bilan . . . 34
2.2 Influence de la taille de défaut sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles . . . 34
2.2.1 Diagramme de Wöhler Σ_a-N avec défauts . . . 34
2.2.2 Diagramme de Kitagawa Σ_D-D . . . 36
2.3 Influence du rapport taille de défaut / taille de grain sur la tenue en fatigue : diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ 38
2.4 Conclusion . . . 44

2.1 Introduction de défauts géométriques de surface calibrés

Afin de déterminer l'influence du rapport entre taille de défaut et taille de grain sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles, il est nécessaire d'introduire une large gamme de tailles de défaut dans les deux microstructures, 30 µm et 340 µm.

2.1.1 Choix de l'usinage par électro-érosion

Il existe différentes techniques d'introduction de défauts : l'impact laser, le micro-perçage, l'usinage chimique et l'électro-érosion. Dans des travaux antérieurs au laboratoire [Billaudeau, 2002], après avoir testé trois de ces procédés sur un acier faiblement

allié (pourcentage massique de carbone de 0,36 %), l'électro-érosion a été retenue. En effet, l'introduction du défaut par choc laser induit un fort endommagement du matériau, la morphologie du défaut est ainsi difficilement contrôlable. En revanche, le micro-perçage permet de mieux maîtriser la morphologie du défaut, néanmoins la profondeur de perçage est difficile à contrôler. Une autre possibilité est l'usinage chimique. Néanmoins, il s'avère délicat, au sein d'un polycristal, de contrôler les vitesses d'usinage dans les différentes directions cristallographiques. Le procédé ainsi retenu pour l'introduction des défauts dans le fer pur Armco de l'étude est l'électro-érosion par enfonçage. Ce dernier permet d'obtenir une morphologie contrôlée et des tailles calibrées et variées, de manière reproductible. De plus, son utilisation sur différents matériaux dans des thèses antérieures a permis d'acquérir au sein du laboratoire un savoir-faire sur la procédure d'usinage de défauts.

L'usinage par électro-érosion s'opère de la manière suivante : l'éprouvette est installée dans le fond d'une enceinte reliée à un potentiel nul et baigne dans un fluide diélectrique isolant (du kérosène est utilisé dans l'étude). L'outil est relié à un potentiel très élevé et il est piloté en déplacement à vitesse lente vers l'éprouvette. Le fluide diélectrique isolant sépare toujours les deux électrodes (l'outil et l'éprouvette). Lorsque la distance entre ces dernières est telle que le potentiel de l'outil est plus élevé que la tension de claquage (fixée par le pouvoir isolant du diélectrique et la distance entre les électrodes), des étincelles sont produites à haute fréquence. En effet, sous l'action du champ électrique, un canal conducteur entre les deux électrodes se forme par ionisation électrique. Une fois que ce canal conducteur est créé, l'intensité du courant entre les deux électrodes augmente et la tension diminue. Cette décharge s'effectue dans le canal conducteur dont la section est très réduite. Elle provoque ainsi l'échauffement local des électrodes, la fusion et la vaporisation des matériaux qui les constituent [Kremer, 2016]. La répétition de ce processus entraîne un usinage progressif dans l'éprouvette. La circulation du fluide diélectrique permet le refroidissement et l'évacuation des particules de métal fondu.

2.1.2 Procédure de calibration

L'objectif est d'obtenir une gamme de défauts de tailles différentes, mais ayant une même morphologie. Cette dernière est choisie de forme hémisphérique, comme l'illustre la figure 2.1 : la profondeur du défaut est égale à son rayon, c'est-à-dire à la moitié de son diamètre de surface. Ainsi, par cette même morphologie, tous les défauts présentent le même coefficient de concentration de contrainte K_t qui vaut 2,05 (sur la surface du défaut et dans le plan perpendiculaire à la direction de chargement) [Mu *et al.*, 2014]. Seule la taille de défaut change d'une éprouvette à l'autre. Cette taille de défaut est définie par le diamètre du défaut, noté D.

La géométrie du défaut est conditionnée par la forme de l'outil de l'électro-érosion. Ainsi, pour introduire un défaut hémisphérique, un fil de cuivre (dont l'extrémité est arrondie après plusieurs essais) est choisi comme outil. Le diamètre du défaut obtenu dépend ainsi du diamètre du fil de cuivre choisi. La gamme de tailles de défaut est donc définie par le choix de six fils de cuivre de différents diamètres, de 50 à 860 µm (cf. tableau 2.1). Cependant, la profondeur du défaut obtenu dépend du déplacement piloté de l'outil lors de l'usinage. Ainsi, avant d'introduire les défauts dans la partie utile des éprouvettes, une procédure de calibration est effectuée afin de déterminer, pour chaque diamètre de fil utilisé, la profondeur pilotée de l'outil lors de l'usinage qui permet d'obtenir une morphologie hémisphérique. La calibration a été effectuée sur la microstructure de 30 µm. La géométrie des défauts est mesurée au microscope optique. Leur profondeur est mesurée par l'écart entre les distances de mise au point en surface et au fond du défaut. Le résultats des

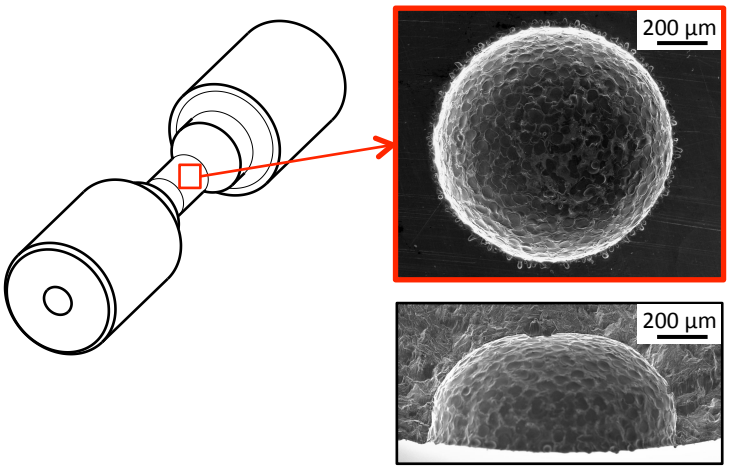


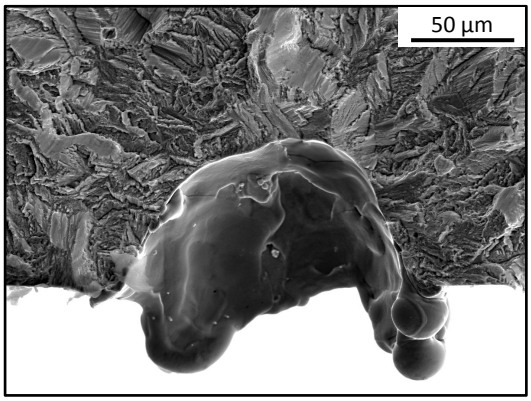
FIGURE 2.1 – Géométrie d'un défaut de diamètre D de 990 µm introduit dans la partie utile d'une éprouvette ayant une taille de grain D_g de 30 µm

Paramètres d'usinage par électro-érosion :								
Diamètre du fil [µm]		50	100	200	320	540	860	860
Profondeur pilotée [µm]		80	150	250	210	360	540	540
Prof. pilotée / diamètre du fil		1,6	1,5	1,25	0,66	0,67	0,63	0,63
Matériau :								
$D_g = 30\,\mu m$		×	×	×	×	×		×
$D_g = 340\,\mu m$		×	×	×	×	×	×	
Caractérisation du défaut obtenu :								
Diamètre [µm]	Moyenne	131	189	309	422	644	951	987
	Écart-type		3,7	3,0	2,7	6,5	4,3	6,7
Profondeur [µm]	Moyenne	68	82	136	202	315	416	429
	Écart-type		3,3	6,5	7,8	8,7	2,3	0,8
Diamètre / 2 x profondeur	Moyenne	1,04	0,87	0,88	0,96	0,97	0,87	0,87
	Écart-type		0,048	0,042	0,031	0,026	0,0008	0,007
Nombre de défauts mesurés		2	6	6	3	6	3	3
Désignation	D [µm]	130	190	310	420	640	950	990

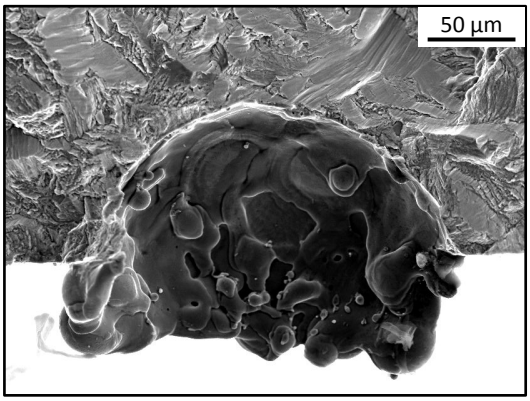
TABLEAU 2.1 – Paramètres d'usinage obtenus suite à la calibration et caractérisation dimensionnelle des différents défauts au Microscope Électronique à Balayage (MEB)

différents tests de calibration, c'est-à-dire la profondeur à piloter lors de l'usinage pour chacun des diamètres de fil, sont récapitulés dans le tableau 2.1.

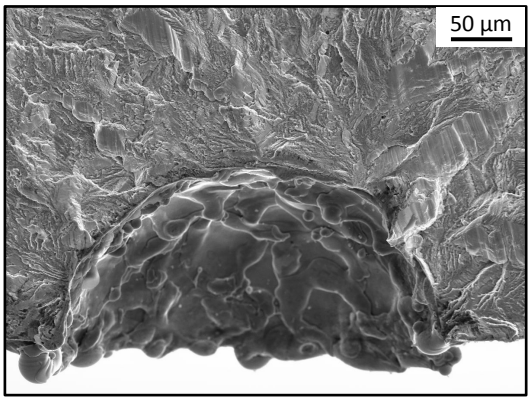
Les défauts hémisphériques sont ainsi introduits dans la partie utile des éprouvettes (cf. figure 2.1) pour les deux tailles de microstructure, 30 µm et 340 µm. Ces dernières ont subi au préalable la même préparation, en terme de géométrie, d'usinage et de polissage, précisée au paragraphe 1.2.1 et identique aux éprouvettes sans défauts testées (cf. paragraphe 1.2.3). La géométrie des différentes tailles de défauts testés est ensuite contrôlée lors des observations des faciès de rupture au Microscope Électronique à Balayage (MEB). Les figures 2.2 et 2.3 présentent les faciès obtenus pour, respectivement, la microstructure



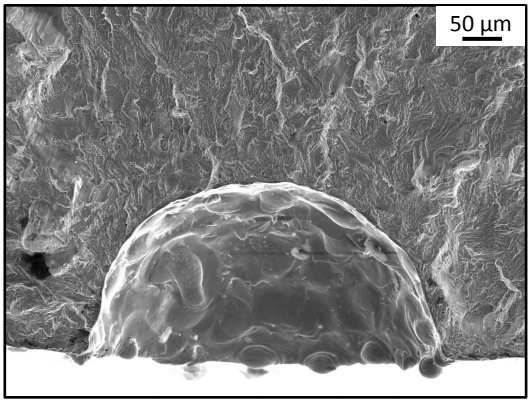
(a) $D = 130\,\mu m$



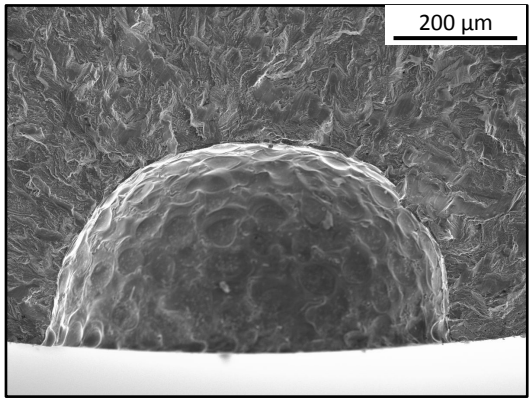
(b) $D = 190\,\mu m$



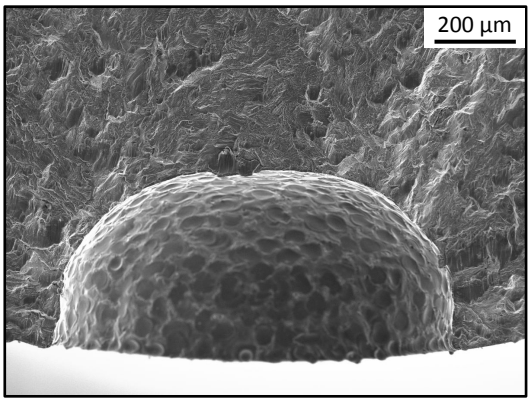
(c) $D = 310\,\mu m$



(d) $D = 420\,\mu m$



(e) $D = 640\,\mu m$



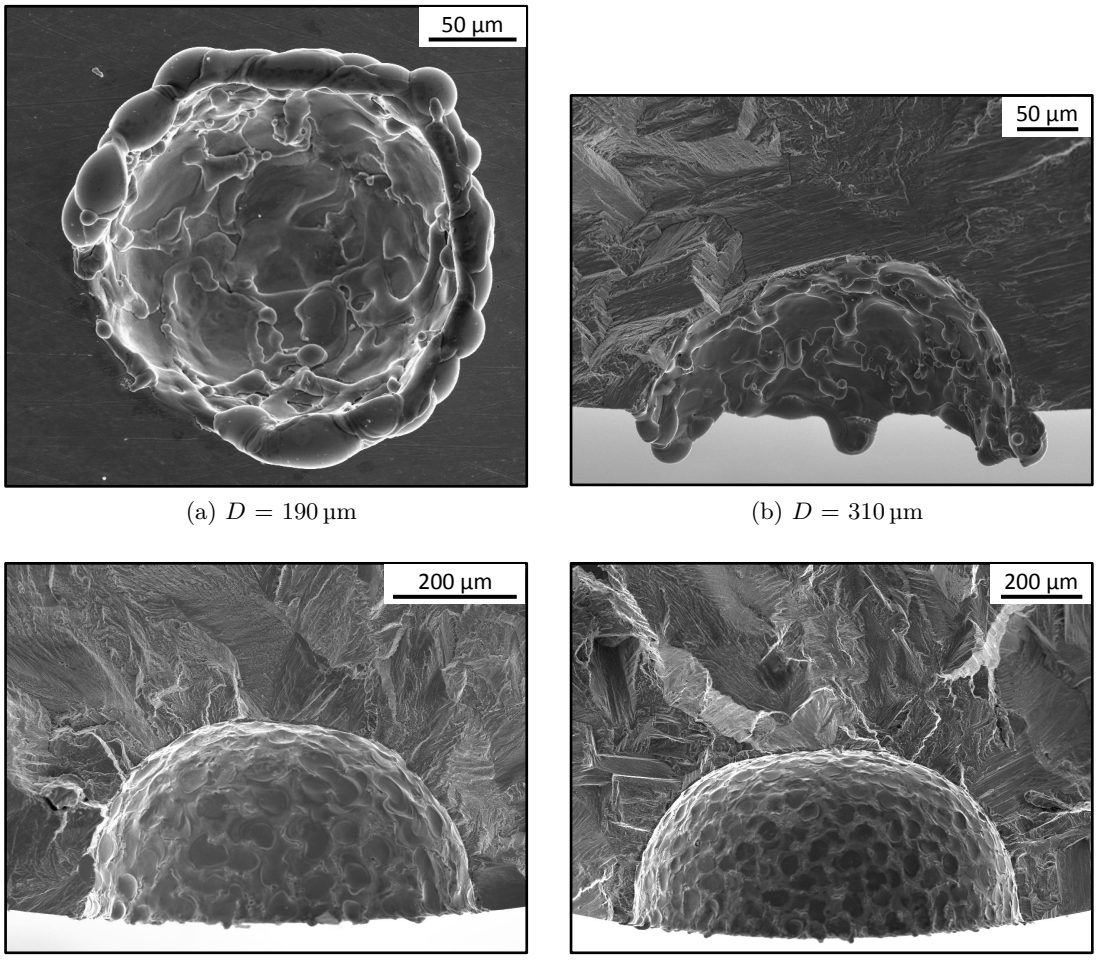
(f) $D = 990\,\mu m$

Figure 2.2 – Géométrie des défauts introduits dans la microstructure de 30 µm

de 30 µm et celle de 340 µm. Le tableau 2.1 récapitule les moyennes et les écarts types résultant des mesures des diamètres et des profondeurs (issues des observations des faciès au MEB) des différentes tailles de défauts étudiés.

A la vue du tableau 2.1 et des figures 2.2 et 2.3, plusieurs remarques peuvent être formulées :

— Les valeurs des écart-types des diamètres et des profondeurs mesurées montrent



(a) $D = 190\,\mu m$ (b) $D = 310\,\mu m$

(c) $D = 640\,\mu m$ (d) $D = 950\,\mu m$

FIGURE 2.3 – Géométrie des défauts introduits dans la microstructure de 340 µm

que le procédé d'obtention des défauts par électro-érosion présente une bonne répétabilité.

— Les différents défauts usinés dans les éprouvettes, et dont la géométrie est mesurée au MEB, ont une bonne morphologie hémisphérique : les rapports entre le rayon (valant la moitié du diamètre) et la profondeur sont proches de 1, ils sont compris entre 0,87 et 1,04 avec un écart-type maximal de 0,048. Ce résultat valide la procédure de calibration de la profondeur pilotée de l'outil lors de l'usinage, pour chaque diamètre de fil utilisé, étant donné que les mesures des géométries des défauts lors des tests de calibration ont été effectuées au microscope optique.

— La diminution du rapport entre profondeur pilotée et diamètre du fil à mesure que le diamètre du fil augmente peut s'expliquer par une usure plus faible du fil pour les gros diamètres par rapport aux plus petits. Ce rapport sature pour les gros diamètres, à partir d'une valeur de 320 µm, et vaut environ 2/3.

— La calibration a été effectuée uniquement sur la microstructure de 30 µm. Puis, les paramètres d'usinage (diamètre de fil et profondeur pilotée) ont été appliquée à la fois sur les éprouvettes de 30 µm et sur celles de 340 µm en taille de grain. La taille de grain semble ne pas avoir d'influence sur les dimensions des défauts obtenus à partir des même paramètres d'usinage, tant que le diamètre du fil reste inférieur à

800 µm. En effet, pour un diamètre de fil fixé inférieur à cette valeur, les mesures des diamètres de défauts obtenus dans la microstructure de 30 µm présente une moyenne et un écart type du même ordre de grandeur que celle de 30 µm, d'où la non distinction entre les deux matériaux dans le tableau 2.1. Néanmoins, ce n'est plus le cas pour le fil de diamètre 860 µm : la moyenne des diamètres obtenus dans la microstructure de 30 µm est nettement en dehors de l'écart type de ceux obtenus dans la microstructure de 340 µm, et inversement, d'où la distinction entre les deux tailles de grain pour le fil de diamètre 860 µm dans le tableau 2.1. Ainsi, le fil de diamètre 860 µm, ayant une même profondeur pilotée de 540 µm, usine un défaut de dimensions plus importantes dans la microstructure de 30 µm (diamètre moyen de 987 µm et profondeur moyenne de 429 µm) que dans celle de 340 µm (diamètre moyen de 951 µm et profondeur moyenne de 416 µm). A partir d'un diamètre de défaut supérieur à 800 µm, une diminution de la taille de grain semble quelque peu améliorer l'usinabilité par électro-érosion du polycristal.

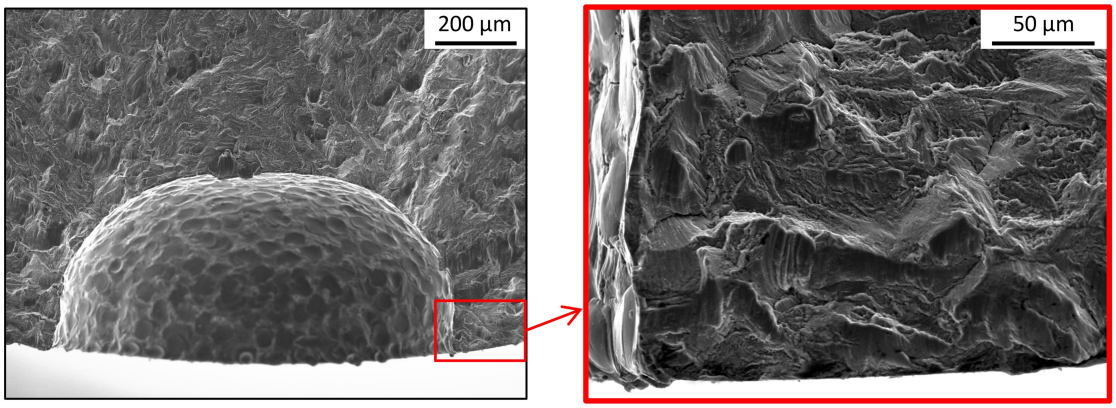
— Par ailleurs, les faciès de rupture présentés en figures 2.2 et 2.3 montrent la présence d'un bourrelé de métal fondu (puis re-solidifié) autour du défaut, dans le cas des petits défauts, et pour les deux tailles de microstructure. Lorsque la taille de défaut augmente, ce bourrelé diminue, puis disparaît (à partir d'une taille de défaut de l'ordre de 500 µm). Le choix a été fait de ne pas enlever ce bourrelé par re-polissage des éprouvettes après l'introduction du défaut, afin de ne pas modifier la morphologie hémisphérique des défauts par une diminution de leur profondeur. De plus, ce choix permet d'éviter une différence de préparation d'éprouvette entre celles qui ont un petit défaut (donc un bourrelé) et celles qui ont un gros défaut ou qui sont sans défaut (celles qui n'ont pas de bourrelé).

2.1.3 Influence de l'usinage par électro-érosion sur la tenue en fatigue

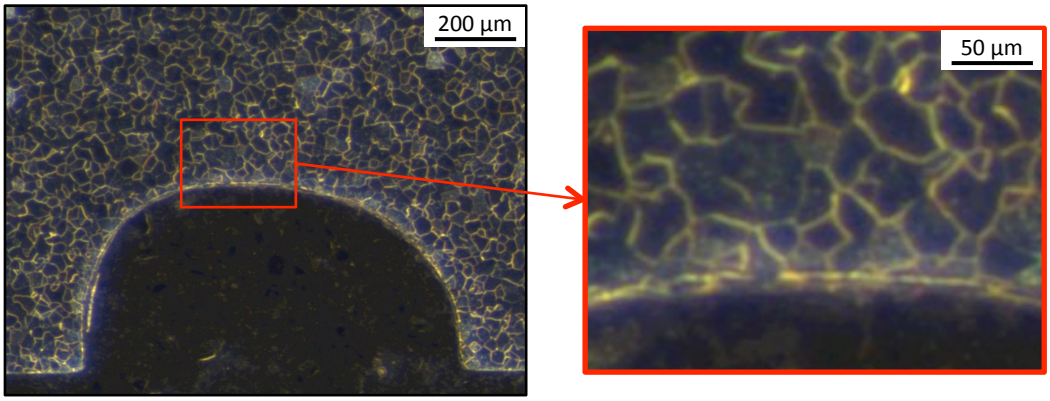
Via une campagne expérimentale sur différents aciers (dont un acier de type ferritique), Ghanem *et al.* [2003] ont montré que le procédé d'électro-érosion par enfonçage est susceptible d'avoir des effets marqués sur l'intégrité de surface. L'état géométrique, métallurgique et mécanique du matériau au voisinage de la surface usinée est modifié.

— Les modifications géométriques concernent la rugosité. L'évolution de cette dernière est principalement affectée par l'intensité du courant qui alimente l'électrode et semble être indépendante du matériau usiné [Ghanem *et al.*, 2003]. Une augmentation de la rugosité conduit à une diminution notablement de la tenue en fatigue. Une faible intensité a donc été choisie lors de l'usinage des défauts de cette thèse afin de limiter la rugosité. La surface hémisphérique ainsi obtenue semble présenter une rugosité du même ordre de grandeur que celle de la surface de la partie utile de l'éprouvette (cf. figure 2.4a).

— Les modifications métallurgiques affectent la composition chimique et la microstructure. Le changement de composition chimique est dû à la diffusion, dans le matériau, d'éléments chimiques du fluide diélectrique, comme le carbone et l'hydrogène. L'apport de carbone dans le matériau induit une augmentation de la dureté de surface. A cause de la plus grande solubilité du carbone dans les structures CFC, le durcissement de surface induit par le procédé d'électro-érosion est plus important dans les structures austénitiques (CFC) que dans celles de type ferritiques (CC) [Ghanem *et al.*, 2003]. La diffusion de l'hydrogène peut fragiliser le matériau et induire une réduction de la résistance en fatigue [Bilotta, 2016]. Par ailleurs, les



(a) Vue détaillée du faciès de rupture au bord du défaut



(b) Microstructure sous la surface usinée par électro-érosion

FIGURE 2.4 – Vues détaillées d'un défaut de 990 µm introduit dans la microstructure de 30 µm

modifications métallurgiques concernent également la microstructure. Une couche blanche (de l'ordre de quelques micromètres), ayant une structure dendritique due à la fusion puis la solidification rapide du métal, se forme souvent en surface lors du procédé d'électro-érosion [Ramasawmy *et al.*, 2005]. Dans le cas des aciers doux (dont les aciers ferritiques), une légère augmentation de la taille de grain sous la couche blanche est souvent observée [Ghanem *et al.*, 2003]. Néanmoins, les conditions d'usinage mises en œuvre dans cette thèse (faible intensité et usinage en continue) ne semblent pas modifier la microstructure, en terme de morphologie et de taille de grain, du matériau sous la surface usinée (cf. figure 2.4b).

— L'état mécanique au voisinage du défaut usiné par électro-érosion est principalement modifié par la présence d'un champ de contraintes résiduelles. Ces dernières sont positives en surface et conduisent ainsi à l'apparition de micro-fissures au niveau de la surface du défaut avant même que le matériau soit sollicité. Lorsque la dureté du matériau croît, la densité et la longueur des fissures augmentent également [Ghanem *et al.*, 2003]. Un contrôle des défauts, avant que les éprouvettes soient soumises aux essais de fatigue, a montré que les conditions d'usinage mises en œuvre dans cette thèse n'engendrent pas de micro-fissures dans le fer Armco.

Par ailleurs, la vue détaillée du faciès de rupture au bord du défaut (cf. figure 2.4b) montre que le mécanisme de propagation de la fissure de fatigue ne semble pas être différent entre les grains sous la surface du défaut et les grains plus éloignés. Les grains autour du défaut ne semblent pas être affectés par le procédé d'électro-érosion. De plus, la campagne expérimentale menée dans cette thèse montrent que dans le cas d'une éprouvette ayant un défaut de 190 µm introduit dans une microstructure de 340 µm), la rupture de fatigue a lieu hors du défaut (cf. figure 2.7b). Dans les conditions d'usinage mises en œuvre et pour le matériau d'étude (fer Armco), le procédé d'électro-érosion par enfonçage n'a ainsi pas d'effet sur la tenue en fatigue.

2.1.4 Bilan

La procédure d'introduction de défauts par usinage par électro-érosion est calibrée afin d'obtenir une gamme de défauts de tailles différentes (de 130 µm à 990 µm), ayant une même morphologie hémisphérique, de manière reproductible. Par cette même morphologie, tous les défauts présentent le même coefficient de concentration de contrainte K_t sur la surface du défaut. Seule la taille change d'un défaut à l'autre.

Les défauts hémisphériques sont ainsi introduits dans la partie utile des éprouvettes pour les deux tailles de microstructure, 30 µm et 340 µm. Ces dernières ont subi au préalable la même préparation (géométrie, usinage et polissage) précisée au paragraphe 1.2.1. Les éprouvettes obtenues présentent ainsi une gamme de rapport taille de défaut / taille de grain de 0,56 à 33, incluant le cas où la taille de défaut est inférieure à la taille de grain.

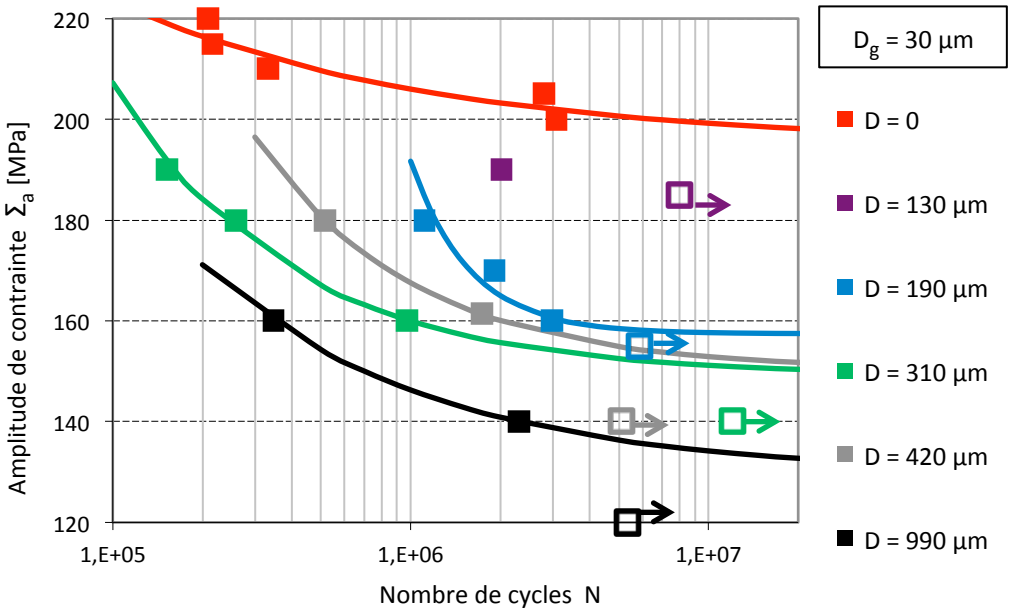
2.2 Influence de la taille de défaut sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles

2.2.1 Diagramme de Wöhler Σ_a-N avec défauts

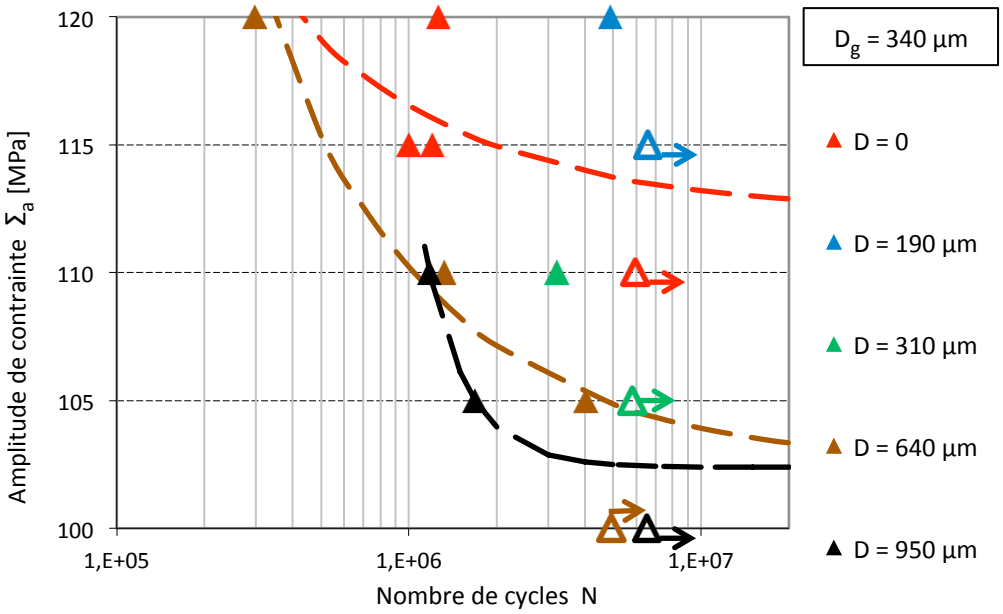
Afin de caractériser l'influence du rapport taille de défaut / taille de grain sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles du fer Armco, les éprouvettes issues des deux tailles de microstructure, 30 µm et 340 µm, dans lesquels sont introduits des défauts hémisphériques de tailles différentes (comme précisé au paragraphe 2.1), sont testées à l'endurance. La campagne d'essai comptabilise 27 éprouvettes avec défaut réparties suivant cinq et quatre diamètres de défaut différents dans respectivement la microstructure de 30 µm et 340 µm. Le protocole des essais d'endurance est identique à celui pour le matériau sans défaut, décrit au paragraphe 1.2.3. La figure 2.6 présente l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus (récapitulés en annexe B) dans deux diagrammes de Wöhler Σ_a-N, un pour chaque microstructure. Des courbes de Stromeyer sont tracées pour chaque taille de défaut présentant au moins deux points à rupture. Les paramètres du modèle sont identifiés suivant la même démarche que pour le matériau sans défaut (cf. paragraphe 1.2.3).

Au regard des diagrammes de Wöhler Σ_a-N en figure 2.6, plusieurs remarques peuvent être formulées :

— Pour une microstructure et une taille de défaut D fixées, ce dernier a plus d'influence sur l'abattement de l'amplitude de contrainte Σ_a pour les grandes durées de vie (supérieures à deux millions de cycles) que pour les faibles durées de vie. Par exemple, dans le cas de la microstructure de 30 µm (cf. figure 2.5a), pour un diamètre de défaut D fixé valant 310 µm et pour une durée de vie inférieure à 200 000 cycles, l'amplitude de contrainte Σ_a a un abattement de 14 %, tandis que



(a) $D_g = 30\,\mu\text{m}$



(b) $D_g = 340\,\mu\text{m}$

FIGURE 2.5 – Diagramme de Wöhler Σ_a-N pour les deux tailles de microstructure, 30 µm (a) et 340 µm (b), et pour différentes tailles de défaut, dans le cas d'un chargement uniaxial de traction/compression ($R_\Sigma = -1$)

pour une durée de vie supérieure à deux millions de cycles, Σ_a présente une réduction de 25 %. De même, dans le cas de la microstructure de 340 µm (cf. figure 2.5b), pour un diamètre de défaut D fixé valant 640 µm et pour une une durée de vie inférieure à un millions de cycles, l'amplitude de contrainte Σ_a a un abattement de 4 %, tandis que pour une durée de vie supérieure à deux millions de cycles, Σ_a présente une réduction de 9 %. Ainsi, pour chaque microstructure, le pourcentage d'abatte-

ment de l'amplitude de contrainte Σ_a double entre les petites et les grandes durées de vie. En effet, pour les petites durées de vie, ces dernières sont gouvernées par la phase de propagation de la fissure de fatigue, tandis que pour les grandes durées de vie, la phase d'amorçage semble les gouverner. La faible réduction de section de l'éprouvette, due à l'introduction du défaut, affecte peu la durée de propagation de la fissure de fatigue, tandis que la présence d'un défaut géométrique de surface induit une concentration de contrainte qui conduit à un amorçage précoce [Hénaff et Morel, 2005].

— Pour chaque microstructure et pour les grandes durées de vie (supérieures à deux millions de cycles), la présence d'un défaut conduit à une réduction de l'amplitude de contrainte Σ_a, et cet abattement est d'autant plus important que la diamètre du défaut augmente. Dans le cas de la microstructure de 30 µm (cf. figure 2.5a), pour un diamètre de défaut D valant 130 µm, l'amplitude de contrainte Σ_a admet une réduction de 6 %, tandis que pour D valant 990 µm, l'abattement de Σ_a est de 32 %. Pour la microstructure de 340 µm, la figure 2.5b montre que l'influence du défaut sur l'amplitude de contrainte Σ_a suit la même tendance. Une augmentation de la taille de défaut conduit ainsi à une réduction notable de la résistance à la fatigue.

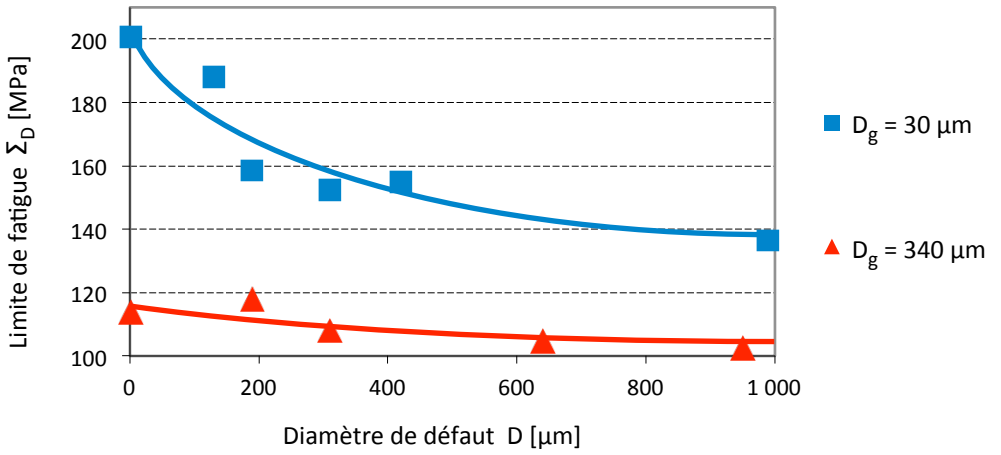
2.2.2 Diagramme de Kitagawa Σ_D-D

En utilisant l'interpolation par les courbes de Stromeyer en figure 2.6, la limite de fatigue Σ_D, définie comme l'amplitude de contrainte Σ_a admettant une rupture à 5 millions de cycles, est déterminée pour chaque taille de défaut et pour les deux microstructures. Ces limites de fatigue Σ_D sont ensuite tracées en fonction du diamètre de défaut D, et présentées en figure 2.6a, pour les deux tailles de grain. Les deux diagrammes de Kitagawa et Takahashi [1976] Σ_D-D ainsi obtenus sont pour un chargement uniaxial de traction/compression avec un rapport de charge R_Σ valant -1. Plusieurs observations peuvent être effectuées :

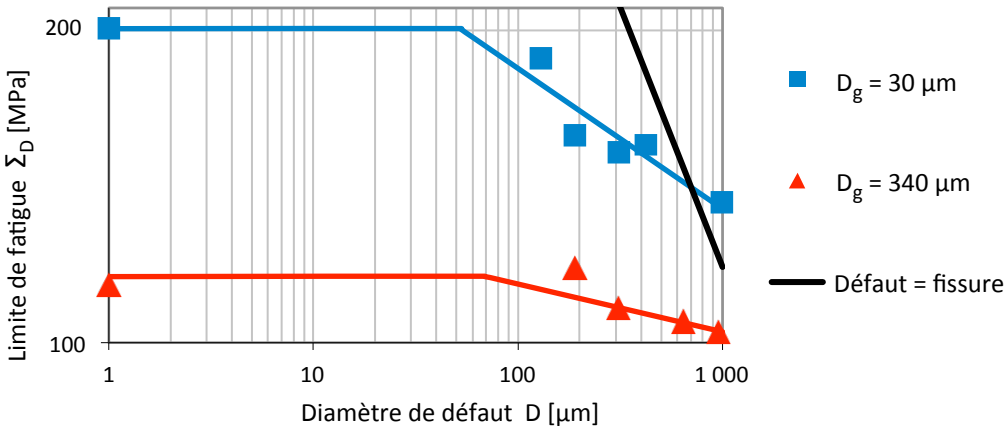
— Pour une taille de défaut fixée, la limite de fatigue Σ_D pour la microstructure de 30 µm est plus sensible à la présence du défaut que pour la microstructure de 340 µm. En effet, dans le cas d'un diamètre de défaut D valant 1000 µm, la microstructure de 30 µm admet un abattement de sa limite de fatigue Σ_D de 32 %, tandis que pour la taille de grain D_g valant 340 µm, la réduction de Σ_D est de 11 % (cf. figure 2.6a). Ainsi, quand le diamètre de grain D_g augmente (multiplié par 10), la limite de fatigue Σ_D devient moins sensible à la présence du défaut : l'abattement est divisé par trois.

— Quand la taille de défaut D augmente, la limite de fatigue Σ_D devient moins sensible au diamètre de grain, Σ_D est plus gouverné par la taille de défaut. La figure 2.6a montre que pour D proche de zéro, l'écart de Σ_D entre les deux microstructures est de 85 MPa, tandis que pour D valant 1000 µm, cet écart est de 35 MPa. Ainsi, quand le diamètre de défaut D augmente (multiplié par 1000), l'écart de limite de fatigue Σ_D entre les deux microstructures est divisé par 2,4.

La figure 2.6a montre l'évolution de la limite de fatigue Σ_D en fonction du diamètre de défaut pour les deux tailles de microstructure, 30 µm et 340 µm. Les résultats de la figure 2.6b y sont reproduits en utilisant des échelles logarithmiques afin de les comparer avec ceux de la littérature. En effet, les diagrammes de Kitagawa Σ_D-D sont souvent représentés avec ce type d'échelles [Kitagawa et Takahashi, 1976]. Pour chaque microstructure,



(a) Échelles linéaires



(b) Échelles logarithmiques

FIGURE 2.6 – Diagramme de Kitagawa Σ_D-D à 5 millions de cycles pour les deux microstructures

l'évolution de la limite de fatigue Σ_D en fonction du diamètre de défaut D, correspondant aux points de rupture sur défaut, est décrite par une fonction puissance définie par l'équation :

$$\Sigma_D = B\ D^{-1/n} \tag{2.1}$$

avec B et n deux paramètres matériaux dont les valeurs numériques identifiées pour chaque taille de microstructure sont récapitulées dans le tableau 2.2. Pour les petites tailles de défauts, la limite de fatigue est seuillée par celle du matériau sans défaut.

Afin de modéliser la réduction de la limite de fatigue lorsque le diamètre de défaut augmente, le défaut peut être considéré comme une fissure courte. Dans le cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture, le seuil de propagation de fissure est décrit par l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK qui est fonction de la longueur de fissure a et de l'amplitude de contrainte appliqué Σ_a. En présence d'un défaut qui est considéré comme équivalent à une fissure, la limite de fatigue correspond à l'amplitude de contrainte nécessaire pour propager une fissure amorcée en fond de défaut et a ainsi pour expression [Leopold et Nadot, 2010] :

$$\Sigma_D = \frac{\Delta K_{th,\,eff}}{Y\sqrt{\pi a}} \tag{2.2}$$

avec Y un facteur de forme qui décrit la morphologie de la fissure et vaut $2/\pi$ dans le cas d'une fissure hémisphérique. $\Delta K_{th,\,eff}$ correspond à l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effectif, c'est-à-dire l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte sans effet de fermeture : une fissure courte ne présente pas d'effet de fermeture [Verreman et Limodin, 2008]. $\Delta K_{th,\,eff}$ est un paramètre matériau et, dans le cas du fer Armco, Pippan [1991] a montré que ce paramètre est indépendant de la taille de grain et vaut $3\,\mathrm{MPa\ m^{-1/2}}$. Pour un défaut hémisphérique de surface, la longueur de fissure a correspond au rayon du défaut et vaut donc $D/2$ en utilisant les notations de cette thèse. En présence d'un défaut considéré comme équivalent à une fissure, l'expression de la limite de fatigue devient ainsi :

$$\Sigma_D = B\ D^{-1/n} \quad \text{avec} \quad B = \Delta K_{th,\,eff}\sqrt{\frac{\pi}{2}} \quad \text{et} \quad n = 2 \tag{2.3}$$

La valeur numérique obtenue pour B est précisée dans le tableau 2.2. L'évolution de la limite de fatigue prédite, en considérant le défaut comme une fissure courte, est tracée en fonction du diamètre du défaut (cf.figure 2.6b). Les pentes des deux microstructures expérimentales apparaissent comme notablement plus faibles que celle pour le défaut équivalent à une fissure. Afin de quantifier l'influence du rapport entre taille de défaut et taille de grain sur la réduction de la limite de fatigue, tracer le diagramme de Kitagawa de manière dimensionné, comme proposé par Lorenzino et Navarro [2015] dans leurs travaux expérimentaux sur un alliage d'aluminium, semble pertinent.

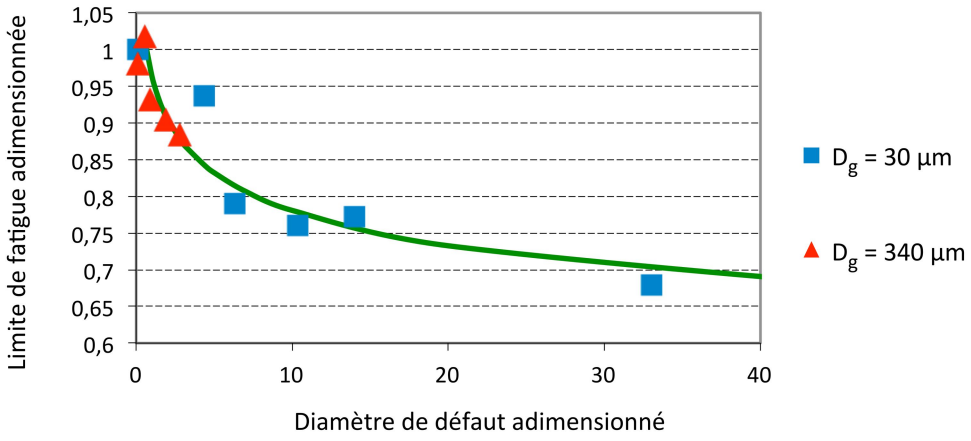
Matériaux & approche	B [MPa µm$^{1/n}$]	n
Fer Armco 30 µm	343	7,4
Fer Armco 340 µm	141	21,7
Défaut équivalent à une fissure	3740	2

Tableau 2.2 – Valeurs numériques des paramètres B et n (cf. équation 2.1) identifiées pour les deux microstructures du fer Armco et pour le modèle considérant le défaut équivalent à une fissure (cf. figure 2.6b)

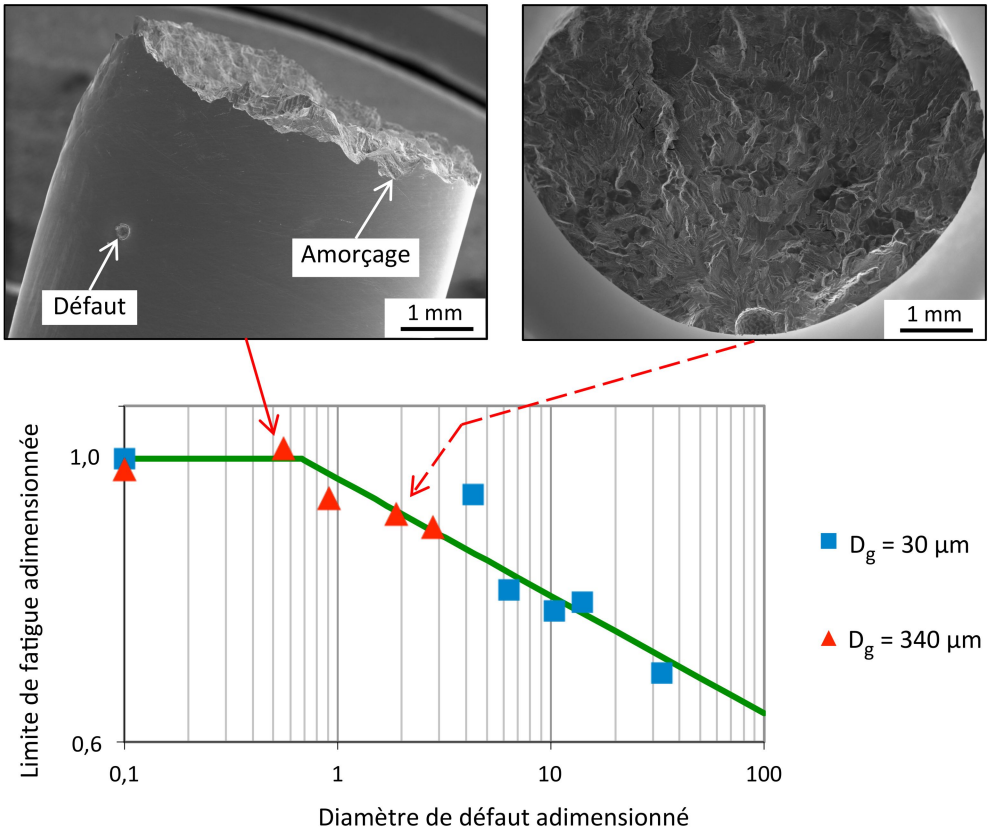
2.3 Influence du rapport taille de défaut / taille de grain sur la tenue en fatigue : diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$

Le diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ représente la limite de fatigue à 5 millions de cycle Σ_D adimensionnée par celle du matériau sans défaut Σ_{D_0}, en fonction de la taille du défaut D adimensionnée par la taille de grain D_g. Les quantités $\widetilde{\Sigma}_D$ et $\widetilde{D}$ intervenant dans ce nouveau diagramme ont donc pour expression :

$$\widetilde{\Sigma}_D = \frac{\Sigma_D}{\Sigma_{D_0}} \quad \text{et} \quad \widetilde{D} = \frac{D}{D_g} \tag{2.4}$$



(a) Échelles linéaires



(b) Échelles logarithmiques

FIGURE 2.7 – Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ à 5 millions de cycles pour les deux microstructures

Les figures 2.7a et 2.7b présentent les diagrammes de Kitagawa adimensionnés $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ ainsi obtenus pour les deux tailles de microstructure en utilisant respectivement les échelles linéaires et logarithmiques. La figure 2.8 montre différentes images au Microscope Électronique à Balayage (MEB) du fût d'une éprouvette admettant une rupture hors du défaut. Afin d'analyser la réduction de la limite de fatigue $\widetilde{\Sigma}_D$ lorsque le diamètre de défaut $\widetilde{D}$ augmente (c'est-à-dire la pente du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$), les résultats du fer

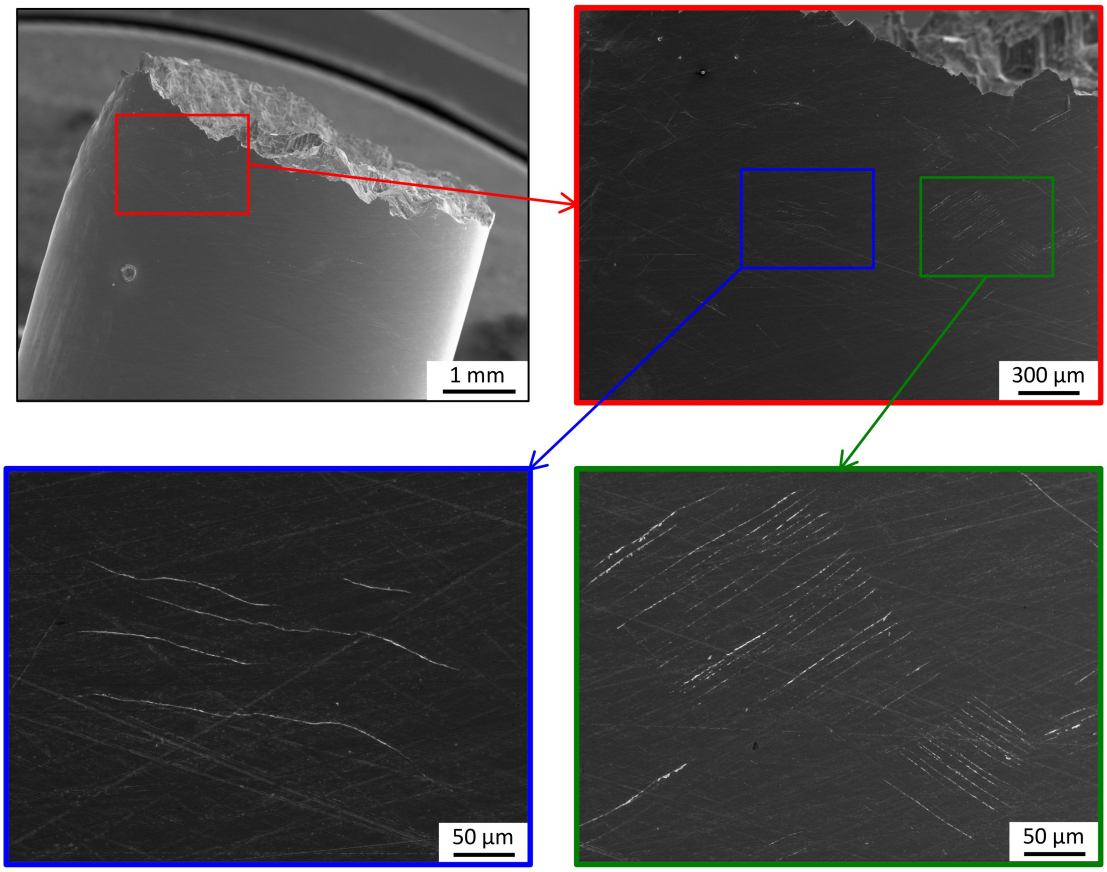


Figure 2.8 – Lignes de glissement (en bas à droite) et micro-fissures (en bas à gauche) présentes sur la surface de l'éprouvette admettant une rupture hors du défaut

Armco sont comparés à deux approches (le défaut équivalent à une fissure courte et l'approche de Murakami et Endo [1994]) et à différents résultats issus de la littérature sur des matériaux contenant des défauts : fonte FGS52 [Nadot *et al.*, 1998], acier 0,46 % C [Murakami, 2002], acier 0,35 % C [Billaudeau *et al.*, 2004], acier 0,13 % C [Murakami, 2002] et acier inoxydable 316L [Guerchais *et al.*, 2015]. Le tableau 2.3 récapitule les données caractérisant les tailles de grain et les gammes de tailles de défaut introduit pour différents matériaux issus de la littérature. Dans les diagrammes de Kitagawa adimensionnés $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. figures 2.7 et 2.9), les résultats expérimentaux pour chaque matériau sont représentés par des points. Les évolutions des limites de fatigue $\widetilde{\Sigma}_D$ en fonction du diamètre de défaut $\widetilde{D}$, correspondant aux points de rupture sur défaut, sont décrites par des fonctions puissances définies à partir des expressions 2.1 et 2.4 et ayant pour équation :

$$\widetilde{\Sigma}_D = C\ \widetilde{D}^{-1/n} \quad \text{avec} \quad C = \frac{B\ D_g^{-1/n}}{\Sigma_{D_0}} \tag{2.5}$$

avec C et n deux paramètres matériaux. Le paramètre n caractérise la pente du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ et est identique à celui intervenant dans l'expression 2.1. Les valeurs numériques de C et n identifiées pour chaque matériau sont récapitulées dans le tableau 2.4. Pour les petites tailles de défauts, la limite de fatigue est seuillée par celle du matériau sans défaut, c'est-à-dire par $\widetilde{\Sigma}_D = 1$. La figure 2.10 présente une comparaison de la pente du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ pour le fer Armco avec celle pour différents matériaux

Matériaux	Grains de la microstructure		Défauts de surface	
	Type	Diamètre moyen [µm]	Procédé	Diamètre [µm]
Fonte FGS52 [Nadot *et al.*, 1998]	Ferrite 85 % Nodule 10 % Perlite 5 %	50	Électro-érosion	240 380 400
Acier 0,46 % C [Murakami, 2002]	Ferrite Perlite	20	Perçage	80 100 200 500
Acier 0,35 % C [Billaudeau *et al.*, 2004]	Ferrite Perlite	22	Électro-érosion	150 270 640
Acier 0,13 % C [Murakami, 2002]	Ferrite Perlite	37	Perçage	100 200 500
Acier inoxydable 316L [Guerchais *et al.*, 2015]	Austénite	15	Électro-érosion	95 365 510
Fer Armco (de l'étude)	Ferrite	30	Électro-érosion	130 190 310 420 990
Fer Armco (de l'étude)	Ferrite	340	Électro-érosion	190 310 640 950

Tableau 2.3 – Données caractérisant les tailles de grain et les gammes de tailles de défaut introduit, pour différents matériaux issus de la littérature

et pour deux approches : défaut équivalent à une fissure courte et approche de Murakami et Endo [1994] dont les pentes respectives valent -1/2 et -1/6. Plusieurs remarques peuvent être formulées :

— Le diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ du fer Armco présente une bonne continuité entre les points correspondant à la microstructure de 30 µm et celle de 340 µm (cf. figure 2.7). La décroissance de la limite de fatigue $\widetilde{\Sigma}_D$ est plus importante (surtout pour les plus faibles valeurs de $\widetilde{D}$, cf. figure 2.7a) que la dispersion des résultats expérimentaux, c'est-à-dire l'écart entre les points ou entre les points et la courbe correspondant à l'équation 2.5. Lorsque le diagramme de Kitagawa est présenté en valeurs relatives $\widetilde{\Sigma}_D$ et $\widetilde{D}$, il existe ainsi une unique courbe qui combine les deux microstructures. Pour analyser la réduction de la limite de fatigue causée par le défaut, l'utilisation de la taille relative du défaut $\widetilde{D}$ par rapport à la dimen-

Matériaux & approches	C	n
Fonte FGS52 [Nadot *et al.*, 1998]	1,4	2,7
Acier 0,46 % C [Murakami, 2002]	1,2	7,4
Acier 0,35 % C [Billaudeau *et al.*, 2004]	1,5	4,1
Acier 0,13 % C [Murakami, 2002]	1,1	6,7
Acier inoxydable 316L [Guerchais *et al.*, 2015]	1,2	6,1
Fer Armco 30 µm (de l'étude)	1,1	7,4
Fer Armco 340 µm (de l'étude)	0,93	21,7
Fer Armco 30 µm + 340 µm (de l'étude)	0,96	10,9
Défaut équivalent à une fissure	-	2
Approche de Murakami et Endo [1994]	-	6

Tableau 2.4 – Valeurs numériques des paramètres C et n (cf. équation 2.5) identifiés pour les courbes présentées dans le diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. figure 2.9)

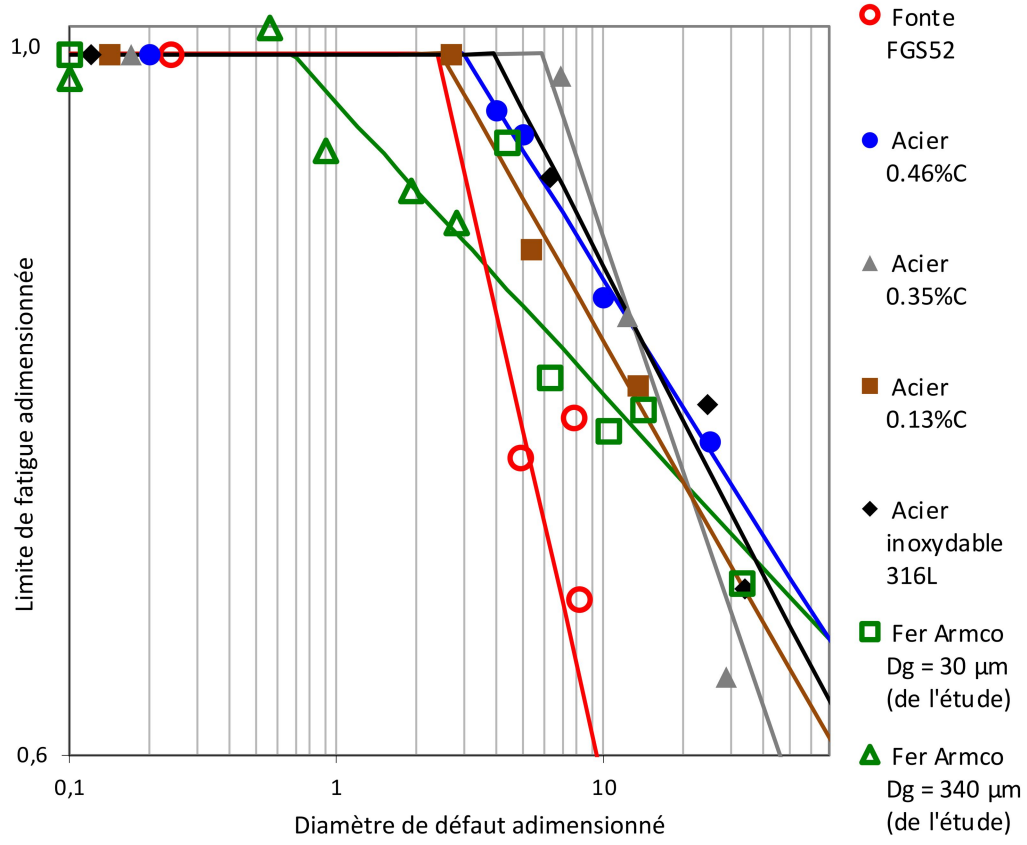


Figure 2.9 – Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ pour différents matériaux soumis à un chargement uniaxial de traction/compression ($R_\Sigma = -1$)

sion microstructurale caractéristique apparaît comme plus pertinente que l'emploi de la taille physique D du défaut. Lorenzino et Navarro [2015] ont obtenu ce même constat via leurs travaux expérimentaux sur des plaques d'aluminium trouées dont la taille moyenne de grain est contrôlée. Par ailleurs, Murakami et Endo [1994]

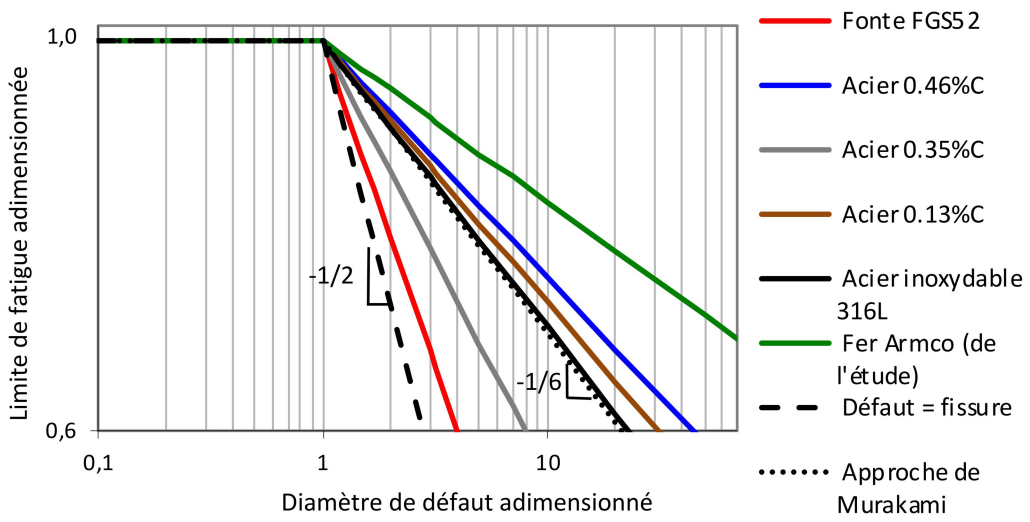


FIGURE 2.10 – Comparaison des pentes du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ pour le fer Armco, différents matériaux et deux approches (défaut équivalent à une fissure courte et approche de Murakami et Endo [1994])

proposent que la taille critique de défaut à partir duquel la limite de fatigue est sensible à ce dernier, dépende d'un paramètre matériau qui est sa dureté. En effet, ils ont constaté qu'un défaut de 100 µm induit une réduction de la limite de fatigue d'un acier dur (0,46 % C), mais ce même défaut n'a pas d'influence sur la limite de fatigue d'un acier doux (0,13 % C), comme le précise la figure 2.9. Si la dureté est considérée comme corrélée avec la taille du grain, l'utilisation du paramètre proposé dans cette thèse $\widetilde{D}$ est cohérente avec l'approche de Murakami et Endo [1994].

— Le diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ du fer Armco présente une taille de défaut critique $\widetilde{D}_c$ dont la valeur vaut 0,7 (cf. figure 2.7b). Cette taille critique est un paramètre matériau qui permet de définir deux domaines dans le diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$: $\widetilde{D} < \widetilde{D}_c$ et $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$. Les autres matériaux présentent aussi une taille de défaut critique $\widetilde{D}_c$ (cf. figure 2.9) dont la valeur est comprise entre 2 et 6 (avec une moyenne de 3,5). Pour le fer Armco, la taille de défaut critique est proche de la valeur significative $\widetilde{D}_c = 1$ qui correspond à la taille de grain. Au niveau de la compétition entre défaut et microstructure pour la rupture de l'éprouvette, le joint du grain contenant le défaut semble être une barrière à la propagation de fissure [Lorenzino et Navarro, 2015], qui est transgranulaire (cf. figure 2.7b).

— Dans le diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$, pour $\widetilde{D} < \widetilde{D}_c$, la présence du défaut n'a pas d'influence sur la limite de fatigue. La fissure conduisant à la rupture de l'éprouvette s'amorce hors du défaut (cf. figure 2.7b), malgré le coefficient de concentration de contrainte $K_t = 2{,}05$ en fond de défaut due à la géométrie de ce dernier [Vincent *et al.*, 2014]. La surface de l'éprouvette présente des lignes de glissement et des micro-fissures loin du défaut. (cf. au bas de la figure 2.8 respectivement à droite et à gauche). Chaque ligne de glissement correspond à une marche due au mouvement d'un grand nombre de dislocations dans le même plan cristallin. Les orientations cristallographiques des grains induisent des contraintes à la surface du matériau supérieures à celles présentes dans les grains en contact avec le défaut géométrique. La tenue en fatigue du polycristal est ainsi gouvernée par l'anisotropie du compor-

tement des grains.

— Pour $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$, la fissure à l'origine de la rupture de l'éprouvette s'amorce toujours à la surface du défaut. La réduction de la limite de fatigue $\widetilde{\Sigma}_D$ est gouvernée par la taille du défaut $\widetilde{D}$: quand $\widetilde{D}$ croît, $\widetilde{\Sigma}_D$ décroit. La réduction relative de la limite de fatigue est la même pour les deux microstructures de fer Armco (cf. figure 2.7b).

— Dans le même domaine du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$, pour $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$, la pente du fer Armco qui vaut -1/11, est plus douce que celle des différents matériaux et des deux approches : le défaut équivalent à une fissure courte et l'approche de Murakami et Endo [1994] (cf. tableau 2.4 et figure 2.10). L'approche qui considère le défaut comme une fissure et dont la pente vaut -1/2, est conservative pour tous les matériaux. Néanmoins, cette pente est proche de celle de la fonte FGS52 qui est un matériau plutôt dur avec un comportement quasi-fragile en comparaison avec les aciers présentés. L'approche empirique de Murakami et Endo [1994] admet une pente valant -1/6 qui correspond à une valeur moyenne comparativement aux pentes des différents matériaux.

— Le diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ tracé en échelles linéaires (cf. figure 2.7a), montre que $\widetilde{\Sigma}_D$ sature lorsque la taille de défaut $\widetilde{D}$ croît. La limite de fatigue tend à être indépendante de la taille de défaut pour les gros défauts. Dans ce cas, la limite de fatigue est gouvernée par la concentration de contrainte K_t plutôt que par la taille de grain.

2.4 Conclusion

— Lorsque le diagramme de Kitagawa est présenté en valeurs relatives $\widetilde{\Sigma}_D = \Sigma_D/\Sigma_{D_0}$ et $\widetilde{D} = D/D_g$, il existe une unique courbe qui combine les deux microstructures. Pour analyser la réduction de la limite de fatigue causée par le défaut, l'utilisation de la taille relative du défaut $\widetilde{D}$ par rapport à la dimension microstructurale caractéristique apparaît comme plus pertinente que l'emploi de la taille physique D du défaut.

— Le diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ du fer Armco présente une taille de défaut critique $\widetilde{D}_c$ dont la valeur vaut 0,7. Cette taille critique est proche de la valeur significative $\widetilde{D}_c = 1$ qui correspond à la taille de grain. D'autres métaux (fonte FGS52, acier inoxydable 316L, acier 0,46 % C, 0,35 % C et 0,13 % C) présentent aussi une taille de défaut critique $\widetilde{D}_c$ dont la valeur est comprise entre 2 et 6.

— Pour le fer Armco, l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut ($\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$) admet une pente moyenne de -1/11 dans le diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$. Cette pente est plus faible que celles des autres aciers. Le défaut ne peut pas être considéré comme une fissure dont la pente correspondante vaut -1/2. La pente de Murakami (-1/6) est trop élevée pour le fer Armco.

Chapitre 3

Simulation numérique sur des microstructures synthétiques de fer Armco

Sommaire

3.1 Modélisation par Éléments Finis d'agrégats polycristallins . . 45
3.1.1 Choix d'une modélisation explicite d'agrégats polycristallins . . . 45
3.1.2 Géométrie de l'agrégat et des grains 47
3.1.3 Matériau 52
3.1.4 Conditions aux limites et chargement 55
3.1.5 Maillage 60
3.1.6 Réponse mécanique locale sur un cycle de chargement 65
3.1.7 Champs mécaniques locaux : résultats et discussion 68
3.1.8 Mise en œuvre de l'étude statistique 70
3.2 Analyse de la réponse mécanique à l'échelle mésoscopique . . . 72
3.2.1 Paramètre indicateur de fatigue (FIP) à l'échelle mésoscopique . 72
3.2.2 Identification du paramètre α de la contrainte de Crossland . . . 73
3.2.3 Discussion de la sensibilité à la microstructure 75
3.2.4 Détermination du seuil mésoscopique $\widetilde{\beta}_{meso}$ à l'aide de la loi des valeurs extrêmes généralisées (GEV) 76
3.2.5 Discussion de la sensibilité à la taille de défaut 79
3.2.6 Prédiction du critère de fatigue mésoscopique via la simulation du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ 82
3.2.7 Modification du FIP par la prise en compte des hétérogénéités intragranulaires 90
3.3 Conclusion 95

3.1 Modélisation par Éléments Finis d'agrégats polycristallins

3.1.1 Choix d'une modélisation explicite d'agrégats polycristallins

L'objectif de l'étude est d'étudier la compétition entre effet de structure (défaut surfacique) et effet matériau (taille de grain) dans le cadre de sollicitations mécaniques en

fatigue, c'est-à-dire d'étudier la compétition existant entre la concentration de contrainte induite par le défaut géométrique et les régions fortement sollicitées de la microstructure engendrées par l'anisotropie du comportement mécanique des grains. Il est notamment souhaité de déterminer la taille de défaut critique à partir de laquelle ce dernier prend le pas sur l'hétérogénéité de la réponse de la microstructure et conditionne ainsi la tenue en fatigue du polycristal. Étant donné les objectifs de l'étude, il est nécessaire de mettre en œuvre une modélisation donnant accès aux quantités mécaniques à l'échelle des grains. Du fait de la complexité de la morphologie et du comportement des grains constituant un polycristal, il n'existe pas de méthode simple pour estimer précisément l'état mécanique des grains. Les différentes approches proposées dans la littérature peuvent se regrouper en deux catégories :

— les approches en champ moyen (modèles de transition d'échelle) qui sont des méthodes analytiques,
— les approches en champ complet (modélisations explicites d'agrégats polycristallins) qui sont des méthodes numériques, c'est-à-dire qui nécessitent une discrétisation dans l'espace.

Les approches en champ moyen s'appuient sur des techniques de transition d'échelles employées dans les méthodes d'homogénéisation, et permettent d'étudier la réponse mécanique d'un agrégat polycristallin sans avoir à modéliser explicitement la géométrie de ce dernier. Le modèle auto-cohérent est l'approche en champ moyen la plus adaptée au cas du polycristal. Il consiste à assimiler chaque phase, définie le plus souvent comme l'ensemble de grains de même orientation cristallographique, à une inclusion ellipsoïdale noyée dans un milieu infini possédant les propriétés du milieu homogène équivalent [Besson *et al.*, 2001]. Ce schéma est itératif et s'appuie sur les travaux d'Eshelby [1957, 1961] portant sur la détermination des champs mécaniques dans une inclusion ellipsoïdale élastique. Une formulation plus générale du modèle auto-cohérent, rendant compte de l'accommodation plastique entre les grains, a été proposé par Hill [1965]. L'approche en champ moyen a pour avantage majeur de s'affranchir d'une description géométrique d'un agrégat polycristallin. Évitant ainsi une résolution par Éléments Finis ou autres, elle présente un gain important en terme de mémoire et de temps de calcul. Le modèle auto-cohérent fournit des évaluations fiables des champs moyens par phase [Brenner *et al.*, 2009]. Cependant il ne permet pas de prédire complètement la dispersion des champs au sein d'un grain ou entre deux grains de même orientation mais de voisinage granulaire différent [Sauzay, 2006]. En effet, les méthodes en champ moyen considèrent un voisinage homogène autour d'un grain, et ne peuvent donc pas rendre compte des configurations les plus défavorables de voisinage, c'est-à-dire, des configurations de désorientation entre les grains engendrant de fortes incompatibilités de déformation et donc d'importants niveaux de contrainte pouvant impacter significativement la tenue en fatigue. De plus, ce type d'approche ne permet pas de prendre en compte la présence d'une surface libre [Sauzay et Gilormini, 2002] ou d'un défaut géométrique de dimension comparable à la longueur caractéristique de la microstructure (la taille de grain). Les travaux de Brenner *et al.* [2009] ont montré qu'il est possible d'estimer de façon fiable l'écart-type des contraintes par phase, en élasticité, dans le cadre d'une modélisation auto-cohérente. Cependant, il s'agit d'une information très globale de la dispersion au sein d'un ensemble de grains sans lien direct avec les configurations locales de grains.

Une autre manière d'aborder le problème d'estimation des champs mécaniques locaux consiste à utiliser une approche en champ complet, c'est-à-dire à modéliser explicitement un agrégat polycristallin, par une description individuelle des grains du polycristal (forme et orientation cristallographique). L'approche en champ complet permet ainsi de tenir compte des différents facteurs pouvant être déterminants sur la tenue en fatigue comme la présence d'une surface libre, la variabilité – en termes d'orientations cristallines – du voisinage autour d'un grain et le nombre réduit d'orientations présentes au voisinage d'un défaut géométrique de dimension comparable à la taille de grain. La résolution du problème micromécanique en champ complet nécessite l'utilisation de méthodes numériques comme la méthode des Éléments Finis (EF) ou la Transformée de Fourier Rapide (FFT : Fast Fourier Transform) [A. Lebensohn, 2001]. Les méthodes basées sur la FFT sont reconnues pour leur efficacité, notamment en termes de temps de calcul [Brenner *et al.*, 2009]. Cependant, la méthode des EF permet une discrétisation soignée de la morphologie réelle via des maillages non voxelisés. La méthode de discrétisation choisie dans cette étude est donc celle des Éléments Finis. Par ailleurs, l'approche en champ complet avec la méthode des EF fournit une distribution des champs dans le matériau, à la différence des méthodes en champ moyen qui ne fournissent que trop peu d'informations locales. L'objectif de la démarche numérique étant l'analyse des champs locaux en vue d'une meilleure compréhension de l'interaction taille de défaut / taille de grain dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles, la modélisation explicite d'agrégats polycristallins par la méthode des Éléments Finis constitue un choix adapté à la démarche numérique mise en œuvre dans cette thèse.

3.1.2 Géométrie de l'agrégat et des grains

Choix d'une géométrie 3D

Les différentes modélisations d'agrégat polycristallins proposées dans la littérature peuvent être premièrement classées suivant le nombre de dimensions de leur géométrie (2D ou 3D).

La description en 2D de la géométrie permet de réduire de manière conséquente le nombre de degrés de liberté du problème mécanique à résoudre par rapport à une description en 3D. Cette simplification géométrique présente ainsi un gain important en terme de mémoire et de temps de calcul. Cependant, afin de tenir compte du caractère multiaxial de la réponse mécanique de chacun des grains, elle nécessite l'utilisation d'hypothèses supplémentaires : celle de déformation plane [Bennett et McDowell, 2003; Bertolino *et al.*, 2007; Simonovski *et al.*, 2007; Dunne *et al.*, 2012] ou celle de déformation plane généralisée [Guilhem *et al.*, 2010; Robert *et al.*, 2012; Sweeney *et al.*, 2013; Guerchais *et al.*, 2014a]. Cette dernière est plus souple que l'hypothèse de déformation plane : elle autorise un déplacement et une rotation du plan de l'agrégat (dans la direction perpendiculaire au plan) [Forest *et al.*, 2010]. Ces degrés de liberté supplémentaires permettent d'éviter d'obtenir des contraintes excessives. La géométrie de la modélisation ainsi réalisée est qualifiée de 2D et demi. Certains agrégats, dits 2D extrudés, sont construits, quant à eux, par extrusion d'une géométrie 2D [Pommier, 2002; Bieler *et al.*, 2009; Bridier *et al.*, 2009; Chauvot et Sester, 2000; Héripré *et al.*, 2007; Musienko *et al.*, 2007]. Cette description peut être adaptée lorsque l'épaisseur de l'éprouvette considérée est inférieure à la taille de grain, ce qui n'est pas le cas pour les éprouvettes de fer Armco étudiées.

Bien que moins coûteuses en terme de calcul, les géométries 2D, 2D et demi ou 2D extrudées, ont un inconvénient majeur : elles ne tiennent pas compte des effets de voisinage dus à la présence de grains sous la surface. Zeghadi *et al.* [2007a] ont étudié la fluctuation des champs élastiques locaux provoquée par la variabilité de la forme et de l'orientation cristallographique des grains sous une surface dont les caractéristiques restent constantes. Les différents agrégats, présentant une face exactement identique, ont été générés en modifiant la décomposition de Voronoï. En chaque point de la surface, la moyenne et l'écart type du tenseur des contraintes sont déterminés pour les différentes réalisations d'agrégats. La fluctuation de la contrainte équivalente locale (celle de von Mises normalisée par la contrainte macroscopique de traction) est de l'ordre de 20 % en un point au centre d'un grain, tandis qu'elle varie de 40 % à 60 % en un point proche des joints de grains. Zeghadi *et al.* [2007b] ont également conduit la même étude en élasto-plasticité cristalline pour un niveau de déformation totale de 2 %. La fluctuation du glissement plastique en surface est d'environ 60 % sur 40 % de la surface libre considérée. La variabilité n'est donc plus concentrée aux joints de grains.

L'une des premières études mettant en évidence les effets de voisinage est due à Sauzay [2006, 2007] en introduisant la notion de facteur de Schmid effectif comme paramètre indicateur de l'activation de la micro-plasticité. Ce facteur correspond à la cission maximale calculée dans le grain divisée par la contrainte macroscopique de traction. La démarche est basée sur la réalisation de simulations Éléments Finis (en élasticité cubique) d'agrégats dont l'orientation cristallographique du grain central en surface est fixée, et celle des grains voisins est tirée aléatoirement. Sauzay [2006] a montré qu'à cause des effets de voisinages, la dispersion intra-orientation (à l'intérieur d'un grain et entre les grains de même orientation) s'avère supérieure à la dispersion inter-orientation (entre des grains d'orientations différentes, mais de voisinage identique), ce qui signifie que les orientations des grains voisins induisent plus de dispersion que l'orientation du grain elle-même. De nombreux auteurs ont mis en évidence une dispersion des microstructures de dislocations entre grains d'orientation équivalente, dans le cas du cuivre [Winter *et al.*, 1981], d'un acier austénitique [Man *et al.*, 2002] ou du nickel [Blochwitz *et al.*, 1996; Buque *et al.*, 2001]. Ils observent des Bandes de Glissement Persistantes dans un grain bien orienté mais ils en notent l'absence dans un autre de même orientation par rapport à l'axe de traction. En se basant notamment sur les travaux de Pommier [2002], Sauzay et Jourdan [2006] ont proposé une configuration conduisant au facteur de Schmid effectif maximal : grains rigides (orientation [111]) alignés dans l'axe de traction avec le grain central et grains souples (orientation [100]) en voisins latéraux. Le calcul du facteur de Schmid effectif a permis d'expliquer l'absence de traces de glissement au sein de 4 grains à fort facteur de Schmid (>0,45) en surface d'une éprouvette polycristalline en 316L sollicitée en fatigue oligocyclique [Sauzay et Man, 2008]. Ce calcul a été réalisé en tenant compte de l'orientation cristallographique exacte des grains mesurée par EBSD. Des résultats en élasto-plasticité cristalline et en 2D et demi [Guilhem *et al.*, 2010] sont cohérents avec ceux obtenus en élasticité et en 3D par Sauzay [2007]. Ils ont montré que l'effet de voisinage réduit en moyenne (c'est-à-dire en considérant toutes les configurations de voisinage possible) la cission résolue au sein des grains favorablement orientés.

L'effet de voisinage dû aux interactions de grains est un phénomène 3D. Afin de tenir compte de la présence de grains sous la surface, une géométrie 3D est ainsi choisie pour caractériser l'agrégat dans la démarche numérique de cette thèse.

Choix d'une géométrie synthétique régulière d'octaèdres tronqués

Les différents agrégats polycristallins 3D générés présents dans la littérature peuvent se regrouper en trois catégories : les microstructures réelles, synthétiques et semi-synthétiques.

Les microstructures 3D dites réelles s'appuient sur des observations expérimentales. Elles sont obtenues par reconstruction à partir d'une succession de cartographies EBSD 2D suivant la profondeur de l'échantillon, ou bien par tomographie en contraste de diffraction [King *et al.*, 2010; Simonovski et Cizelj, 2011; Herbig *et al.*, 2011]. Dans le cas de la première méthode, l'enlèvement successif de couche de matière peut s'opérer par polissage successif mécanique, manuel [Le Pécheur *et al.*, 2012; Li *et al.*, 2012; Schwartz *et al.*, 2013; Signor *et al.*, 2016; Basseville *et al.*, 2017] ou quasi automatique [Lewis *et al.*, 2006; Qidwai *et al.*, 2009], ou bien par un faisceau d'ions focalisés (FIB Focused Ion Beam) [Ghosh *et al.*, 2008; Groeber, 2008a], qui permet d'atteindre une meilleure résolution en profondeur. La méthode par retrait de matière est destructive à la différence de la seconde méthode qui utilise un tomographe. Cette dernière permet ainsi le suivi in situ d'évolutions microstructurales ou d'une fissure courte de fatigue [Herbig *et al.*, 2011] lors d'essais mécaniques interrompus. Cependant, elle nécessite des moyens expérimentaux lourds, comme un synchrotron pour émettre des rayons X. Par ailleurs, ces deux méthodes de reconstruction de microstructures rendent compte non seulement de la morphologie, mais aussi de la texture réelle, c'est-à-dire de l'orientation cristalline, de chacun des grains de l'agrégat.

Les microstructures 3D dites synthétiques ne s'appuient pas directement sur des observations expérimentales. Elles peuvent comporter une géométrie de grains régulière, basée sur un motif géométrique unique, ou non-régulière, c'est-à-dire comportant une certaine dispersion en terme de morphologie et de taille.

Les géométries régulières ayant des motifs trop simplistes (tétraèdres, cube ou rectangle) introduisent des configurations de joints de grains très particulières, se réduisant à des points ou des segments. Cette description est toutefois suffisante lorsque le but de l'étude porte uniquement sur le comportement macroscopique de l'agrégat, par exemple lors d'une procédure d'identification inverse des paramètres d'une loi de comportement monocristalline [Schwartz *et al.*, 2013]. Des agrégats 3D peuvent être construits avec des prismes hexagonaux identiques par assemblage de plusieurs couches qui correspondent chacune à un agrégat constitué d'hexagones 2D extrudés [Sauzay, 2006; Sauzay et Jourdan, 2006; Dang, 2016]. Cette méthode permet d'introduire simplement des grains de volume, sous la couche de surface, mais lorsque les couches d'hexagones extrudés sont alignées, un grain de surface n'a de contact surfacique qu'avec un seul grain de volume, en profondeur. Les couches d'hexagones successives peuvent être décalées, mais dans les deux cas, les joints de grains sont tous perpendiculaires ou parallèles aux faces hexagonales. Les octaèdres tronqués, polyèdres composés de 8 faces hexagonales et de 6 faces carrées (cf. figure 3.1a), sont fréquemment utilisés pour générer des agrégats 3D avec un motif géométrique unique [Watanabe *et al.*, 2010; Guilhem, 2011; Dang, 2016]. En surface de l'agrégat, les grains entiers débouchent sur une face carrée, et les demi-grains présentent une surface de coupe octogonale (cf. figures 3.1b et 3.1c). Cette géométrie présente des joints de grains ayant des orientations plus diverses : verticale, horizontale ou à 45°. De plus, elle est plus représentative des effets de voisinage : un demi-grain de surface est en contact avec 9 autres grains, et un grain entier de volume avec 14 grains.

Les géométries non-régulières peuvent être générées à partir de la décomposition de Voronoï, largement utilisée [Diard *et al.*, 2005; Gérard *et al.*, 2009a; Barbe *et al.*, 2009; Pr-

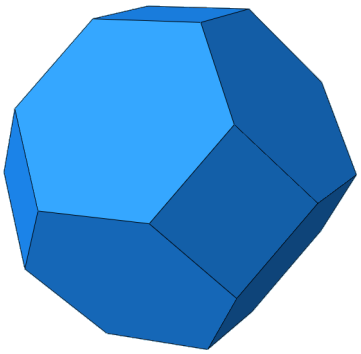
zybyla et McDowell, 2010; Quey *et al.*, 2011; Guilhem *et al.*, 2013], ou bien via la méthode des ellipsoïdes [Brahme *et al.*, 2006; Przybyla et McDowell, 2011]. La première méthode repose sur le placement de germes (points) permettant de définir un grain comme l'ensemble des points les plus proches d'un germe donné. Les grains sont des polyèdres convexes délimités par les plans médiateurs entre un germe et ses voisins les plus proches. Les joints de grains ne sont donc décrits que par des faces planes. Différentes stratégies ou algorithmes de placement des germes permettent de contrôler la distribution de la taille et la morphologies des grains [Luther et Könke, 2009; Zhang *et al.*, 2011]. L'agrégat régulier d'octaèdres tronqués correspond à un cas particulier de la décomposition de Voronoï où les germes sont placés en suivant un motif à faces centrées. La seconde méthode de génération consiste à placer un ensemble d'ellipsoïdes dans un volume et à définir les grains comme l'ensemble des points les plus proches de la frontière d'une ellipsoïde. Les grains obtenus peuvent être potentiellement concaves et leurs joints sont des surfaces complexes, non planes à la différence de la décomposition de Voronoï. Le fait qu'une microstructure soit synthétique ne signifie pas qu'elle ne soit pas représentative d'une microstructure réelle. Elle peut ainsi chercher à reproduire certaines caractéristiques géométriques (distribution de la taille de grain et du nombre de grains voisins, orientation morphologique préférentielle des grains), voire cristallographique (texture) préalablement observées dans le matériau polycristallin. Avec cette démarche, Groeber [2008b] a généré des microstructures représentatives en utilisant la méthode des ellipsoïdes qui permet de mieux contrôler la distribution du volume des grains, de leur morphologie et de leur orientation privilégiée (par rapport à la décomposition de Voronoï).

Les microstructures 3D dites semi-synthétiques s'appuient en partie sur des observations expérimentales et en partie sur une génération synthétique. La surface libre de l'agrégat est issue d'une cartographie EBSD 2D et le volume sous la surface est généré de manière synthétique via la méthode des ellipsoïdes [St-Pierre *et al.*, 2008] ou la décomposition de Voronoï [Gérard *et al.*, 2009b].

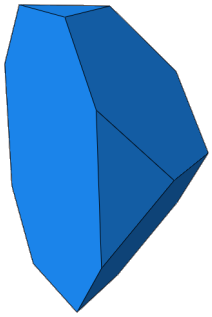
Parmi les différents types de microstructures proposés dans la littérature, une géométrie synthétique régulière est choisie pour la démarche numérique de cette thèse. Cette représentation des grains permet de disposer d'une géométrie constituée de segments de taille constante et ainsi d'obtenir un maillage ne nécessitant pas de raffinement excessif de la taille d'élément, et donc un temps de calcul plus limité. Parmi les motifs géométriques proposés, une géométrie d'octaèdres tronqués est choisie pour représenter un grain. Elle est plus représentative des effets de voisinage et les joints de grains ont des orientations plus diverses.

Nombre de grains et de réalisations nécessaires à une bonne description du volume élémentaire représentatif

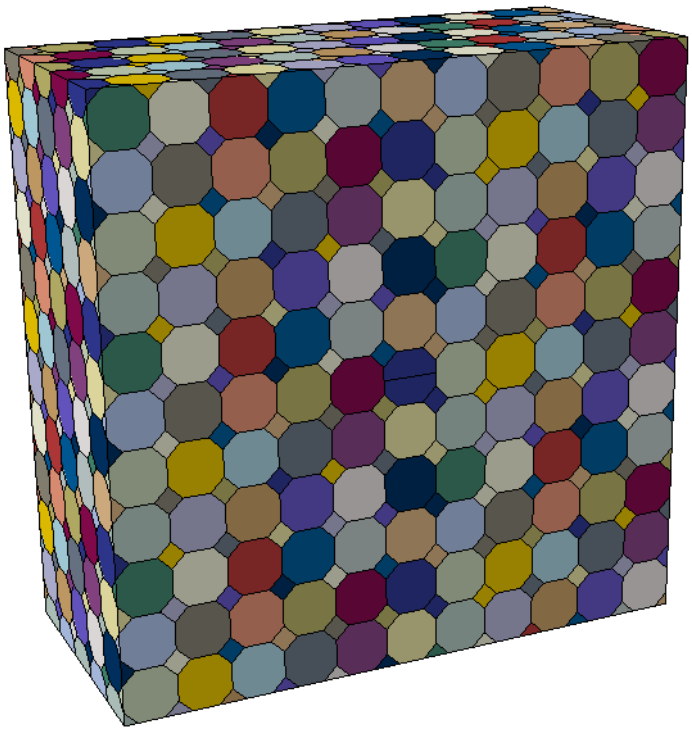
Le nombre de grains dans l'agrégat permet de définir un volume élémentaire représentatif (VER), c'est-à-dire le volume nécessaire pour identifier une grandeur mécanique pour un matériau et des sollicitations donnés. Dans le cadre d'une étude d'amorçage en fatigue, la zone critique à étudier se situe au voisinage du défaut géométrique et ne concerne ainsi que quelques grains. Cependant il existe une infinité d'orientations possibles de ces grains. Ainsi tester différentes configurations d'orientations des grains au voisinage du défaut semble nécessaire, car elles ont un impact important sur la dispersion de la tenue en fatigue, comme le précisent Owolabi *et al.* [2010] avec des simulations 2D sur des micro-



(a) Octaèdre tronqué



(b) Demi-octaèdre tronqué



(c) Agrégat d'octaèdres tronqués

FIGURE 3.1 – Géométrie 3D synthétique régulière d'octaèdres tronqués

structures de cuivre comportant une entaille semi-circulaire. Kanit *et al.* [2003] ont montré que la représentation du comportement moyenné sur un agrégat ou sur les grains de même orientation peut être obtenue aussi bien à l'aide d'un volume suffisamment grand pour être représentatif, que par une multitude de petits volumes sur lesquels les grandeurs sont moyennées. De nombreux auteurs ont privilégié cette approche statistique en définissant des volumes élémentaires statistiquement représentatifs (cf. tableau 3.1). La démarche numérique de cette thèse consistera ainsi en des simulations sur un certain nombre de réalisations, suivi d'un traitement statistique des résultats.

La figure 3.1c présente la géométrie de l'agrégat d'octaèdres tronqués de l'étude. Il est constitué de 1446 grains au total, soit d'un carré de 11 grains par 11 grains en surface et d'une profondeur de 5 grains. Le nombre de grains est choisi afin que, dans le cas du

Auteur	Nombre moyen de grains	Nombre de réalisations
Gérard [2008]	200	50 jeux d'orientation aléatoire
Przybyla et McDowell [2010]	350	25, 50, 75 et 100
Guilhem *et al.* [2013]	291	15 jeux d'orientation aléatoire
Hor *et al.* [2013]	200	35 (7 géométries et 5 jeux d'orientation aléatoire)
Guerchais [2014]	615	30 (3 géométries et 10 jeux d'orientation avec texture)
Castelluccio et McDowell [2015]	118	50

Tableau 3.1 – Quelques définitions de volumes élémentaires statistiquement représentatifs (3D sans défaut, en plasticité cristalline) issus de la littérature

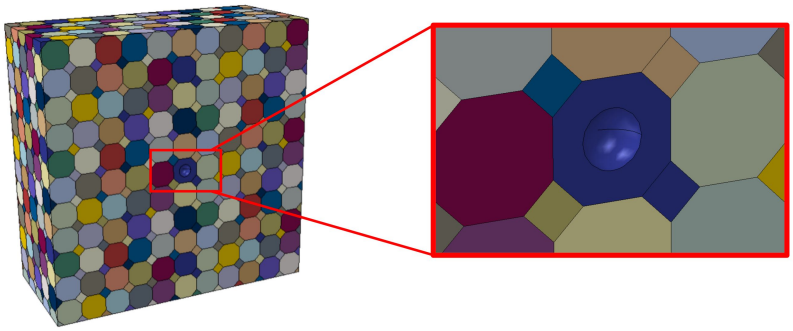
plus gros défaut, la réponse mécanique des grains situés sur le bord de l'agrégat ne soit quasiment plus sensible à la présence du défaut (cf. figure 3.5). Przybyla et McDowell [2010] ont estimé que, dans le cas d'une microstructure 3D sans défaut, les paramètres des distributions statistiques convergent à partir de 25 réalisations. Les microstructures de l'étude présentent des défauts de surface de l'ordre de la taille de grain, et donc induisent, a priori, plus de dispersion sur la tenue en fatigue. Le nombre de réalisations est ainsi choisi valant 50 afin que les paramètres des distributions statistiques puissent converger.

Introduction du défaut géométrique

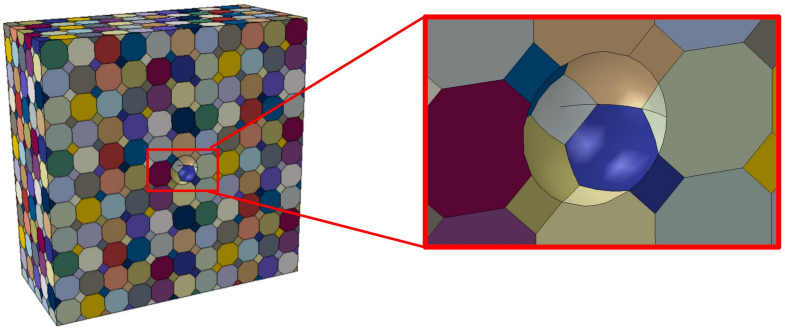
La dimension des octaèdres tronqués est choisie de telle sorte que leur volume soit égal à celui d'une sphère de diamètre 1. Le volume d'un octaèdre tronqué vaut $h^3/2$ avec h la distance entre les deux faces carrées (cf. figure 3.1a). La valeur de h obtenue par calcul vaut ainsi 1. La figure 3.2 présente la même microstructure avec l'introduction de défaut de différents diamètres : 0,5, 1,2, 3,2 et 4,4. Étant donné que la taille de grain (diamètre de la sphère équivalente) vaut 1, les diamètres de défaut adimensionnés $\widetilde{D}$ valent aussi 0,5, 1,2, 3,2 et 4,4. Les diamètres de défauts ont été choisis afin de couvrir le début du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ expérimental (cf. figure 2.7b). Par ailleurs, les valeurs numériques choisies permettent d'éviter qu'il ne reste des morceaux de grains de trop petites dimensions suite à l'introduction du défaut. Leur présence aurait conduit à des difficultés de maillage. De plus, à cause du faible nombre de points d'intégration, les grandeurs issues de ces grains ne seraient pas représentatives du comportement mécanique et auraient perturbé le traitement statistique.

3.1.3 Matériau

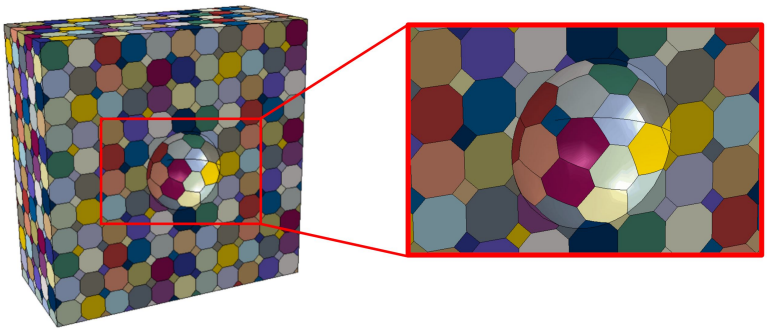
Le comportement élastique des grains est anisotrope. Dans le cas d'une structure cristalline cubique centrée, les symétries du réseau cristallin conduisent à un comportement élastique cubique des grains. Ainsi, dans une base orthonormée liée aux axes de symétrie, la relation entre les contraintes et les déformations élastiques, définie par une loi de Hooke



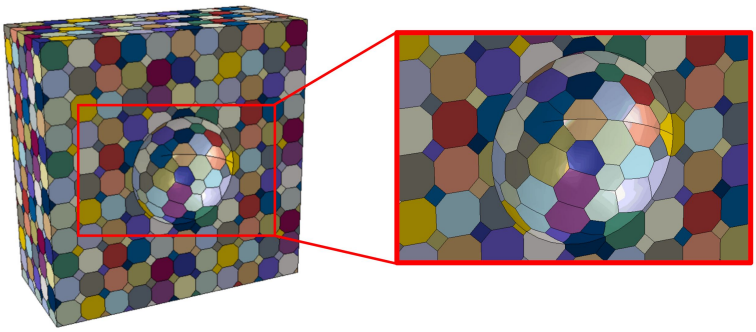
(a) $\widetilde{D} = 0{,}5$



(b) $\widetilde{D} = 1{,}2$



(c) $\widetilde{D} = 3{,}2$



(d) $\widetilde{D} = 4{,}4$

FIGURE 3.2 – Introduction du défaut géométrique de surface dans la même microstructure

généralisée, peut s'écrire, en utilisant la notation de Voigt, de la manière suivante :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\,\varepsilon_{23} \\ 2\,\varepsilon_{13} \\ 2\,\varepsilon_{12} \end{bmatrix} \tag{3.1}$$

Dans leurs travaux, Sauzay et Jourdan [2006] ont utilisé les paramètres d'élasticité cubique récapitulés dans le tableau 3.2 [Mc Clintock et Argon, 1966] pour des simulations sur du fer α de structure cubique centrée. Ces mêmes paramètres seront utilisés pour les calculs sur le fer Armco de cette thèse. L'anisotropie élastique induite peut être estimée par le coefficient de Zener, noté a, défini par l'expression :

$$a = \frac{2\,C_{44}}{C_{11} - C_{12}} \tag{3.2}$$

Dans le cas d'un matériau isotrope, ce coefficient vaut 1. Plus le coefficient est élevé, plus le cristal est anisotrope. Le tableau 3.3 récapitule la valeur de ce coefficient pour différents matériaux cristallins. Le fer Armco (ferritique) présente une anisotropie moyenne, comme le nickel. L'aluminium et le tantale sont faiblement anisotropes, tandis que le cuivre ainsi que l'austénite le sont plus fortement.

C_{11} [GPa]	C_{12} [GPa]	C_{44} [GPa]
247,7	144,6	118

Tableau 3.2 – Paramètres d'élasticité cubique de la ferrite (Fe α) [Mc Clintock et Argon, 1966; Sauzay et Jourdan, 2006]

Matériau	Aluminium	Tantale	Ferrite	Nickel	Cuivre	Austénite
Symbole	Al	Ta	Fe α	Ni	Cu	Fe γ
Structure cristalline	CFC	CC	CC	CFC	CFC	CFC
a	1,22	1,56	2,29	2,51	3,26	3,36

Tableau 3.3 – Coefficients d'anisotropie pour différents matériaux cristallins [Huntington, 1958; Mc Clintock et Argon, 1966; Hirth et Lothe, 1992; Sauzay et Jourdan, 2006; Sauzay, 2006; Lim *et al.*, 2016]

Plusieurs auteurs ont mis en évidence l'importance de l'anisotropie élastique sur la réponse mécanique à l'échelle des grains dans les matériaux métalliques ayant une structure cubique à faces centrées [Sauzay, 2006; Robert *et al.*, 2012] ou cubique centrée [Sweeney *et al.*, 2013]. Robert *et al.* [2012] ont montré le rôle prépondérant de l'élasticité cubique par rapport à la plasticité cristalline sur la variabilité de quelques grandeurs mécaniques, calculées en moyenne dans chaque grain, intervenant dans différents critères de fatigue, dont celui de Crossland [1956]. L'hétérogénéité due à l'élasticité cubique seule est bien plus importante que celle due à la plasticité cristalline définie avec une élasticité isotrope. Cette étude porte sur du cuivre ayant une anisotropie élastique sensiblement supérieure à celle de la ferrite (cf. tableau 3.3). Néanmoins, la microstructure de cette dernière présente

une structure cristalline CC qui admet 48 systèmes de glissement possibles, à la différence de la structure cristalline CFC du cuivre qui en admet 12 [François *et al.*, 1991]. Ce grand nombre de possibilités dans les cristaux CC induit une plasticité cristalline moins anisotrope qui modifiera moins l'hétérogénéité des champs mécaniques issus d'un calcul en élasticité cubique. Ainsi, si l'élasticité cubique a un rôle prépondérant sur la variabilité des champs mécaniques à l'échelle des grains par rapport à la plasticité cristalline dans le cas du cuivre, elle aura un rôle probablement équivalent pour la ferrite. Par ailleurs, les travaux de Sauzay [2006] soulignent que l'utilisation des distributions de facteurs de Schmid apparents (ou effectifs) tenant compte du comportement élastique cubique améliorent les prédictions de l'activation du glissement à la surface de polycristaux. Ces dernières sont en meilleur accord avec les résultats expérimentaux que celles obtenues avec la distribution de référence basée sur l'élasticité isotrope. [Sweeney *et al.*, 2013] confirme ces résultats pour un matériau ferrique.

Afin de limiter la durée des calculs numériques, chaque grain composant l'agrégat de l'étude est ainsi affecté d'un comportement élastique cubique, sans plasticité cristalline. L'orientation cristallographique de chaque grain, définie par les trois angles d'Euler, est choisie aléatoirement. Néanmoins, elle est identique pour les 5 géométries correspondant aux 5 tailles de défaut adimensionnées : $\widetilde{D}$ valant 0 (matériau sain), 0,5, 1,2, 3,2 et 4,4 (cf. figure 3.2). Des comparaisons entre ces 5 géométries à comportement fixé seront ainsi possibles.

3.1.4 Conditions aux limites et chargement

Chaque agrégat considéré dans cette étude représente un volume élémentaire en surface prélevé dans la partie utile d'une éprouvette soumise à un essai mécanique en fatigue à grand nombre de cycles, effectué à niveau de contrainte imposée (cf. chapitre 2). Bien que l'état de contrainte macroscopique de l'agrégat soit ainsi connu, le champ de contrainte à la frontière du polycristal prélevé ne l'est pas directement : il présente des fluctuations dues à l'anisotropie du comportement des grains et à la présence du défaut.

Dans le cas d'un agrégat 2D identifié expérimentalement par analyse EBSD, la définition des conditions aux limites exactes nécessite la mesure in-situ du champ de déplacement à l'aide de la corrélation d'images numériques [Bartali *et al.*, 2009; Stinville *et al.*, 2015]. Ces mesures, limitées à la surface de l'éprouvette, peuvent être maintenues constantes suivant la profondeur dans le cas de microstructures 2D extrudées [Héripré *et al.*, 2007; Evrard *et al.*, 2010]. Des techniques de tomographie permettent d'obtenir le champ de déplacement à imposer pour des agrégats 3D [Réthoré *et al.*, 2008].

Lorsque les conditions aux limites exactes ne sont pas connues ou dans le cas d'une microstructure synthétique, les différentes stratégies utilisées dans la littérature pour imposer à l'agrégat un état moyen de déformation ou de contrainte sont les suivantes :

— l'application de conditions aux limites uniformes en déplacement [Le Pécheur *et al.*, 2012; Li *et al.*, 2012; Schwartz *et al.*, 2013] ou en contrainte,

— l'application de conditions aux limites périodiques en déplacement [Gérard, 2008; Przybyla et McDowell, 2010; Hor *et al.*, 2013; Castelluccio et McDowell, 2015]. Les noeuds du maillage situés sur le contour de l'agrégat ont leurs degrés de liberté bloqués de manière à respecter la périodicité géométrique du polycristal. Les conditions de déplacement sont ensuite imposées afin d'atteindre l'état de contrainte macroscopique souhaité.

— l'application de conditions aux limites uniformes en déplacement ou en contrainte sur les contours d'une matrice contenant l'agrégat étudié [Bertolino *et al.*, 2007; Owolabi *et al.*, 2010; Musinski et McDowell, 2012; Guerchais *et al.*, 2014b; Guerchais, 2014]. Le comportement de la matrice est défini comme étant identique au comportement effectif du matériau hétérogène étudié.

Kanit *et al.* [2003] a montré que, pour une taille d'agrégat donné, les conditions aux limites périodiques offrent une meilleure représentation que les conditions aux limites uniformes. Cependant, étant donné la présence d'un défaut géométrique de surface dans la microstructure d'étude, ce type de conditions aux limites n'est pas adaptée, car ces dernières ont pour effet de rendre la surface libre et le défaut géométrique périodique. Pour palier au problème de la surface libre, Guilhem *et al.* [2013] ont proposé des conditions aux limites semi-périodiques qui sont périodiques sur certains bords et libres sur d'autres. Néanmoins, en ce qui concerne le défaut, cette solution alternative n'est pas applicable, car la partie utile de l'éprouvette présente un unique défaut géométrique de surface.

L'utilisation de conditions aux limites uniformes, au lieu des conditions aux limites exactes qui tiennent compte de l'hétérogénéité de la déformation ou de la contrainte appliquée sur le bord de l'agrégat, induit une erreur sur les champs mécaniques locaux. Dans la littérature, les avis sur la portée de cette erreur commise sont variables. Dans le cas d'un agrégat 3D avec une surface libre, Guilhem [2011] a montré que les conditions aux limites uniformes affectent significativement les résultats dans la première rangée de grains liés à la face concernée. Héripré *et al.* [2007] confirme ce résultat. D'autre travaux estiment que la région affectée correspond à 2 ou 3 rangées de grains [Evrard *et al.*, 2010; Basseville *et al.*, 2017]. Selon Doumalin *et al.* [2003], l'utilisation de conditions aux limites uniformes influence la réponse mécanique sur une couche de 5 rangées de grains.

Ainsi, au lieu d'alourdir les calculs avec des rangées de grains supplémentaires non prises en compte dans le traitement statistique, l'utilisation d'une matrice englobant l'agrégat étudié (excepté la surface libre) apparait comme pertinente pour la démarche numérique de cette thèse. Cette solution a également été choisie par plusieurs auteurs dans le cas d'agrégats contenant un défaut de surface (en 2D [Owolabi *et al.*, 2010; Guerchais *et al.*, 2014b] ou en 3D [Musinski et McDowell, 2012; Guerchais, 2014]) ou sollicité par un gradient de contrainte macroscopique [Bertolino *et al.*, 2007].

La figure 3.3 précise les dimensions choisies pour la matrice contenant l'agrégat. Le comportement de cette dernière est définie comme identique au comportement effectif du polycristal. Étant donné le comportement élastique cubique sans texture de l'agrégat, la matrice est ainsi affectée d'un comportement élastique isotrope. Dans leurs travaux, Sauzay et Jourdan [2006] ont utilisé les paramètres d'élasticité isotrope précisés dans le tableau 3.4 [Mc Clintock et Argon, 1966] pour des simulations sur du fer α de structure cubique centrée. Le module d'Young E correspond à la valeur mesurée expérimentalement sur le fer Armco de l'étude (cf. tableau 1.5). Ces mêmes paramètres seront ainsi utilisés pour définir le comportement de la matrice qui est identique pour les 5 géométries correspondant aux 5 tailles de défaut adimensionnées : $\widetilde{D}$ valant 0 (matériau sain), 0,5, 1,2, 3,2 et 4,4.

L'objectif de ces simulations numériques est d'étudier les réponses mécaniques d'agrégats polycristallins afin de retrouver l'allure du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. figure 2.7b). Les microstructures sont ainsi soumises aux mêmes conditions de sollicitations que celles imposées aux éprouvettes lors des essais de fatigue à amplitude

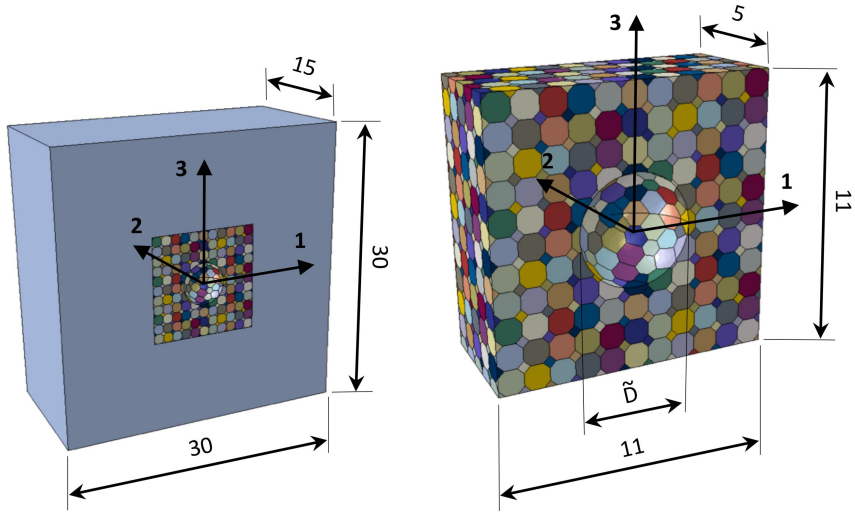


FIGURE 3.3 – Géométrie de la matrice contenant l'agrégat

E [GPa]	ν
200	0,33

TABLEAU 3.4 – Paramètres macroscopiques d'élasticité isotrope de la ferrite (Fe α) [Mc Clintock et Argon, 1966; Sauzay et Jourdan, 2006]

de contrainte constante. Les chargements sont modélisés par des champs de contrainte uniformes, suivant la direction 3 (cf. figure 3.4a), appliqués à une face de la matrice. Les amplitudes de contrainte appliquées $\widetilde{\Sigma}_D$ sont issues de la courbe expérimentale du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. figure 2.7b) et sont récapitulées dans le tableau 3.5 pour chaque taille de défaut $\widetilde{D}$.

Par ailleurs, afin de supprimer tout mouvement de solide rigide, des conditions aux limites en déplacement sont imposées sur le bord de la matrice. La configuration isostatique adoptée, précisée en figure 3.4b, est inspirée de celle utilisée dans les travaux de Le Pécheur *et al.* [2012]. Elle consiste à appliquer :

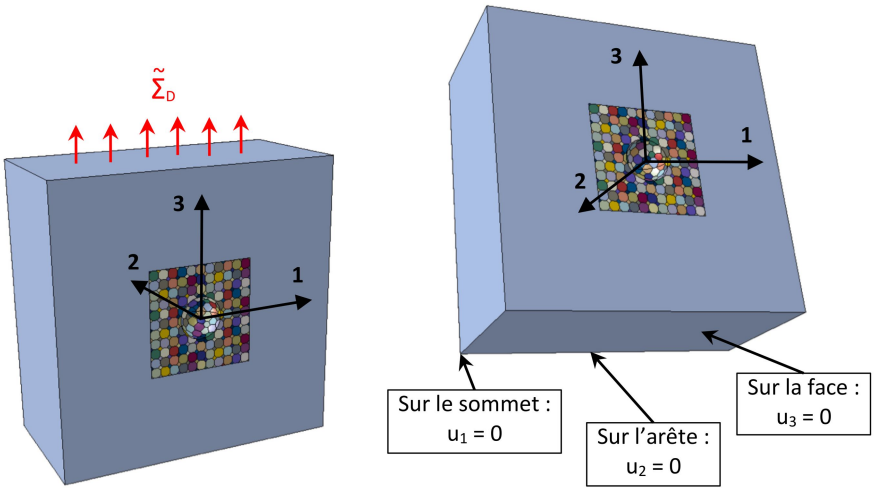
— un déplacement nul suivant la direction 3 ($u_3 = 0$) sur la face de normale 3 opposée au chargement (la translation suivant 3, ainsi que les rotations suivant 1 et 2 de la matrice sont bloquées),

— un déplacement nul suivant la direction 2 ($u_2 = 0$) sur l'arête de direction 1 opposée au chargement et à la surface libre (la translation suivant 2 et la rotation suivant 3 de la matrice sont bloquées),

— un déplacement nul suivant la direction 1 ($u_1 = 0$) sur un somment de l'arête considérée précédemment (la translation suivant 1 de la matrice est bloquée).

$\widetilde{D}$	0	0,5	1,2	3,2	4,4
$\widetilde{\Sigma}_D$	1	1	0,9488	0,8670	0,8420

TABLEAU 3.5 – Contraintes macroscopiques adimensionnées $\widetilde{\Sigma}_D$ issues de la courbe expérimentale du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. figure 2.7b) et appliquées à la matrice contenant l'agrégat



(a) Conditions de chargement (b) Conditions aux limites en déplacement

Figure 3.4 – Conditions aux limites et chargement

Afin de vérifier si les dimensions de la matrice sont suffisantes, cinq configurations de calcul, une pour chaque taille de défaut $\widetilde{D}$, sont simulées (Le maillage utilisé est celui défini dans le paragraphe suivant). La microstructure, c'est-à-dire les orientations cristallographiques des grains, est identique pour les cinq cas testés. La figure 3.5 présente l'évolution de la composante du tenseur des contraintes $\widetilde{\sigma}_{33}$ obtenue selon les axes 1, 2 et 3 pour les différentes tailles de défaut et divisée par le chargement macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$. Sur les bords de la matrice, le rapport $\widetilde{\sigma}_{33}/\widetilde{\Sigma}_D$ apparaît comme valant 1 pour toutes les tailles de défaut. La nullité des autres composantes du tenseur des contraintes obtenu, ainsi que l'homogénéité de ce dernier sur les faces de la matrice ont été vérifiées. La réponse mécanique sur les bords de la matrice correspond ainsi au chargement macroscopique. Elle n'est plus influencée par l'anisotropie du comportement des grains de l'agrégat et surtout l'introduction du défaut. Les dimensions de la matrice sont donc vérifiées comme étant suffisantes.

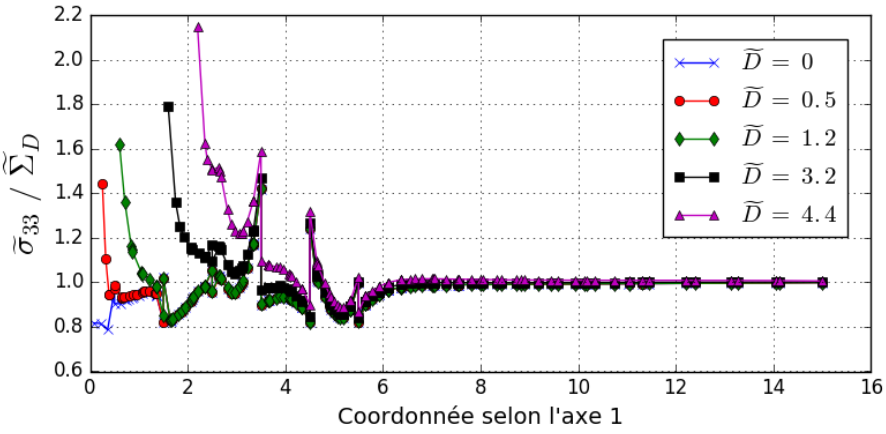
Selon les axes 1 et 2 transverses par rapport à la direction de chargement (cf. figures 3.5a et 3.5b), plusieurs remarques peuvent être formulées :

— Dans le cas sans défaut ($\widetilde{D} = 0$), des variations et des sauts de contrainte sont observables au niveau des abscisses 0,5, 1,5, 2,5, 3,5, 4,5 et 5,5, c'est-à-dire à chaque joint de grains. L'effet de l'anisotropie du comportement des grains est révélé.

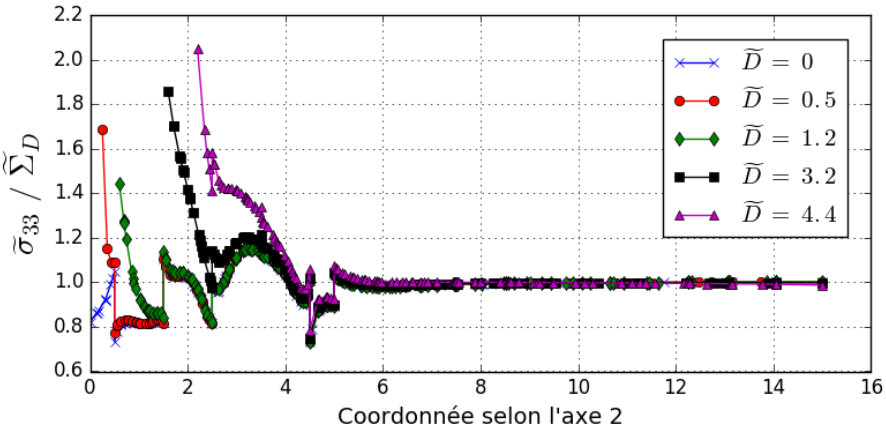
— Dans les cas avec défaut, l'introduction de ce dernier ajoute une perturbation dans le champ de contrainte. Lorsque la taille du défaut augmente, la zone perturbée autour du défaut augmente également. Pour $\widetilde{D} = 0{,}5$ ou 1,2, cette zone correspond au grain ou à la couche de grains directement en contact avec le défaut. Pour $\widetilde{D} =$ 3,2 et 4,4, elle correspond à respectivement 2 et 3 couches de grains.

— La réponse mécanique au niveau de la dernière rangée de grains, celle en contact avec la matrice, n'est pas perturbée par l'introduction du défaut. Le volume de l'agrégat englobe l'ensemble des grains soumis à la perturbation du défaut. Les dimensions choisies pour l'agrégat sont donc suffisantes.

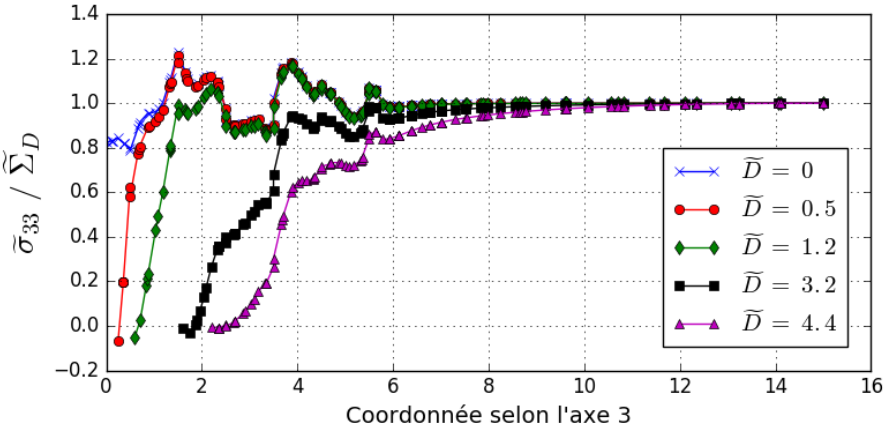
Selon l'axe 3 qui correspond à la direction de chargement (cf. figure 3.5c), les remarques précédemment citées sont moins directement observables. La différence d'échelle avec les deux autres graphiques (zoom d'environ fois deux) peut être un élément d'explication.



(a) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{33}/\widetilde{\Sigma}_D$ selon l'axe 1



(b) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{33}/\widetilde{\Sigma}_D$ selon l'axe 2



(c) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{33}/\widetilde{\Sigma}_D$ selon l'axe 3

FIGURE 3.5 – Évolution de $\widetilde{\sigma}_{33}/\widetilde{\Sigma}_D$ selon les axes 1, 2 et 3 pour différentes tailles de défaut

3.1.5 Maillage

Les différents maillages 3D présents dans la littérature peuvent se regrouper en deux catégories : les maillages réguliers ayant des éléments de formes cubiques [Barbe *et al.*, 2001; Qidwai *et al.*, 2009; Przybyla et McDowell, 2010; Castelluccio et McDowell, 2015; Signor *et al.*, 2016] et les maillages libres ayant des éléments tétraèdriques [Gérard, 2008; Guilhem *et al.*, 2013; Hor *et al.*, 2013; Guerchais, 2014]. Les maillages réguliers peuvent être adoptés pour des microstructures réelles ou synthétiques générées par exemple à l'aide de la méthode de Voronoï [Przybyla et McDowell, 2010]. Dans le cas d'une microstructure réelle, la description morphologique du polycristal peut se baser sur une carte de données (ou image) 3D constituée de voxels (équivalents du pixel en 3D) étiquetés auxquels une orientation ou un numéro de grain est assigné. Un maillage régulier peut ainsi s'appuyer sur cette description : un élément cubique est associé à chaque voxel [Qidwai *et al.*, 2009; Le Pécheur *et al.*, 2012].

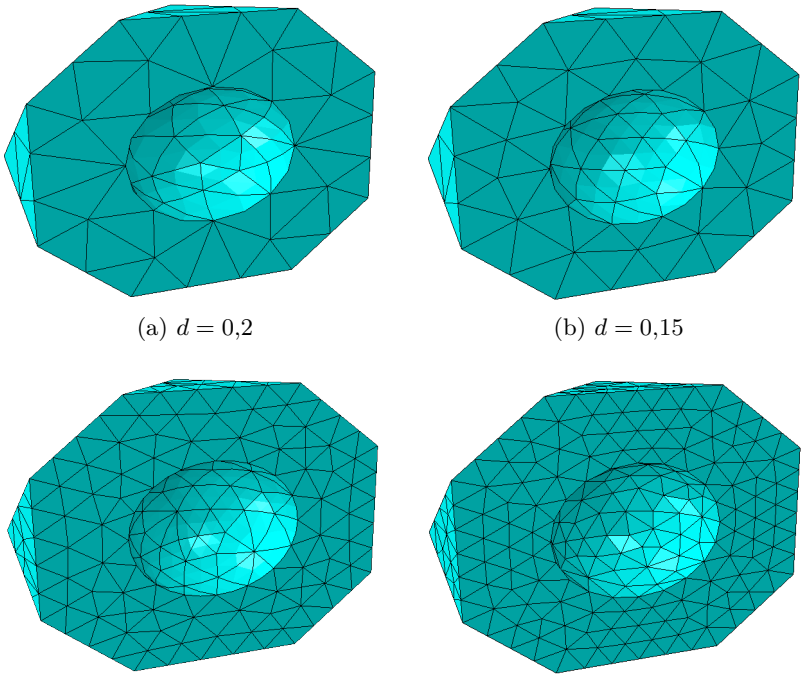
Auteurs	Géométrie d'éléments	Type d'interpolation	Nombre moyen d'éléments par grain	Nombre moyen de points d'intégration par grain
Gérard [2008]	tétraèdre	quadratique	1182	4728
Przybyla et McDowell [2010]	cube	linéaire	39	39
Guilhem *et al.* [2013]	tétraèdre	quadratique	55, 224 et 1562	220, 896 et 6248
Hor *et al.* [2013]	tétraèdre	linéaire	2500	2500
Guerchais [2014]	tétraèdre	linéaire	100	100
Castelluccio et McDowell [2015]	cube	linéaire	937	937

Tableau 3.6 – Quelques définitions de maillage 3D issus de la littérature

Type d'interpolation	Taille de maille	Nombre d'éléments par grain entier	Nombre de points d'intégration par grain entier
linéaire	0,1	6359	6359
linéaire	0,08	6352	6352
quadratique	0,2	843	3372
quadratique	0,15	843	3372
quadratique	0,1	6359	25436

Tableau 3.7 – Cas de test pour l'étude de la sensibilité à la densité de maillage

Étant donné que les éléments d'un maillage régulier sont de mêmes dimensions et que leurs nœuds ne sont pas contraints à coïncider avec les joints de grains, ce type de maillage permet d'éviter un raffinement excessif de la taille d'éléments lorsque la microstructure présente des grains de faibles dimensions, à la différence des maillages libres. Néanmoins, les joints de grains obtenus dans les maillages réguliers sont discrétisés en marche d'escalier.



(a) $d = 0{,}2$ (b) $d = 0{,}15$

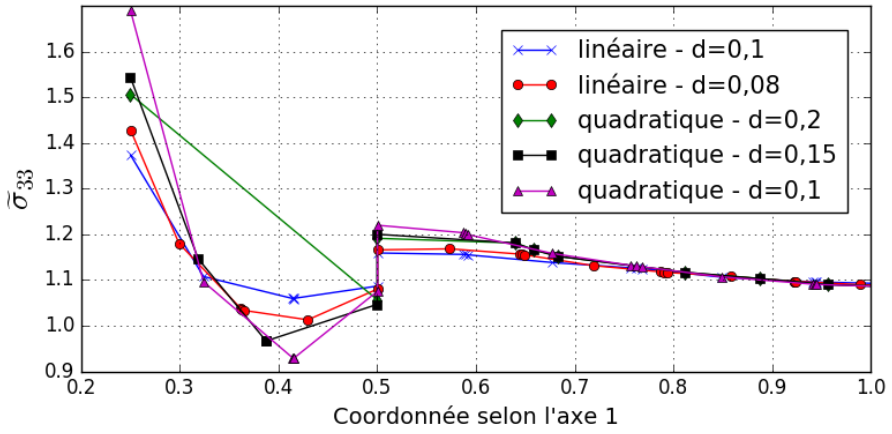
(c) $d = 0{,}1$ (d) $d = 0{,}08$

FIGURE 3.6 – Maillage du grain central contenant le défaut ($\widetilde{D} = 0{,}5$) pour différentes tailles de maille, notées d

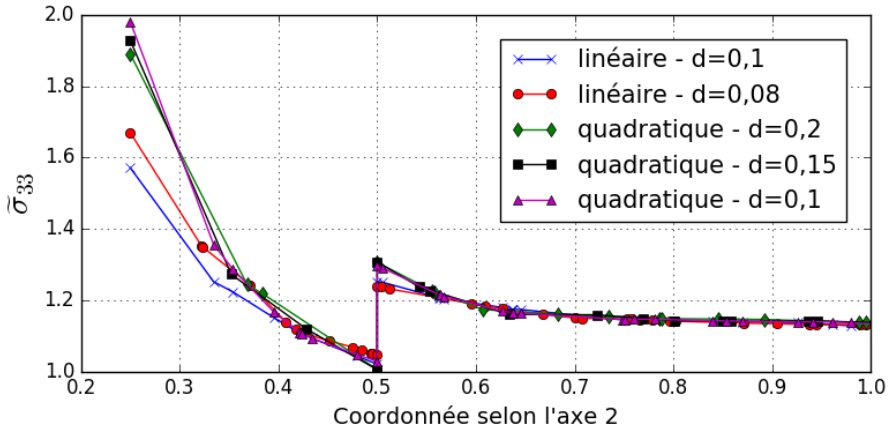
Cet inconvénient n'a pas d'impact significatif sur les grandeurs mécaniques dont les valeurs sont moyennées par grain, mais il surévalue les contraintes aux joints de grains [Diard *et al.*, 2005; Osipov *et al.*, 2008]. Les maillages libres n'ont pas ce problème, car les nœuds sont positionnés afin de respecter la géométrie des joints de grains.

Dans le cas de l'agrégat de cette thèse, la géométrie régulière d'octaèdres tronqués présente des grains constitués de segments de taille constante qui ne nécessitent pas de raffinement excessif de la taille d'élément. Ainsi, un maillage libre ayant des éléments tétraèdriques est choisi afin de mieux décrire la géométrie des joints de grains.

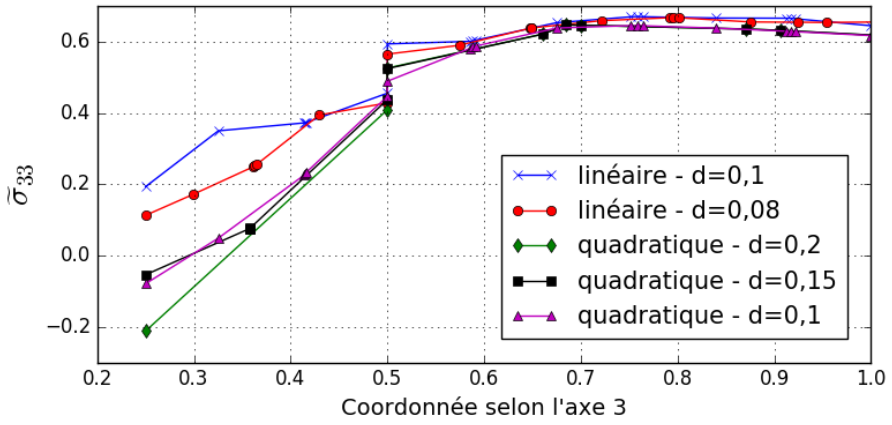
Par ailleurs, pour définir la densité de maillage de cette étude, il est important d'évaluer le nombre de points d'intégration nécessaires par grain afin d'obtenir une description fiable des champs mécaniques. Le tableau 3.6 récapitule quelques définitions de maillage 3D issus de la littérature. Étant donné la variabilité des densités de maillage proposées, une étude de la sensibilité à la taille de maille semble nécessaire. Parmi les cinq configurations de calcul ($\widetilde{D}$ valant 0, 0,5, 1,2, 3,2 et 4,4), le cas $\widetilde{D} = 0{,}5$ est choisi pour effectuer l'étude. En effet, le grain central comportant le défaut met en jeu l'entité géométrique ayant la plus faible dimension, et présente ainsi le maillage le plus critique. Deux types d'interpolation (linéaire et quadratique) et différentes tailles de maille sont testées, comme le précise le tableau 3.7 et l'illustre la figure 3.6. Pour une géométrie tétraèdrique, un élément ayant une interpolation linéaire comporte 4 nœuds et 1 point d'intégration tandis qu'un élément ayant une interpolation quadratique comporte 10 nœuds et 4 points d'intégration.



(a) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{33}$ selon l'axe 1

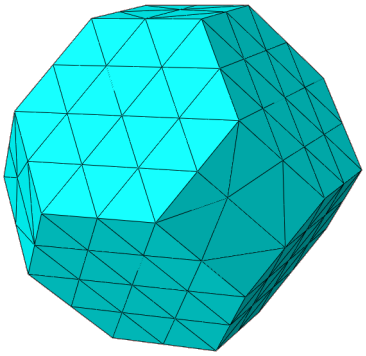


(b) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{33}$ selon l'axe 2

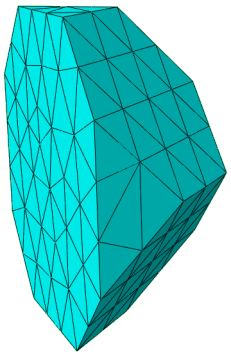


(c) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{33}$ selon l'axe 3

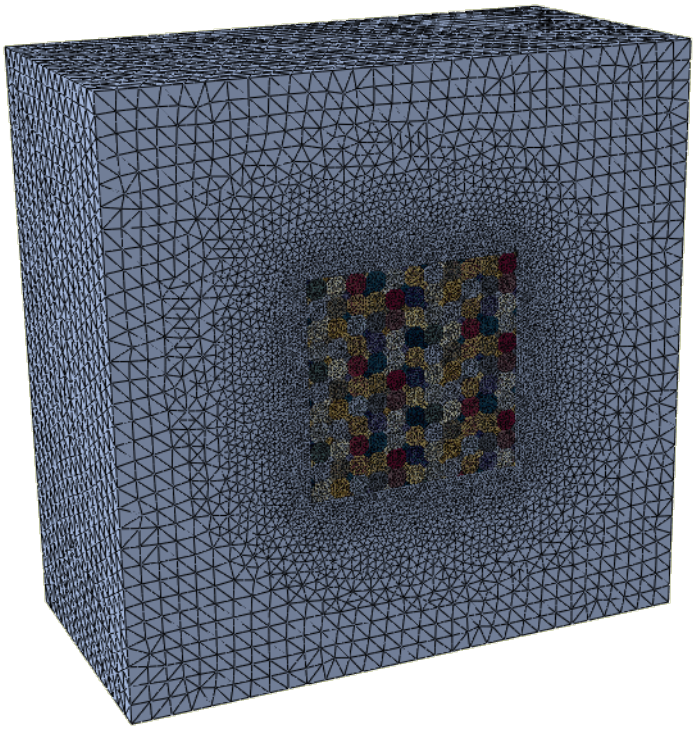
Figure 3.7 – Évolution de $\widetilde{\sigma}_{33}$ selon les axes 1, 2 et 3 pour deux types d'interpolation et différentes tailles de mailles, notées d



(a) Grain entier contenant 843 éléments et 3372 points d'intégration



(b) Demi-grain

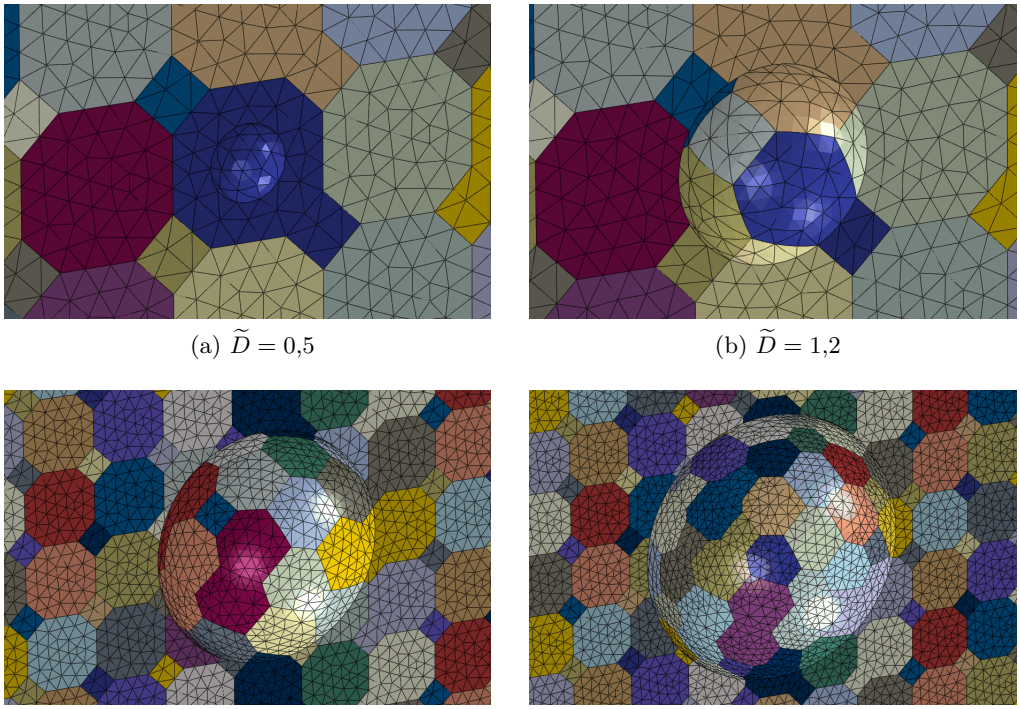


(c) Maillage de l'ensemble agrégat-matrice contenant au total 1 575 861 éléments et 2 121 222 nœuds, pour le cas sans défaut ($\widetilde{D} = 0$)

FIGURE 3.8 – Maillage libre ayant des éléments tétraèdriques avec une interpolation quadratique, dont la taille de maille est de 0,15

La figure 3.7 présente l'évolution de la composante du tenseur des contraintes $\widetilde{\sigma}_{33}$ obtenue selon les axes 1, 2 et 3 (limitée au grain central contenant le défaut et à son grain voisin) pour deux types d'interpolation et différentes tailles de maille, notées d. Deux remarques peuvent être formulées :

— Dans le cas d'une interpolation quadratique, les courbes correspondant à d valant 0,15 et 0,1 présentent un écart entre elles relativement faible par rapport aux variations de la grandeur mécanique étudiée $\widetilde{\sigma}_{33}$ (excepté selon l'axe 1 où cette remarque est moins vraie). Il semble ainsi que pour une interpolation quadratique la solution



(a) $\widetilde{D} = 0{,}5$ (b) $\widetilde{D} = 1{,}2$

(c) $\widetilde{D} = 3{,}2$ (d) $\widetilde{D} = 4{,}4$

Figure 3.9 – Maillage obtenu au voisinage du défaut pour les différentes tailles de défaut étudiées

converge à partir d'une taille de maille valant 0,15.

— En comparaison, dans le cas d'une interpolation linéaire, les courbes correspondant à d valant 0,1 et 0,08 présentent un écart entre elles plus important. La solution ne semble pas converger. Lors de l'augmentation de la densité de maillage, l'interpolation quadratique converge plus vite que l'interpolation linéaire. En effet, Barbe *et al.* [2001] ont montré qu'à nombre égal de points d'intégration, un maillage quadratique permet de mieux reproduire les hétérogénéités des champs mécaniques qu'un maillage linéaire.

Par ailleurs, dans le cas d'une géométrie 3D et dans l'hypothèse des petites déformations, Diard *et al.* [2005] ont montré qu'une densité de maillage avec 27 points d'intégration par grain est suffisante pour une prédiction de la réponse macroscopique de l'agrégat. Néanmoins, ils estiment que 400 points d'intégration par grain sont nécessaires afin d'évaluer les réponses moyennées par grain. En ce qui concerne ces dernières, Guilhem *et al.* [2013] ont montré qu'un maillage de 896 points d'intégration par grain est suffisant, et 6248 points d'intégration par grain permet d'atteindre les hétérogénéités intra-granulaires (les calculs étant menés sur des maillages libres ayant des éléments tétraèdriques avec une interpolation quadratique).

Ces éléments bibliographiques, ainsi que l'analyse de la sensibilité à la densité de maillage sur le cas $\widetilde{D} = 0{,}5$, conduisent au choix du maillage suivant pour l'agrégat de cette thèse : un maillage libre ayant des éléments tétraèdriques avec une interpolation quadratique, dont la taille de maille est de 0,15. Chaque grain entier contient ainsi 843 éléments et 3372 points d'intégration, comme l'illustre la figure 3.8a. La densité de maillage

est choisie homogène dans l'agrégat afin de ne favoriser aucune zone (joints ou cœur des grains). Afin d'alléger les calculs, une taille de maille de 1 est imposée sur chacune des arêtes de la matrice (cf. figure 3.8c). Le maillage ainsi obtenu contient au total 1 575 861 éléments et 2 121 222 nœuds, dans le cas sans défaut ($\widetilde{D} = 0$). Le maillage obtenu au voisinage du défaut est présenté en figure 3.9 pour les différentes tailles étudiées.

3.1.6 Réponse mécanique locale sur un cycle de chargement

Dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles, la détermination de la réponse mécanique à l'échelle des grains nécessite, a priori, la connaissance de l'évolution du tenseur des contraintes à cette échelle suivant un cycle stabilisé. Il est donc nécessaire d'effectuer une discrétisation temporelle du cycle de chargement et un calcul de la réponse du polycristal à chaque pas de temps. Néanmoins, étant donné la modélisation choisie dans cette thèse (comportement élastique et géométrie régulière des grains), ces nombreux calculs semblent pouvoir être évités. Les figures 3.11 et 3.12 montrent, sur le cas $\widetilde{D} = 3{,}2$, l'évolution des composantes du tenseur des contraintes sur un cycle de chargement (cf. figure 3.10) relevées à différents points d'intégration : à la surface du défaut, dans la première rangée de grains autour du défaut, dans un grain de l'agrégat loin du défaut et dans la matrice. Différents constats peuvent être notés :

- Bien que le chargement mécanique appliqué sur la matrice soit uniaxial, l'anisotropie du comportement des grains conduit de manière prévisible à une sollicitation multiaxiale à l'échelle des grains.
- Les extremums des composantes du tenseur des contraintes aux points d'intégration, à l'échelle des grains, et le chargement macroscopique $\widetilde{\Sigma}$ appliqué à la matrice sont synchrones dans le temps au cours d'un cycle : ils ont lieu à t=T/4 et t=3T/4 avec T la période du cycle de chargement.
- La réponse de chaque composante du tenseur des contraintes aux points d'intégration reste de rapport de charge $R_\Sigma = -1$.

Afin de limiter les temps de calculs, les simulations numériques sont donc effectuées à t=T/4 avec pour chargement la contrainte macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$.

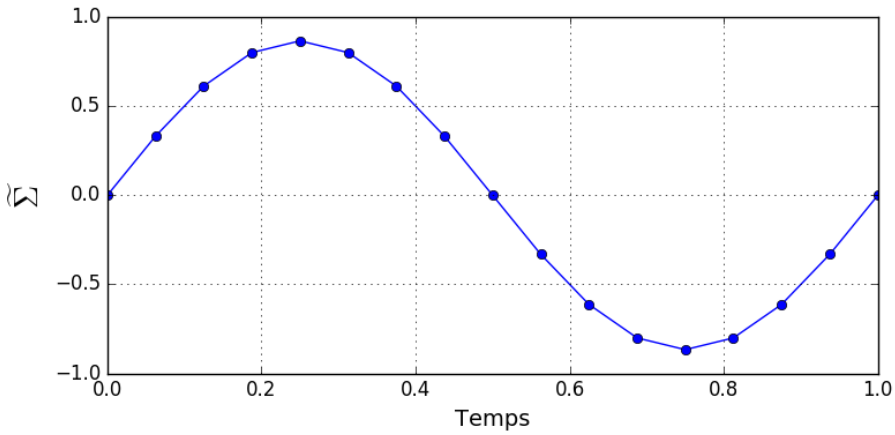
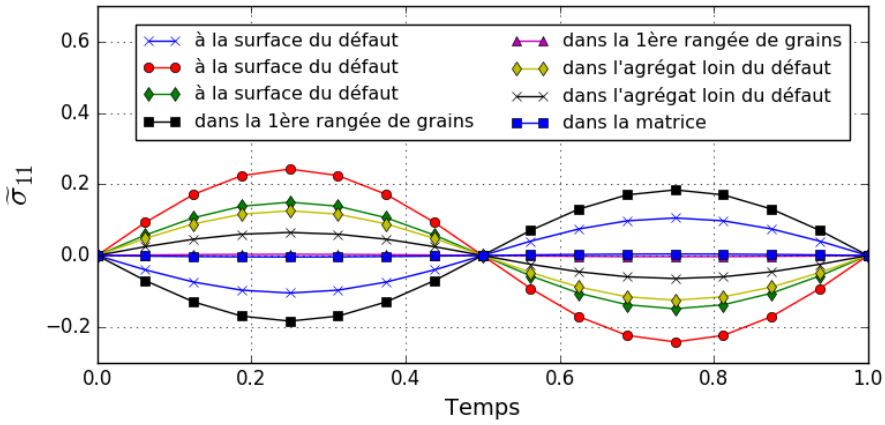
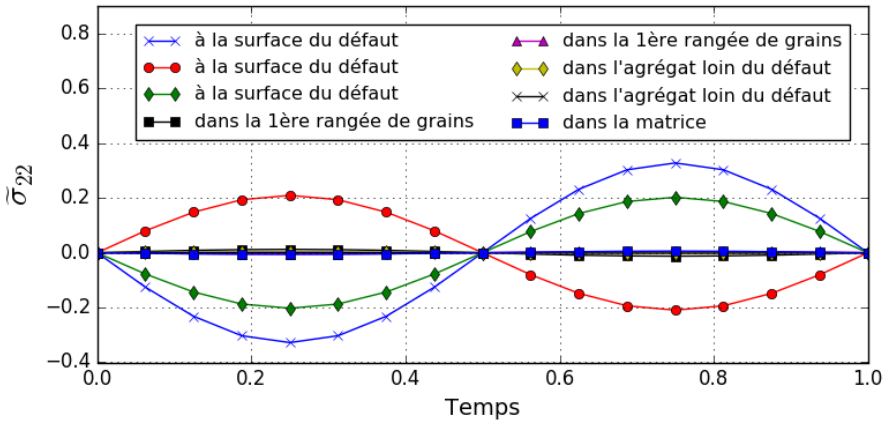


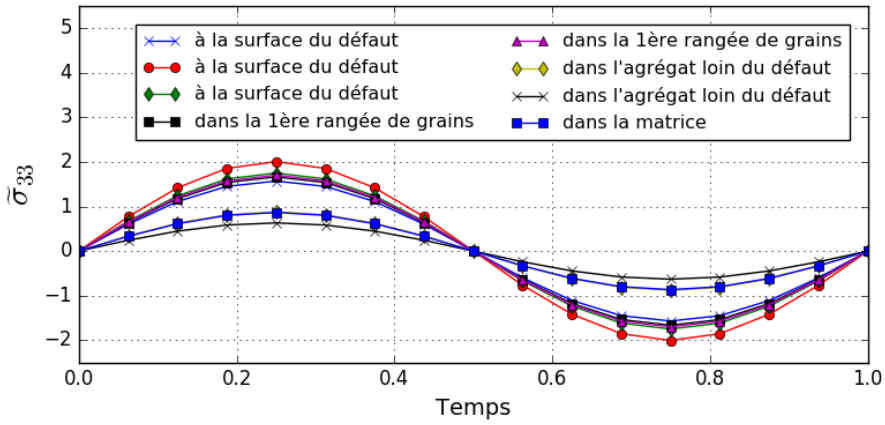
FIGURE 3.10 – Évolution du chargement macroscopique $\widetilde{\Sigma}$ imposé sur la matrice, avec pour amplitude $\widetilde{\Sigma}_D$, sur le cas $\widetilde{D} = 3{,}2$



(a) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{11}$ sur un cycle de chargement

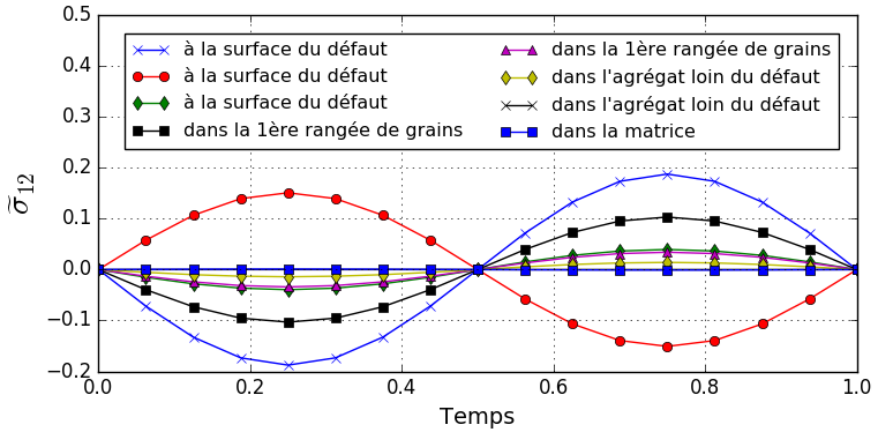


(b) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{22}$ sur un cycle de chargement

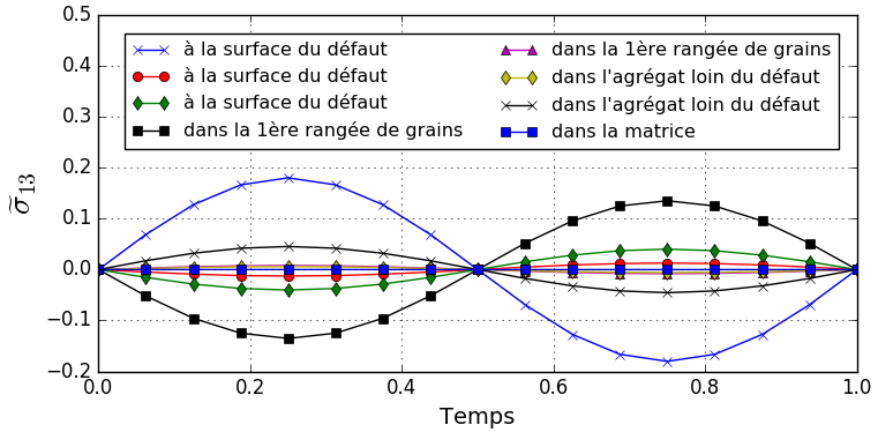


(c) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{33}$ sur un cycle de chargement

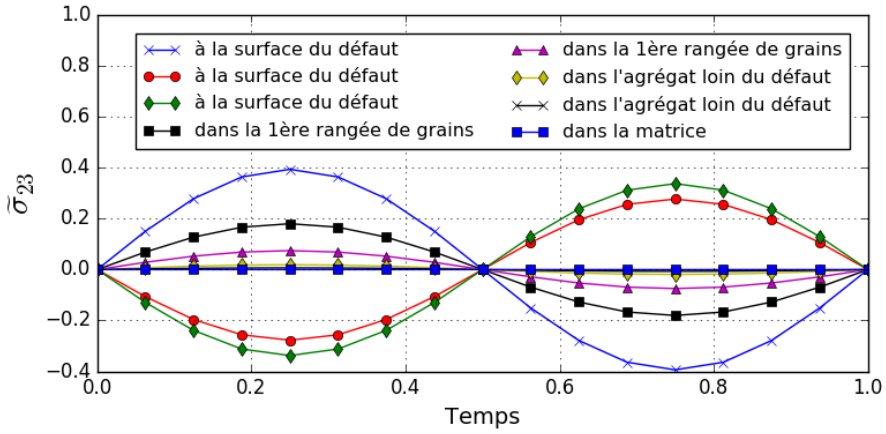
Figure 3.11 – Évolution des composantes $\widetilde{\sigma}_{11}$, $\widetilde{\sigma}_{22}$ et $\widetilde{\sigma}_{33}$ du tenseur des contraintes pour un cycle de chargement, relevées à différents points d'intégration, sur le cas $\widetilde{D} = 3{,}2$



(a) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{12}$ sur un cycle de chargement



(b) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{13}$ sur un cycle de chargement



(c) Evolution de $\widetilde{\sigma}_{23}$ sur un cycle de chargement

FIGURE 3.12 – Évolution des composantes $\widetilde{\sigma}_{12}$, $\widetilde{\sigma}_{13}$ et $\widetilde{\sigma}_{23}$ du tenseur des contraintes pour un cycle de chargement, relevées à différents points d'intégration, sur le cas $\widetilde{D} = 3{,}2$

3.1.7 Champs mécaniques locaux : résultats et discussion

Les figures 3.13 et 3.14 représentent les champs de contrainte équivalente de von Mises $\widetilde{\sigma}_{VM}$ sur la surface libre de l'agrégat, calculées aux points d'intégration, pour les cinq tailles de défaut $\widetilde{D}$ étudiées et deux jeux d'orientations cristallines. Chaque colonne correspond à une même microstructure (géométrie et jeu d'orientations identiques) et chaque ligne présente à une taille de défaut identique, mais croissante d'une ligne à la suivante. Pour chaque taille de défaut, l'amplitude du chargement appliqué à la matrice correspond à la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$ issue de la courbe expérimentale du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. tableau 3.5). L'échelle de contrainte de la figure 3.13 est de 0 à 2,4, tandis que celle de la figure 3.14 est de 0 à 2,9.

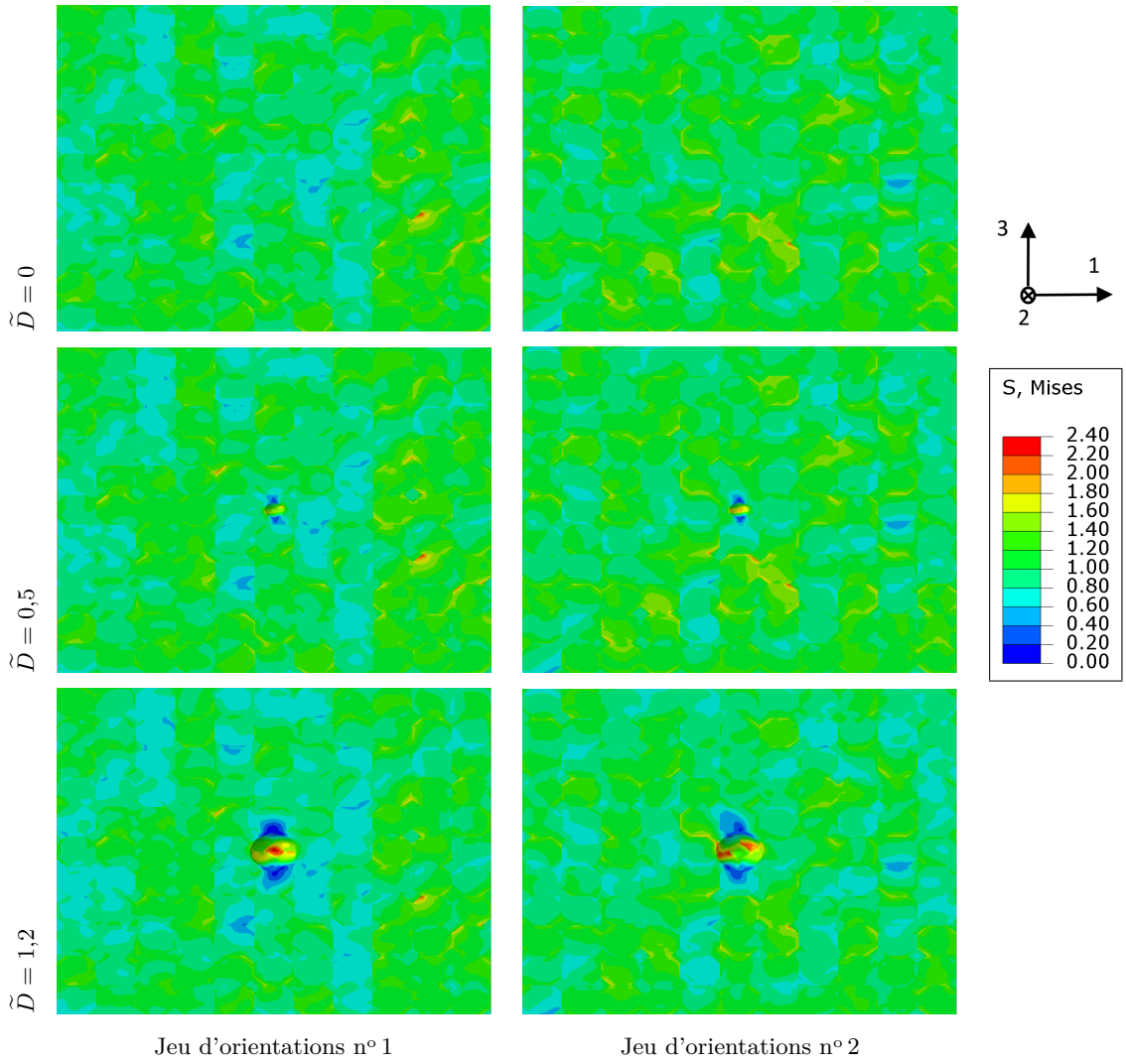


Figure 3.13 – Champs de contrainte équivalente de von Mises $\widetilde{\sigma}_{VM}$ dans une même microstructure, sollicitée au niveau de la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$, pour 3 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 0, 0,5 et 1,2) et 2 jeux d'orientations

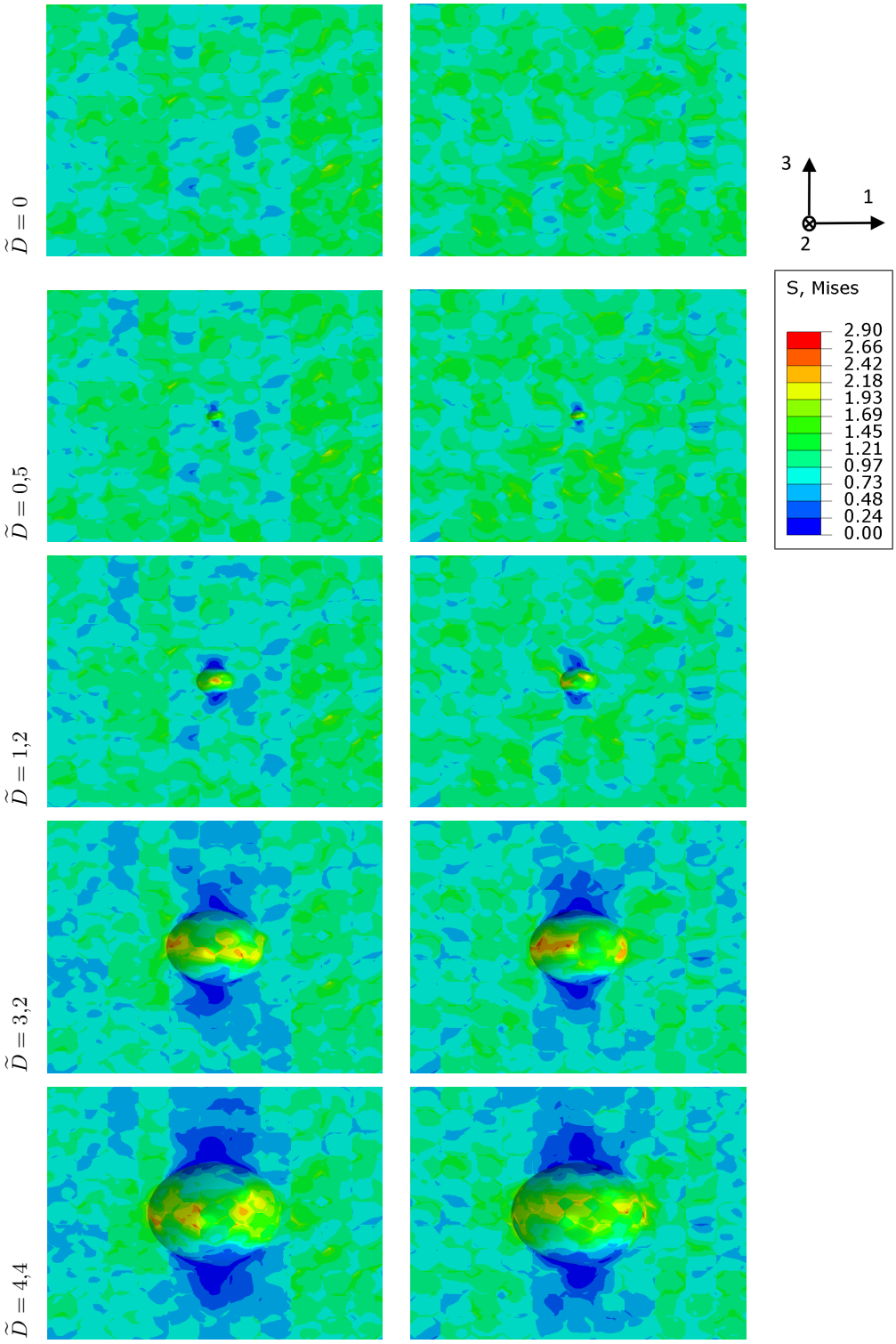


FIGURE 3.14 – Champs de contrainte équivalente de von Mises $\widetilde{\sigma}_{VM}$ dans une même microstructure, sollicitée au niveau de la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$, pour les 5 tailles de défaut $\widetilde{D}$ étudiées et 2 jeux d'orientations

Les champs de contrainte de von Mises observés présentent une hétérogénéité à la fois intragranulaire et intergranulaire. La contrainte équivalente de von Mises peut être un certain indicateur de la présence de glissement plastique. Le champ observé permet ainsi de rendre compte de l'hétérogénéité intragranulaire et intergranulaire du glissement plastique, également observée dans des calculs de microstructure issus de la littérature [Guilhem *et al.*, 2010]. Néanmoins, le niveau d'hétérogénéité intergranulaire est largement sous-estimé dans ce type de modélisation. En effet, cette dernière considère chaque grain comme un milieu continu : elle ne rend pas compte de la formation de structures de dislocations dans le grain et donc de la localisation du glissement plastique en bandes de glissement. En outre, la densité de maillage choisie (3372 points d'intégration par grain) n'est pas suffisante pour permettre une détermination fine des extremums locaux de contrainte. Guilhem *et al.* [2013] ont montré qu'une densité de 896 points d'intégration par grain n'est pas suffisante, mais qu'un maillage de 6248 points d'intégration par grain permet d'atteindre les hétérogénéités intra-granulaires. Suite à l'observation des figures 3.13 et 3.14, plusieurs remarques qualitatives peuvent être effectuées :

— Pour les microstructures sans défaut ($\widetilde{D} = 0$), le maximum de la contrainte de von Mises n'est pas localisé dans le même grain entre les jeux d'orientations 1 et 2. L'anisotropie du comportement mécanique des grains due aux orientations cristallines détermine la position et l'intensité du glissement plastique.

— Pour le cas $\widetilde{D} = 0{,}5$, la contrainte de von Mises en fond de défaut est du même ordre de grandeur, voire plus faible (pour le jeu d'orientation 1), que celle obtenue dans les régions les plus sollicitées de la microstructure. Ces dernières sont localisées dans les mêmes grains que dans le cas $\widetilde{D} = 0$. L'effet matériau dû à l'anisotropie du comportement mécanique des grains prédomine sur, ou équivaut à, l'effet de structure dû à l'introduction du défaut.

— A partir d'une taille de défaut $\widetilde{D}$ de 1,2, le maximum de la contrainte de von Mises est localisé sur la surface du défaut. Le défaut concentre l'activité plastique, alors que le reste de la microstructure présente une faible activité plastique. Néanmoins, la plasticité en fond de défaut n'est pas homogène, l'orientation cristalline détermine la localisation de l'activité plastique dans les grains en surface du défaut (cf. les cas de $\widetilde{D}$ valant 3,2 et 4,4).

3.1.8 Mise en œuvre de l'étude statistique

La procédure numérique de cette thèse peut être regroupée en trois étapes principales :

— la génération du modèle numérique et du fichier de données pour le calcul par Éléments Finis,

— le calcul par la méthode des Éléments Finis afin d'obtenir la réponse mécanique aux points d'intégration,

— le traitement statistique afin d'obtenir les grandeurs mécaniques à l'échelle des grains (échelle mésoscopique).

La démarche numérique s'appuie sur 50 volumes élémentaires statistiquement représentatifs (cf. paragraphe 3.1.2) pour chacune des 5 tailles de défaut étudiées. Le nombre total de réalisations étant de 250, la mise en place d'outils spécifiques est nécessaire afin d'automatiser certaines tâches.

La figure 3.15 présente la démarche de génération du modèle numérique. Le logiciel utilisé est Abaqus/CAE et chacune des 3 étapes a été automatisée à l'aide de script en langage Python. Néanmoins, la gestion des fichiers, ainsi que le passage d'une étape à

la suivante, sont effectués manuellement. Le code pour générer la géométrie de l'agrégat (octaèdres tronqués) et affecter un matériau à chaque grain est issu de travaux antérieurs au sein du laboratoire. Son adaptation aux cas d'études, ainsi que le reste de la procédure, ont été codés durant cette thèse. La génération de chaque modèle numérique jusqu'à l'obtention du fichier de données pour le calcul Éléments Finis est effectuée sur un ordinateur standard et a une durée moyenne de 30 minutes.

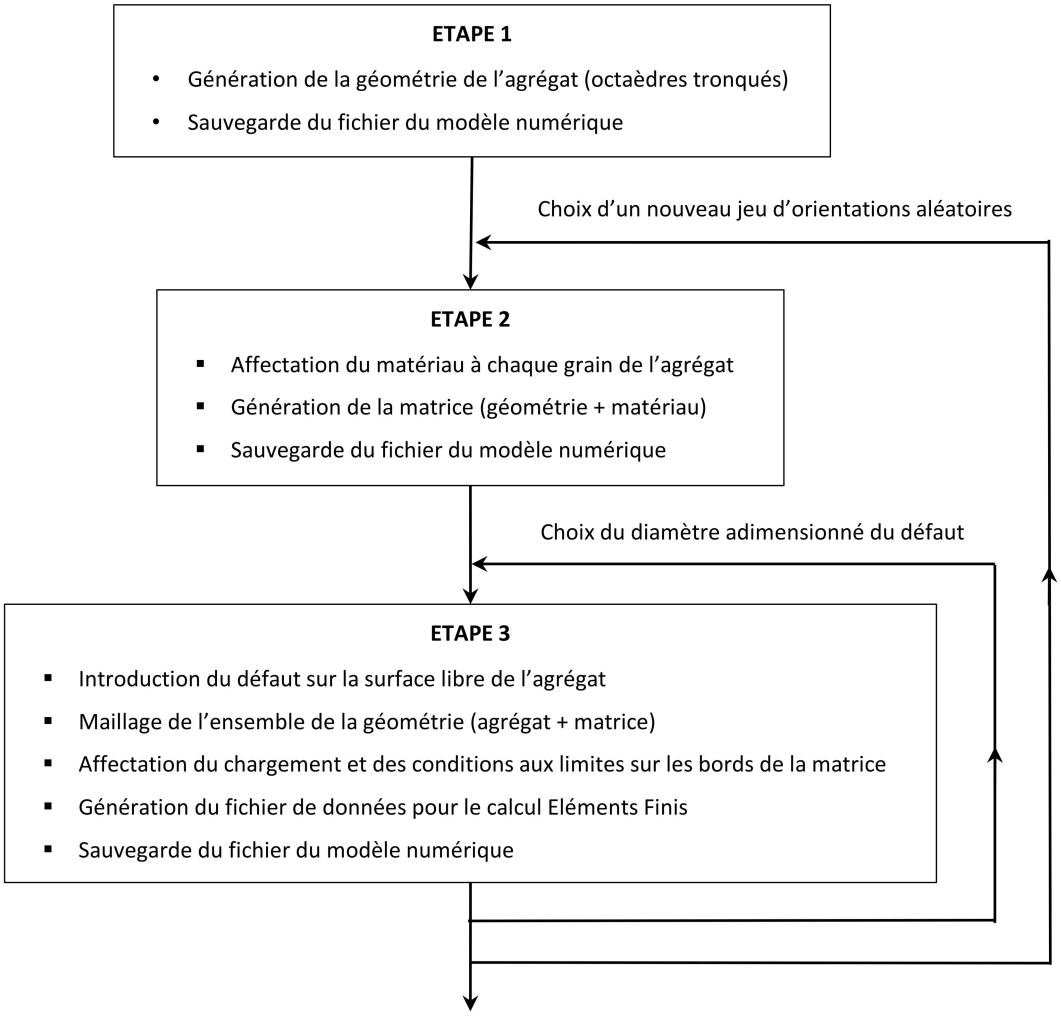


FIGURE 3.15 – Démarche de génération du modèle numérique

Les calculs par la méthode des Éléments Finis sont effectués à l'aide du logiciel Abaqus. La loi de comportement élastique cubique est écrite en langage Fortran et est issue de travaux antérieurs au sein du laboratoire. Chaque simulation a nécessité l'utilisation d'un nœud de calcul faisant partie d'un mésocentre et comportant un processeur (ou cœur) de 2,8 GHz et 32 Go de mémoire. Dans ces conditions, la durée moyenne d'un calcul est de 2 heures.

La réponse mécanique aux points d'intégration est ensuite traitée de manière statistique afin d'obtenir les grandeurs mécaniques à l'échelle des grains (échelle mésoscopique). Pour chaque grain, la moyenne et l'écart type de chacune des composantes du tenseur des contraintes (calculé aux points d'intégration) sont déterminés. La moyenne volumique et

l'écart-type d'un champ X dans un grain, notés respectivement $\langle X \rangle_g$ et $\langle X \rangle_g^*$, ont pour expressions :

$$\langle X \rangle_g = \frac{1}{V_g} \sum_{k=1}^{N_{PI}} X_k V_k \quad \text{avec} \quad V_g = \sum_{k=1}^{N_{PI}} V_k \tag{3.3}$$

$$\langle X \rangle_g^* = \sqrt{\left\langle \left(X - \langle X \rangle_g \right)^2 \right\rangle_g} \tag{3.4}$$

avec X_k la valeur de la grandeur X au point d'intégration k de volume V_k et V_g le volume du grain considéré présentant N_{PI} points d'intégration. Le calcul de la moyenne et de l'écart type de chacune des composantes du tenseur des contraintes (et de la contrainte équivalente de Crossland calculée en chaque point d'intégration) pour chaque grain a été codé en langage Python à partir d'un script existant au laboratoire, et effectué dans les mêmes conditions que pour le calcul Éléments Finis : un nœud de calcul faisant partie d'un mésocentre et comportant un processeur (ou cœur) de 2,8 GHz et 32 Go de mémoire. Par contre, la durée moyenne de ce traitement statistique pour une réalisation est de 80 heures.

3.2 Analyse de la réponse mécanique à l'échelle mésoscopique

La démarche d'analyse des champs mécaniques, présentée ci-après, est inspirée des travaux de Hor *et al.* [2014] qui considèrent dans leur étude des microstructures polycristallines sans défaut géométrique mais soumises à des chargements multiaxiaux.

3.2.1 Paramètre indicateur de fatigue (FIP) à l'échelle mésoscopique

Afin d'étudier la réponse mécanique des agrégats polycristallins à l'échelle des grains, les quantités mécaniques sont moyennées sur chaque grain. L'analyse est ainsi effectuée à partir du tenseur des contraintes mésoscopiques dont les composantes sont moyennées par grain. Bien que le chargement mécanique appliqué sur la matrice soit uniaxial, l'anisotropie du comportement des grains conduit à une sollicitation multiaxiale à l'échelle des grains (cf. figures 3.11 et 3.12). Parmi les contraintes équivalentes de fatigue proposées dans la littérature, celle de Crossland [1956] utilise les invariants du tenseur des contraintes afin de prendre en compte la multiaxialité du chargement. Notée σ_{Cr}, elle a pour expression :

$$\sigma_{Cr} = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha\, \sigma_{H,max} \tag{3.5}$$

avec $J_{2,a}$ le second invariant de l'amplitude du déviateur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}^D$, $\sigma_{H,max}$ le maximum de la contrainte hydrostatique (premier invariant) sur un cycle et α un paramètre qui caractérise l'influence de la contrainte moyenne σ_m sur σ_{Cr}. L'expression des deux invariants utilisés en fonction du tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$ est donnée ci-après :

$$J_2 = \frac{1}{2}\, \mathrm{tr}\left[\left(\underline{\underline{\sigma}}^D \right)^2 \right] \quad \text{et} \quad \sigma_H = \frac{1}{3}\, \mathrm{tr}\left[\underline{\underline{\sigma}} \right] \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{\sigma}}^D = \underline{\underline{\sigma}} - \sigma_H\, \underline{\underline{I}} \tag{3.6}$$

Dans ce travail de thèse, X_m et X_a désignent respectivement la moyenne et l'amplitude d'une grandeur mécanique X évoluant suivant un cycle stabilisé et ont pour expression :

$$X_m = \frac{1}{2}\left(X_{max} + X_{min} \right) \quad \text{et} \quad X_a = \frac{1}{2}\left(X_{max} - X_{min} \right) \tag{3.7}$$

avec X_{max} et X_{min} correspondant respectivement au maximun et au minimum de X sur le cycle. Étant donné les chargements simulés et les remarques du paragraphe 3.1.6, la contrainte équivalente de Crossland peut être calculée de la manière suivante :

$$\sigma_{Cr} = \sqrt{J_{2(t=T/4)}} + \alpha \mid \sigma_{H(t=T/4)} \mid \tag{3.8}$$

avec T la période du cycle de la contrainte macroscopique, correspondant au chargement mécanique.

Le paramètre indicateur de fatigue (FIP) à l'échelle mésoscopique choisi correspond ainsi à la contrainte équivalente de Crossland [1956] appliquée au tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$ moyenné par grain. Il est noté I_F et a pour expression :

$$I_F = \sigma_{Cr}\left(\left\langle \underline{\underline{\sigma}} \right\rangle_g\right) = \sqrt{J_{2,a}}\left(\left\langle \underline{\underline{\sigma}} \right\rangle_g\right) + \alpha\ \sigma_{H,max}\left(\left\langle \underline{\underline{\sigma}} \right\rangle_g\right) \tag{3.9}$$

Étant donné que le chargement appliqué sur la matrice est adimensionné par la limite de fatigue à 5 millions de cycle Σ_{D_0} dans le cas sans défaut, le tenseur des contraintes obtenu à chaque point d'intégration $\underline{\underline{\widetilde{\sigma}}}$ est aussi adimensioné. Ainsi, le FIP $\widetilde{I}_F$ sera également adimensionné et aura pour expression :

$$\widetilde{I}_F = \sigma_{Cr}\left(\left\langle \underline{\underline{\widetilde{\sigma}}} \right\rangle_g\right) = \sqrt{J_{2,a}}\left(\left\langle \underline{\underline{\widetilde{\sigma}}} \right\rangle_g\right) + \alpha\ \sigma_{H,max}\left(\left\langle \underline{\underline{\widetilde{\sigma}}} \right\rangle_g\right) \tag{3.10}$$

3.2.2 Identification du paramètre α de la contrainte de Crossland

La contrainte équivalente de Crossland [1956] à l'échelle macroscopique Σ_{Cr} s'exprime en fonction du tenseur des contraintes macroscopiques $\underline{\underline{\Sigma}}$ de la manière suivante :

$$\Sigma_{Cr} = \sigma_{Cr}\left(\underline{\underline{\Sigma}}\right) = \sqrt{J_{2,a}}\left(\underline{\underline{\Sigma}}\right) + \alpha_{macro}\ \sigma_{H,max}\left(\underline{\underline{\Sigma}}\right) \tag{3.11}$$

En considérant que les contraintes de Crossland à l'échelle macroscopique et mésoscopique ont la même sensibilité à la contrainte hydrostatique [Hor *et al.*, 2014], les paramètres α_{meso} et α_{macro} sont donc égaux et notés α par la suite :

$$\alpha_{meso} = \alpha_{macro} = \alpha \tag{3.12}$$

L'identification du paramètre α de la contrainte de Crossland nécessite deux valeurs expérimentales de la résistance en fatigue, pour la durée de vie étudiée, correspondant à deux chargements mécaniques différents. N'ayant à disposition pour le fer Armco qu'une seule limite de fatigue pour un chargement de traction/compression de rapport de charge $R_\Sigma = -1$, le paramètre α est identifié sur un acier doux [Gough et Wood, 1939; Frost *et al.*, 1974] dont la résistance à la traction R_m et la limite de fatigue en traction/compression ($R_\Sigma = -1$) sont très proches de celles du fer Armco pour une taille de grain D_g de 30 µm (cf. tableau 3.8). Le tableau 3.9 récapitule les valeurs expérimentales de la résistance en fatigue de l'acier doux [Gough et Wood, 1939; Frost *et al.*, 1974] correspondant à des chargements uniaxiaux ayant différents rapports de charge. Pour ce type de sollicitation mécanique, la contrainte de Crossland macroscopique Σ_{Cr} peut s'exprimer en fonction de l'amplitude du chargement Σ_a et de sa valeur moyenne Σ_m sur un cycle :

$$\Sigma_{Cr} = \sqrt{J_{2,a}}\left(\underline{\underline{\Sigma}}\right) + \alpha\ \sigma_{H,max}\left(\underline{\underline{\Sigma}}\right) \quad \text{avec} \quad \sqrt{J_{2,a}}\left(\underline{\underline{\Sigma}}\right) = \frac{\Sigma_a}{\sqrt{3}}$$
$$\text{et} \quad \sigma_{H,max}\left(\underline{\underline{\Sigma}}\right) = \frac{1}{3}\left(\Sigma_m + \Sigma_a\right) \tag{3.13}$$

Pour chaque chargement appliqué sur l'acier doux, les invariants de la contrainte de Crossland, $\sqrt{J_{2,a}}\left(\underline{\underline{\Sigma}}\right)$ et $\sigma_{H,max}\left(\underline{\underline{\Sigma}}\right)$, sont ainsi calculés et représentés en figure 3.16. Le paramètre α est identifié à partir de la pente de la régression linéaire (en prenant son opposé) et la valeur numérique obtenue est récapitulée dans le tableau 3.10.

Le critère macroscopique de résistance en fatigue pour la durée de vie étudiée s'écrit :

$$\Sigma_{Cr} \leqslant \beta_{macro} \tag{3.14}$$

avec β_{macro} correspondant au seuil du critère macroscopique. D'après l'expression 3.13, ce dernier a pour expression :

$$\beta_{macro} = \frac{\Sigma_{D_0}}{\sqrt{3}} + \alpha\ \frac{\Sigma_{D_0}}{3} \tag{3.15}$$

Dans le cadre de la démarche numérique de cette thèse, le critère macroscopique adimensionné devient :

$$\widetilde{\Sigma}_{Cr} \leqslant \widetilde{\beta}_{macro} \quad \text{avec} \quad \widetilde{\Sigma}_{Cr} = \sigma_{Cr}\left(\underline{\underline{\widetilde{\Sigma}}}\right) \tag{3.16}$$

et $\widetilde{\beta}_{macro}$ correspondant au seuil adimensionné du critère macroscopique. Il est déterminé via l'expression suivante :

$$\widetilde{\beta}_{macro} = \frac{\beta_{macro}}{\Sigma_{D_0}} = \frac{1}{\sqrt{3}} + \frac{\alpha}{3} \tag{3.17}$$

Les valeurs numériques obtenues pour β_{macro} et $\widetilde{\beta}_{macro}$ sont récapitulées dans le tableau 3.10.

Matériau	R_m [MPa]	Σ_{D_0} [MPa] ($R_\Sigma = -1$)
Acier doux [Gough et Wood, 1939]	410	190
Fer Armco ($D_g = 30\,\mu$m)	400	195

Tableau 3.8 – Résistance à la traction R_m et limite de fatigue en traction/compression ($R_\Sigma = -1$) pour un acier doux [Gough et Wood, 1939; Frost *et al.*, 1974] et le fer Armco D_g=30 µm

Σ_a [MPa]	190	182	168	159	153	105
Σ_m [MPa]	0	43	91	148	250	310
R_Σ	-1	-0,62	-0,30	-0,036	0,24	0,49

Tableau 3.9 – Valeurs expérimentales de la résistance en fatigue de l'acier doux [Gough et Wood, 1939; Frost *et al.*, 1974] correspondant à des chargements uniaxiaux ayant différents rapports de charge R_Σ

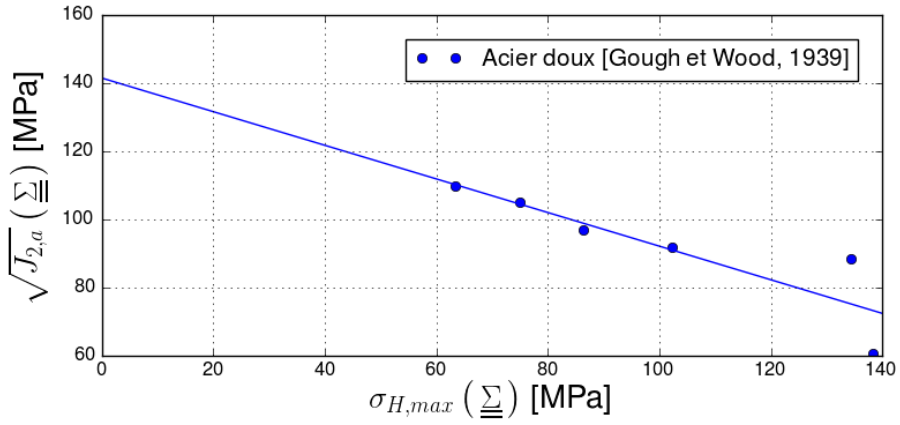


FIGURE 3.16 – Identification du paramètre α de la contrainte de Crossland sur un acier doux [Gough et Wood, 1939; Frost *et al.*, 1974]

Matériau	α	β_{macro} [MPa]	$\widetilde{\beta}_{macro}$
Acier doux [Gough et Wood, 1939]	0,4934	141,4	
Fer Armco ($D_g = 30\,\mu$m)	0,4934	144,7	0,7418

TABLEAU 3.10 – Valeurs numériques obtenues pour les paramètres du critère macroscopique de Crossland

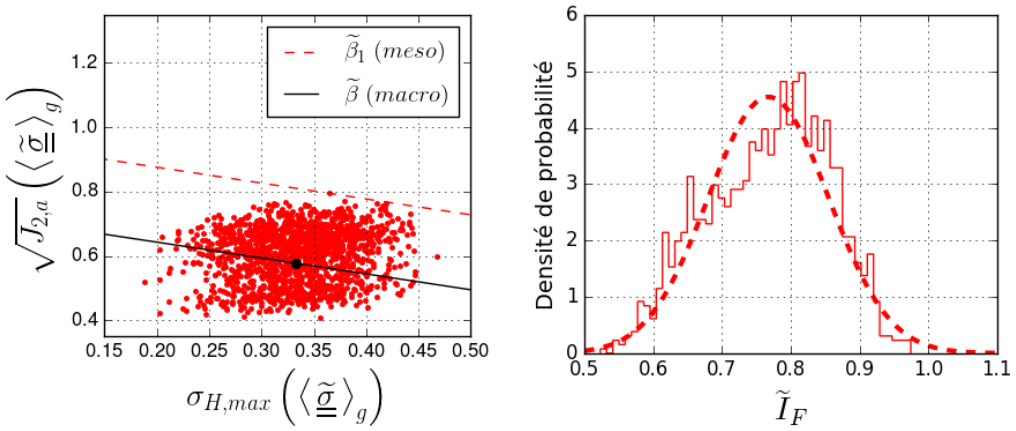
3.2.3 Discussion de la sensibilité à la microstructure

Dans ce paragraphe, la sensibilité à la microstructure est évaluée pour les agrégats ne comportant pas de défaut géométrique. La figure 3.17a présente, pour un volume élémentaire donné, la localisation des FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ à l'échelle des grains (points rouges), ainsi que le chargement macroscopique (point noir), dans le plan des invariants intervenant dans la contrainte de Crossland. Le seuil du critère macroscopique (trait noir) est aussi représenté. La figure adjacente précise la distribution de ces mêmes FIP dans l'agrégat polycristallin. La figure 3.17b présente les mêmes grandeurs mécaniques (en vert) pour un second volume élémentaire. Plusieurs remarques peuvent être effectuées :

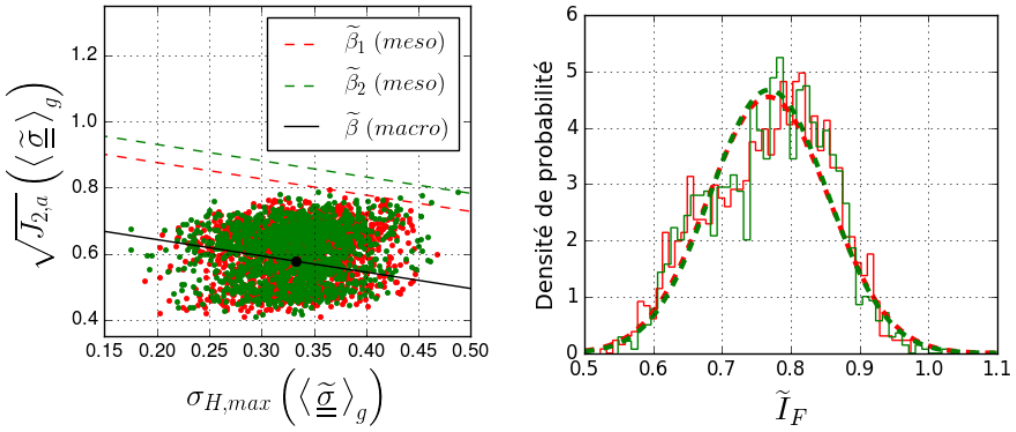
— A l'échelle des grains, la contrainte hydrostatique et celle de cisaillement présentent une dispersion autour des valeurs correspondant au chargement macroscopique appliqué sur la matrice. En effet, bien que ce dernier soit uniaxial, l'anisotropie du comportement élastique des grains [Robert *et al.*, 2012] et les effets de voisinage [Sauzay, 2006] induisent un état de contrainte multiaxial dans les grains.

— Les FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ présentent une dispersion autour de la valeur de $\widetilde{\beta}_{macro}$ correspondant au seuil du critère macroscopique. Étant donné que de nombreux grains ont un FIP qui dépasse ce seuil, ce dernier n'est pas applicable à l'échelle des grains. Un nouveau seuil, dit mésoscopique, et noté $\widetilde{\beta}_1$, peut être défini : il correspond à la droite (en pointillé rouge sur la figure 3.17a) passant par le grain critique, c'est-à-dire celui dont le FIP est maximal.

— Néanmoins, un second volume élémentaire admet des grains (points verts sur la figure 3.17b) dont les FIP dépassent le seuil mésoscopique $\widetilde{\beta}_1$. Il présente ainsi un nouveau seuil mésoscopique, noté $\widetilde{\beta}_2$.



(a) $\widetilde{I}_F$ du volume élémentaire n° 1 (points rouges)



(b) $\widetilde{I}_F$ des volumes élémentaires n° 1 (points rouges) et 2 (points verts)

Figure 3.17 – Localisation des FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ (à l'échelle des grains) et comparaison avec le seuil macroscopique pour un, puis deux volumes élémentaires

Dans une telle approche, la résistance en fatigue est pilotée par le grain critique dont la réponse mécanique correspond à la valeur maximale du FIP. Ces valeurs extrêmes se situent au niveau des queues des fonctions de densité de probabilité des réponses mésoscopiques et elles sont fortement sensibles à la microstructure. Ainsi, une étude statistique de la sensibilité de ces valeurs extrêmes à la microstructure est donc nécessaire pour déterminer le nouveau seuil dit mésoscopique des FIP à l'échelle des grains. La base de données de ces valeurs extrêmes est construite en identifiant la valeur maximale des FIP $\widetilde{I}_F$ pour chaque volume élémentaire statistique (VES) étudié, soit 50 réalisations (cf. paragraphe 3.1.2).

3.2.4 Détermination du seuil mésoscopique $\widetilde{\beta}_{meso}$ à l'aide de la loi des valeurs extrêmes généralisées (GEV)

D'après les travaux de Fisher et Tippett [1928], une distribution des maxima de variables aléatoires est nécessairement décrite par l'une des trois lois suivantes : Gumbel, Fréchet ou Weibull. Dans le cadre de la tenue en fatigue, la loi de Gumbel a été souvent utilisée pour décrire la distribution des valeurs extrêmes, à l'échelle macroscopique [Freu-

denthal et Gumbel, 1954] ou à une échelle plus locale [Przybyla et McDowell, 2010; Przybyla *et al.*, 2010; McDowell et Dunne, 2010]. Néanmoins, via des simulations en élasticité cubique, Liao [2009] montre une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux pour un alliage d'aluminium et ceux obtenus en modélisant la distribution des valeurs extrêmes par une loi de Fréchet. Dans ses travaux, Jenkinson [1955] propose une unique expression paramétrique, appelée loi des valeurs extrêmes généralisées (GEV), qui inclue les trois types de distributions : Gumbel, Fréchet et Weibull. Afin d'éviter de choisir a priori un type de distribution, la loi des GEV est utilisée dans cette thèse. La fonction densité f_{GEV} d'une variable aléatoire x a pour expression :

$$f_{GEV}\left(a_0, a_1, a_2 \mid x\right) = \begin{cases} \dfrac{1}{a_1}\left[1 + a_2\left(\dfrac{x-a_0}{a_1}\right)\right]^{-1-1/a_2} \exp\left\{-\left[1 + a_2\left(\dfrac{x-a_0}{a_1}\right)\right]^{-1/a_2}\right\} \\ \qquad \text{si} \quad a_2 \neq 0 \quad \text{avec} \quad a_1 \neq 0 \quad \text{et} \quad \forall\, x\,,\, 1 + a_2\left(\dfrac{x-a_0}{a_1}\right) > 0 \\ \dfrac{1}{a_1} \exp\left\{-\dfrac{x-a_0}{a_1}\right\} \exp\left\{-\exp\left[-\dfrac{x-a_0}{a_1}\right]\right\} \quad \text{si} \quad a_2 = 0 \\ \qquad\qquad\qquad\qquad\qquad\qquad\qquad\qquad \text{avec} \quad a_1 \neq 0 \end{cases} \tag{3.18}$$

Les paramètres a_0 et a_1 définissent respectivement la position et la dispersion de la distribution : ils ont respectivement la même évolution que la moyenne et l'écart type des valeurs extrêmes. Le paramètre a_2 précise le type de distribution : Weibull ($a_2 < 0$), Gumbel ($a_2 = 0$), Fréchet ($a_2 > 0$). L'identification de ces trois paramètres s'effectue par la méthode du maximum de vraisemblance. La vraisemblance $\mathscr{L}$ de la loi GEV pour un échantillon $[x_1, ..., x_n]$ (qui correspond, dans cette étude, aux 50 valeurs maximales des FIP $\widetilde{I}_F$ sur chaque VES) a pour expression :

$$\mathscr{L}(a_0, a_1, a_2 \mid x_1, ..., x_n) = \prod_{i=0}^{n} f_{GEV}\left(a_0, a_1, a_2 \mid x_i\right) \tag{3.19}$$

Les valeurs de a_0, a_1 et a_2 sont telles que $\mathscr{L}(a_0, a_1, a_2 \mid x_1, ..., x_n)$ soit maximal. En pratique, ces trois paramètres sont déterminés par minimisation de la log-vraisemblance négative appliquée à l'échantillon $\mathcal{L}(a_0, a_1, a_2 \mid x_1, ..., x_n)$, en utilisant la méthode des moindres carrés. L'expression à minimiser s'écrit ainsi :

$$\mathcal{L}(a_0, a_1, a_2 \mid x_1, ..., x_n) = -\ln\left[\mathscr{L}(a_0, a_1, a_2 \mid x_1, ..., x_n)\right] = \sum_{i=0}^{n} -\ln\left[f_{GEV}\left(a_0, a_1, a_2 \mid x_i\right)\right] \tag{3.20}$$

avec, en utilisant l'expression 3.18 :

$$-\ln\left[f_{GEV}\left(a_0, a_1, a_2 \mid x\right)\right] = \begin{cases} \ln(a_1) + \left(1 + \dfrac{1}{a_2}\right) \ln\left[1 + a_2\left(\dfrac{x-a_0}{a_1}\right)\right] + \left[1 + a_2\left(\dfrac{x-a_0}{a_1}\right)\right]^{-1/a_2} \\ \qquad \text{si} \quad a_2 \neq 0 \quad \text{avec} \quad a_1 \neq 0 \quad \text{et} \quad \forall\, x\,,\, 1 + a_2\left(\dfrac{x-a_0}{a_1}\right) > 0 \\ \ln(a_1) + \left(\dfrac{x-a_0}{a_1}\right) + \exp\left[-\dfrac{x-a_0}{a_1}\right] \quad \text{si} \quad a_2 = 0 \\ \qquad\qquad\qquad\qquad\qquad\qquad\qquad\qquad \text{avec} \quad a_1 \neq 0 \end{cases} \tag{3.21}$$

D'après sa définition, la fonction de répartition F_{GEV} d'une variable aléatoire x se détermine à partir de la densité f_{GEV} via l'expression suivante :

$$F_{GEV}\left(a_0, a_1, a_2 \mid x\right) = \int_{-\infty}^{x} f_{GEV}\left(a_0, a_1, a_2 \mid z\right)\, dz \tag{3.22}$$

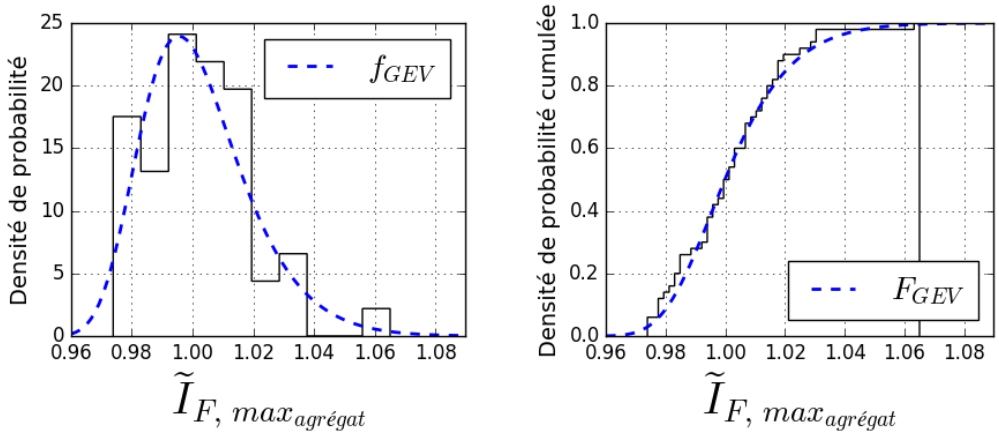
En utilisant l'expression 3.18, la fonction de répartition F_{GEV} devient :

$$F_{GEV}\left(a_0, a_1, a_2 \mid x\right) = \begin{cases} \exp\left\{-\left[1 + a_2\left(\dfrac{x - a_0}{a_1}\right)\right]^{-1/a_2}\right\} & \text{si} \quad a_2 \neq 0 \quad \text{avec} \quad a_1 \neq 0 \\ & \text{et} \quad \forall\, x\,,\ 1 + a_2\left(\dfrac{x - a_0}{a_1}\right) > 0 \\ \exp\left\{-\exp\left[-\dfrac{x - a_0}{a_1}\right]\right\} & \text{si} \quad a_2 = 0 \quad \text{avec} \quad a_1 \neq 0 \end{cases} \tag{3.23}$$

La méthode du maximum de vraisemblance appliquée à la loi GEV a été codée en langage Python. Les valeurs numériques des paramètres a_0, a_1 et a_2 ainsi obtenues sont récapitulées dans le tableau 3.11. La figure 3.18 présente une comparaison entre les 50 valeurs maximales des FIP $\widetilde{I}_F$ issues des calculs par Éléments Finis et la loi GEV identifiée. Les figures 3.18a et 3.18b précisent respectivement la densité de probabilité des $\widetilde{I}_{F,\, max_{agrégat}}$ avec la fonction densité f_{GEV}, et la densité de probabilité cumulée des $\widetilde{I}_{F,\, max_{agrégat}}$ avec la fonction de répartition F_{GEV}. Plusieurs remarques peuvent être notées :

— La fonction de répartition F_{GEV} identifiée présente une bonne corrélation avec la densité de probabilité cumulée des valeurs extrêmes des FIP $\widetilde{I}_{F,\, max_{agrégat}}$ issues des calculs par Éléments Finis (cf. figure 3.18b).

— Le paramètre a_2 est négatif (cf. tableau 3.11). Ainsi, dans le cas d'un chargement cyclique de traction/compression ayant un rapport de charge R_Σ valant -1, la distribution des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ (basés sur la contrainte équivalente de Crossland appliquée à l'échelle mésoscopique) suit une loi de Weibull. Ce résultat est cohérent avec celui obtenu via des simulations 2,5D en plasticité cristalline [Hor *et al.*, 2014].



(a) Densité de probabilité (b) Densité de probabilité cumulée

Figure 3.18 – Comparaison entre les 50 valeurs maximales des FIP $\widetilde{I}_F$ issues des calculs par Éléments Finis et la loi GEV identifiée (pour les microstructures sans défaut)

Le seuil mésoscopique des FIP à l'échelle des grains est défini comme la valeur médiane de la distribution des maxima des FIP. Il correspond donc à la valeur des $\widetilde{I}_{F,\,max_{agrégat}}$ telle que la fonction de répartition F_{GEV} vaut 0,5. Noté $\widetilde{\beta}_{meso}$, il vérifie ainsi l'équation suivante :

$$F_{GEV}\left(a_0, a_1, a_2 \mid \widetilde{\beta}_{meso}\right) = 0{,}5 \tag{3.24}$$

En utilisant la fonction réciproque de la fonction de répartition des GEV, le seuil mésoscopique $\widetilde{\beta}_{meso}$ est déterminé via l'expression suivante :

$$\widetilde{\beta}_{meso} = F_{GEV}^{-1}\left(a_0, a_1, a_2 \mid 0{,}5\right) = a_0 + \frac{a_1}{a_2}\left\{\left[-\ln(0{,}5)\right]^{-a_2} - 1\right\} \tag{3.25}$$

La valeur numérique de $\widetilde{\beta}_{meso}$ obtenue est précisée dans le tableau 3.11.

a_0	a_1	a_2	$\widetilde{\beta}_{meso}$
0,9943	0,01539	-0,07393	0,9998

Tableau 3.11 – Valeurs numériques obtenues pour les paramètres de la loi GEV et le seuil mésoscopique $\widetilde{\beta}_{meso}$

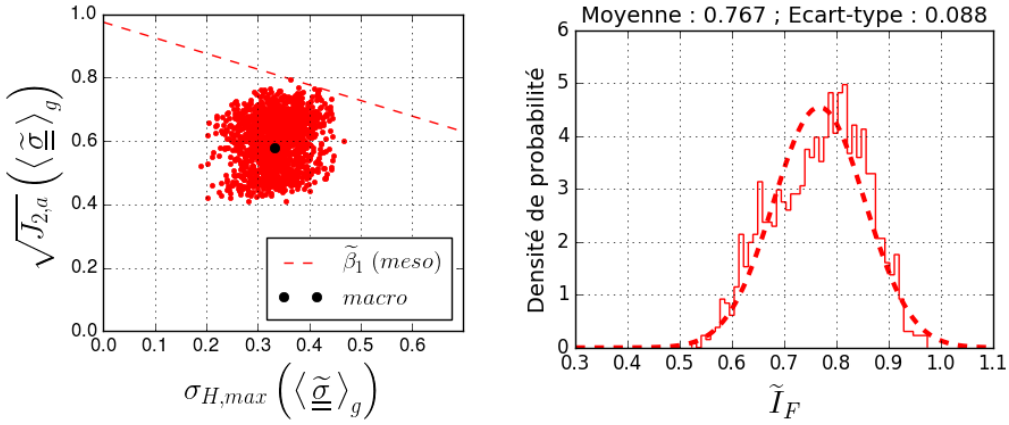
3.2.5 Discussion de la sensibilité à la taille de défaut

Les figures 3.19 et 3.20 (situées à gauche) présentent, pour un volume élémentaire donné (volume élémentaire statistique VES n° 1, cf. figure 3.17a) et pour les cinq tailles de défaut étudiées, la localisation des FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ à l'échelle des grains (points rouges), ainsi que le chargement macroscopique (point noir), dans le plan des invariants intervenant dans la contrainte de Crossland. Les figures adjacentes (situées à droite) précisent la distribution de ces mêmes FIP dans l'agrégat polycristallin. Pour chaque taille de défaut, l'amplitude du chargement appliqué sur la matrice correspond à la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$ issue de la courbe expérimentale du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. tableau 3.5). Plusieurs remarques peuvent être notées :

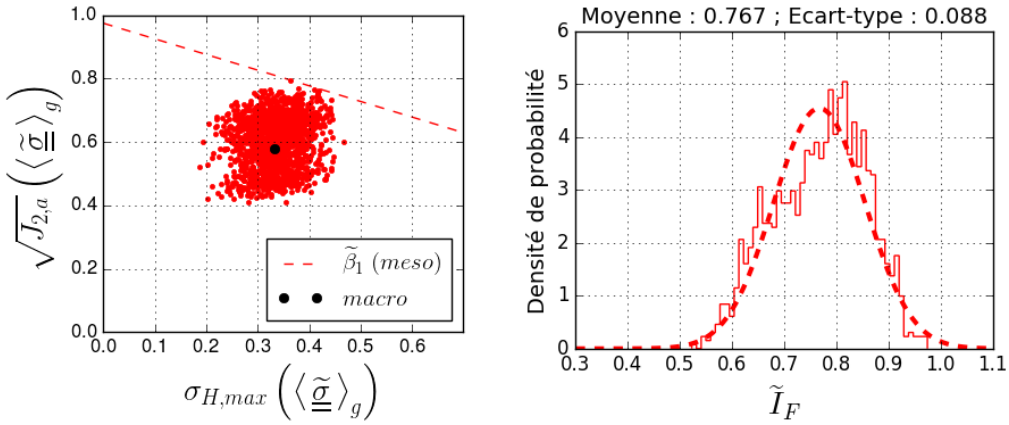
— Les FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ pour une taille de défaut $\widetilde{D}$ valant 0,5 et 1,2 ont une localisation dans le plan des invariants et une distribution respectivement identiques et quasi identiques au cas sans défaut ($\widetilde{D} = 0$). L'introduction d'un défaut ayant une taille $\widetilde{D}$ inférieure à 1,2, n'affecte pas la réponse mécanique à l'échelle des grains, mesurée via le FIP mésoscopique $\widetilde{I}_F$.

— Par contre, pour les tailles de défaut de 3,2 et 4,4, la contrainte hydrostatique et celle de cisaillement présentent une dispersion autour des valeurs correspondant au chargement macroscopique appliqué sur la matrice, nettement plus grande que dans le cas sans défaut. De même, la distribution des FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ ont un écart type dans l'agrégat plus important. L'introduction d'un défaut ayant une taille $\widetilde{D}$ supérieure à 1,2, affecte donc la réponse mécanique à l'échelle des grains, mesurée via le FIP mésoscopique $\widetilde{I}_F$.

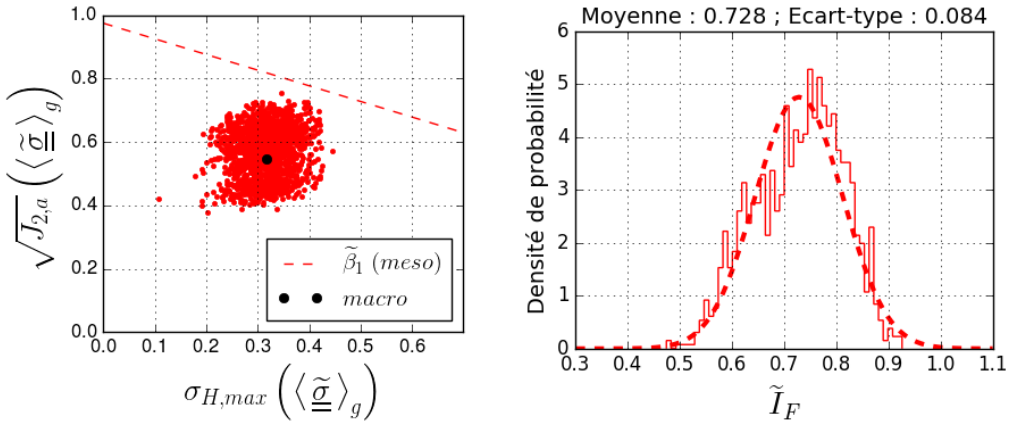
— La comparaison des figures 3.20a et 3.20b, correspondant à une taille de défaut valant respectivement 3,2 et 4,4, met en évidence le fait que plus la taille de défaut augmente, plus l'écart type de la distribution des FIP mésoscopiques dans l'agrégat augmente aussi.



(a) $\widetilde{D} = 0$

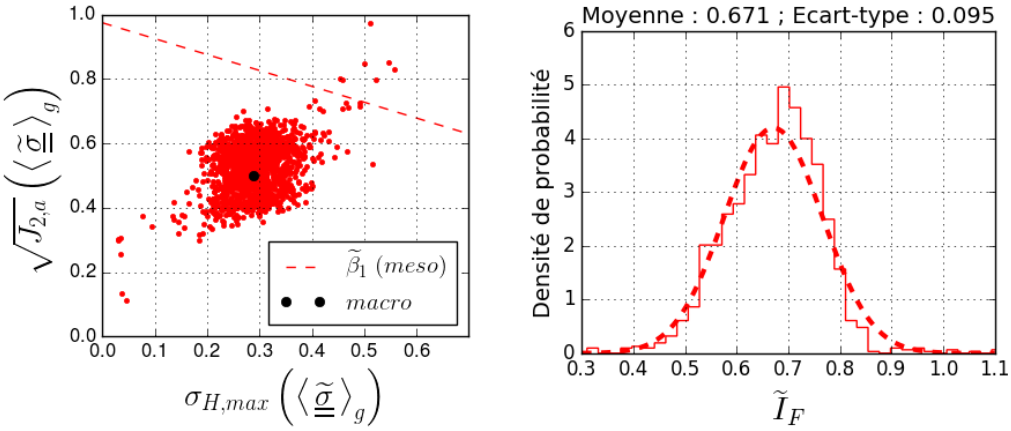


(b) $\widetilde{D} = 0{,}5$

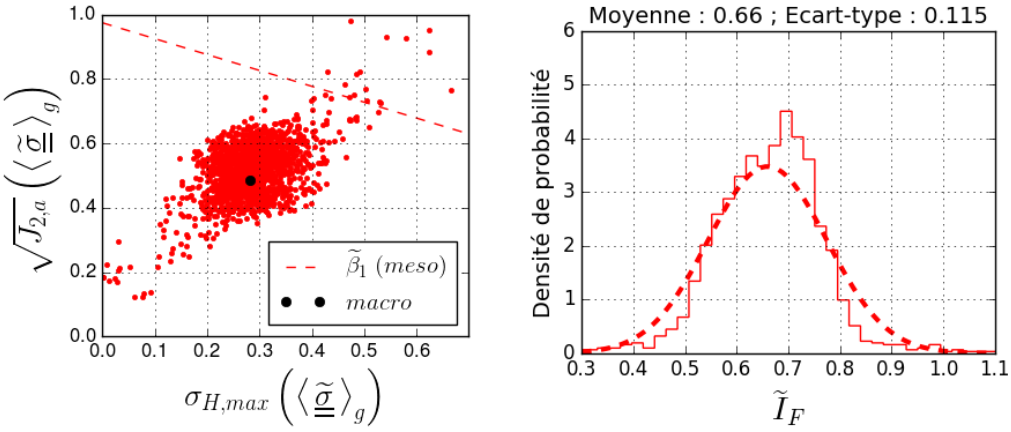


(c) $\widetilde{D} = 1{,}2$

Figure 3.19 – Localisation et distribution des FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ dans une même microstructure (VES n° 1), sollicitée au niveau de la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$, pour trois tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 0, 0,5 et 1,2)



(a) $\widetilde{D} = 3{,}2$



(b) $\widetilde{D} = 4{,}4$

FIGURE 3.20 – Localisation et distribution des FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ dans une même microstructure (VES n° 1), sollicitée au niveau de la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$, pour deux tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 3,2 et 4,4)

— Par ailleurs, pour une taille de défaut $\widetilde{D}$ valant 1,2, la valeur maximale du FIP mésoscopique $\widetilde{I}_F$ est légèrement inférieure au seuil mésoscopique du VES n° 1, noté β_1. Le critère mésoscopique n'est pas suffisamment sécuritaire pour cette taille de défaut. A l'inverse, pour les tailles de défaut de 3,2 et 4,4, la valeur maximale du FIP $\widetilde{I}_F$ est supérieure au seuil β_1. Le critère est donc trop sécuritaire pour ces deux tailles de défaut.

Néanmoins, les remarques précédentes, notamment la dernière, ne tiennent pas compte de la sensibilité à la microstructure. En effet, les maxima des FIP qui se situent au niveau des queues des fonctions de densité de probabilité des réponses mésoscopiques, sont fortement sensibles à la microstructure. Une étude statistique de ces valeurs extrêmes, pour chaque taille de défaut, est donc nécessaire afin d'évaluer si le critère mésoscopique proposé est applicable à des agrégats comportant des défauts de surface.

3.2.6 Prédiction du critère de fatigue mésoscopique via la simulation du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$

Pour chaque taille de défaut étudiée, les valeurs numériques des paramètres de la loi GEV (a_0, a_1 et a_2) obtenues par la méthode du maximum de vraisemblance sont récapitulées dans le tableau 3.12. L'évolution de ces paramètres en fonction de la taille de défaut est tracée en figure 3.23. Les figures 3.21 et 3.22 présentent une comparaison entre les 50 valeurs maximales des FIP $\widetilde{I}_F$ issues des calculs par Éléments Finis et la loi GEV identifiée pour chaque taille de défaut étudiée. Les figures de gauche et de droite précisent respectivement la densité de probabilité des $\widetilde{I}_{F,\,max_{agrégat}}$ avec la fonction densité f_{GEV} (cf. expression 3.18), et la densité de probabilité cumulée des $\widetilde{I}_{F,\,max_{agrégat}}$ avec la fonction de répartition F_{GEV} (cf. expression 3.23). Pour chaque taille de défaut, la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_{F,\,max_{agrégat}}$ est déterminée en utilisant la fonction réciproque de la fonction de répartition des GEV (cf. expression 3.25). Les valeurs numériques obtenues sont récapitulées dans le tableau 3.12 (4e colonne), et l'évolution de la médiane des $\widetilde{I}_{F,\,max_{agrégat}}$ en fonction de la taille de défaut est tracée en figure 3.23d. Par ailleurs, la figure 3.27 précise l'évolution des paramètres de la loi GEV et de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ en fonction du nombre de volumes élémentaires statistiques (VES), afin d'en étudier la sensibilité.

Pour chaque taille de défaut étudiée, la limite de fatigue prédite par le critère mésoscopique est déterminée en considérant que l'amplitude du chargement macroscopique agit uniquement sur la position de la distribution (paramètre a_0) des maxima des FIP et de manière linéaire (étant donné le comportement élastique des grains). La dispersion et le type de la distribution (paramètres a_1 et a_2) restent identiques pour une taille de défaut fixée. Notée $\widetilde{\Sigma}_{D,\,critère}$, cette limite de fatigue issue du modèle mésoscopique a ainsi pour expression :

$$\widetilde{\Sigma}_{D,\,critère} = \widetilde{\Sigma}_D \; \frac{a_{0,\,critère}}{a_0} \tag{3.26}$$

avec en appliquant le critère mésoscopique via l'expression 3.25 :

$$a_{0,\,critère} = \widetilde{\beta}_{meso} - \frac{a_1}{a_2}\left\{[-\ln(0{,}5)]^{-a_2} - 1\right\} \tag{3.27}$$

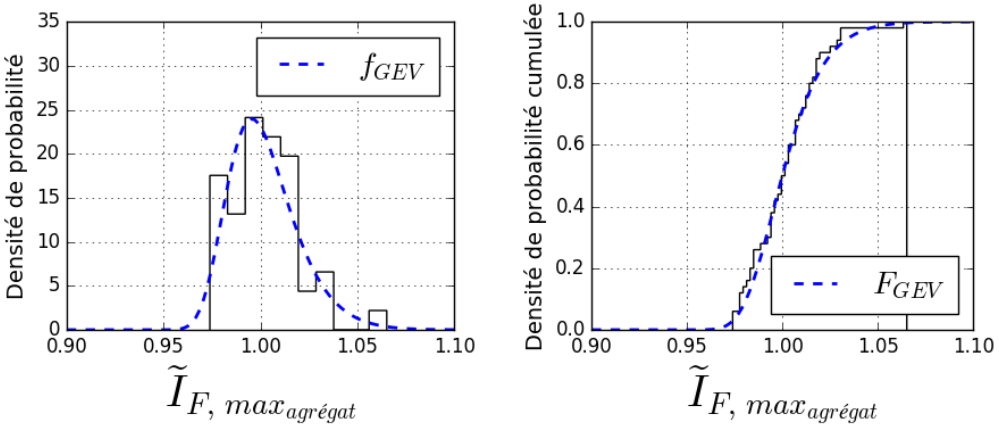
Le tableau 3.12 récapitule des valeurs numériques obtenues pour la limite de fatigue issue du critère mésoscopique $\widetilde{\Sigma}_{D,\,critère}$ et la figure 3.24 présente le diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ ainsi simulé. Les figures 3.25 et 3.26 précisent (à gauche) le champ de contrainte équivalente de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration dans le grain présentant le maximum du FIP mésoscopique $\widetilde{I}_F$, pour une même microstructure (VES n° 1) et pour les 5 tailles de défaut étudiées. Les deux figures présentent à droite les distributions de ces mêmes contraintes équivalentes de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ définies par l'expression :

$$\widetilde{\sigma}_{Cr} = \sigma_{Cr}\left(\underline{\underline{\widetilde{\sigma}}}\right) = \sqrt{J_{2,a}}\left(\underline{\underline{\widetilde{\sigma}}}\right) + \alpha\;\sigma_{H,max}\left(\underline{\underline{\widetilde{\sigma}}}\right) \tag{3.28}$$

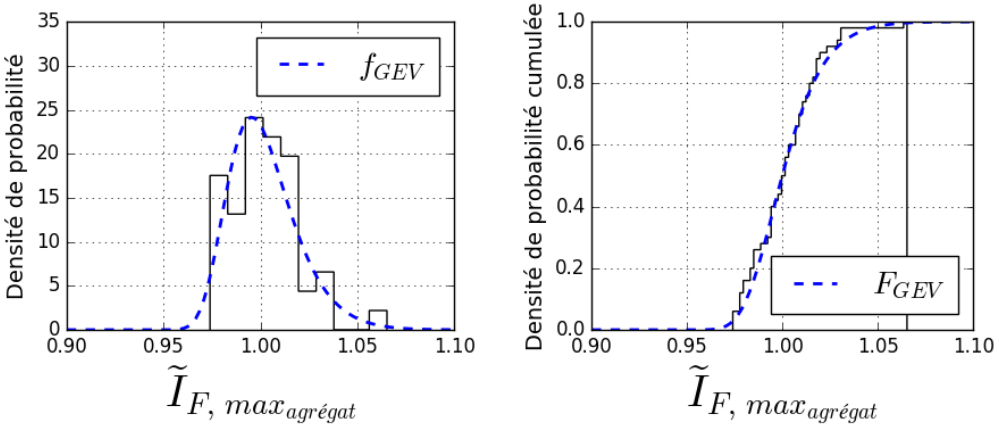
avec $\underline{\underline{\widetilde{\sigma}}}$ le tenseur des contraintes calculé en chaque point d'intégration.

Plusieurs remarques peuvent être formulées :

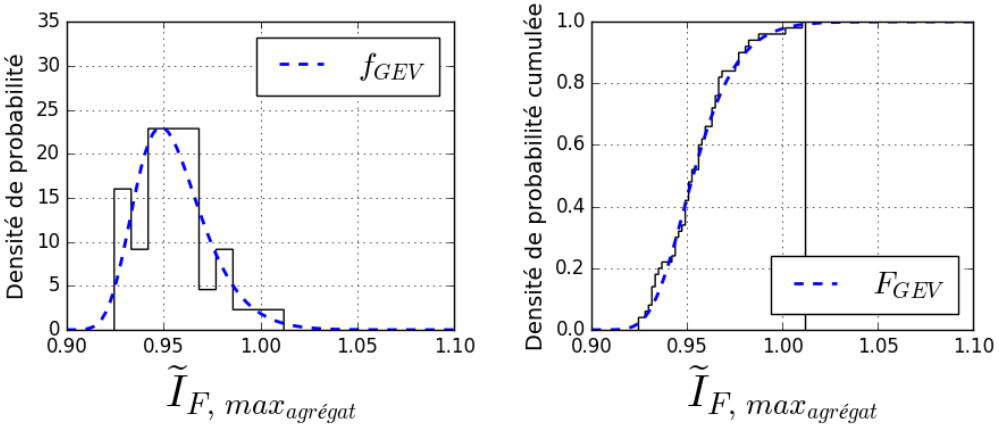
— Pour chaque taille de défaut étudiée, la fonction de répartition F_{GEV} identifiée présente une bonne corrélation avec la densité de probabilité cumulée des valeurs extrêmes des FIP $\widetilde{I}_F$ issues des calculs par Éléments Finis (cf. figures 3.21 et 3.22).



(a) $\widetilde{D} = 0$

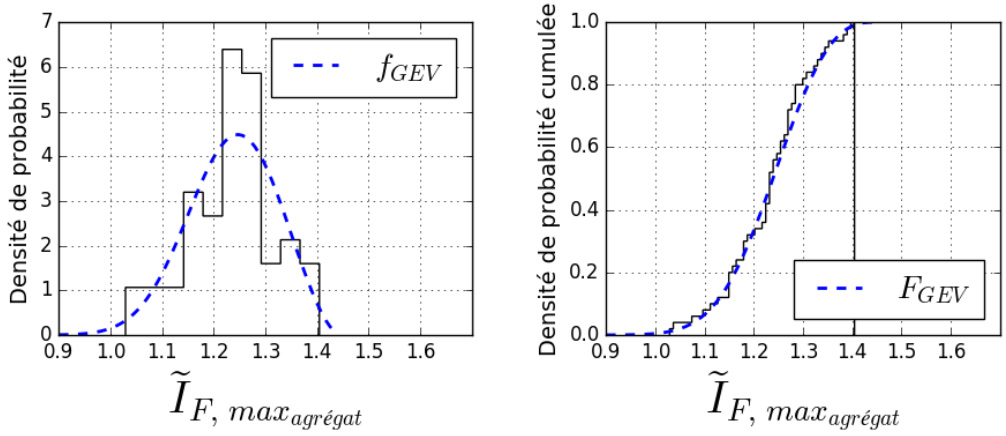


(b) $\widetilde{D} = 0{,}5$

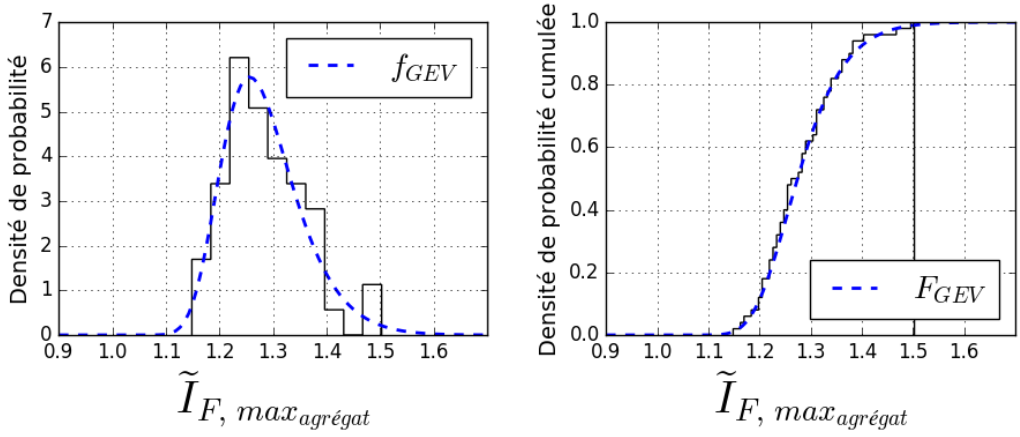


(c) $\widetilde{D} = 1{,}2$

FIGURE 3.21 – Comparaison entre les 50 valeurs maximales des FIP $\widetilde{I}_F$ issues des calculs par Éléments Finis et la loi GEV identifiée, pour 3 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 0, 0,5 et 1,2)



(a) $\widetilde{D} = 3{,}2$



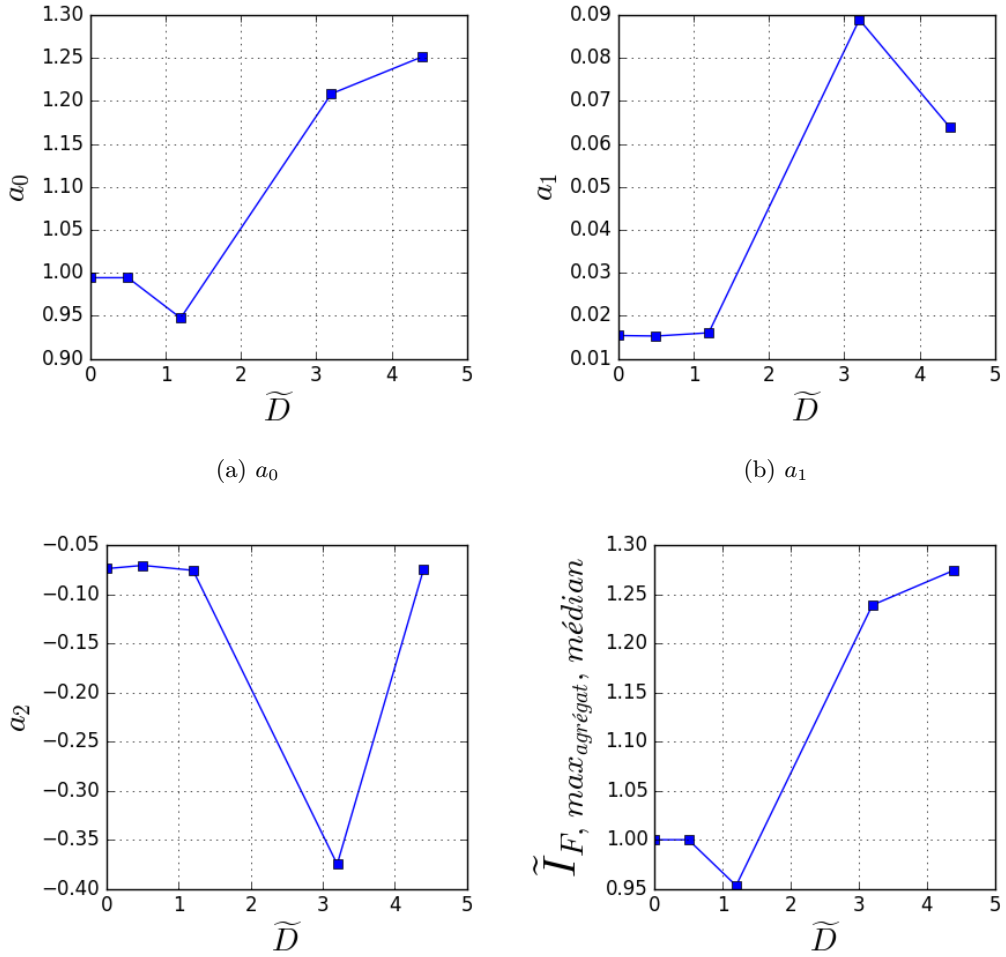
(b) $\widetilde{D} = 4{,}4$

Figure 3.22 – Comparaison entre les 50 valeurs maximales des FIP $\widetilde{I}_F$ issues des calculs par Éléments Finis et la loi GEV identifiée, pour 2 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 3,2 et 4,4)

$\widetilde{D}$	a_0	a_1	a_2	$\widetilde{I}_{F,\, max_{agrégat},\, médian}$	$\widetilde{\Sigma}_{D,\, critère}$
0	0,9943	0,01539	-0,07393	0,9998	1.000
0,5	0,9943	0,01527	-0,07060	0,9998	1.000
1,2	0,9473	0,01602	-0,07565	0,9531	0,9956
3,2	1,208	0,08897	-0,3751	1,239	0,6955
4,4	1,251	0,06391	-0,07419	1,274	0,6572

Tableau 3.12 – Valeurs numériques des paramètres de la loi GEV, de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ et de la limite de fatigue issue du critère $\widetilde{\Sigma}_{D,\, critère}$, pour les cinq tailles de défauts $\widetilde{D}$ étudiées

— Le paramètre a_2 est négatif pour les cinq tailles de défaut étudiées (cf. figure 3.23c). Ainsi, dans le cas d'une microstructure comportant un défaut géométrique et soumise à un chargement cyclique de traction/compression ($R_\Sigma = -1$), la distribution des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ (basés sur la contrainte équivalente de Crossland appliquée



(a) a_0 (b) a_1

(c) a_2 (d) Médiane des $\widetilde{I}_{F,\, max_{agrégat}}$

FIGURE 3.23 – Évolution des paramètres de la loi GEV et de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ en fonction de la taille de défaut $\widetilde{D}$

à l'échelle mésoscopique) suit une loi de Weibull.

— Le diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ simulé via le critère mésoscopique (cf. figure 3.24) présente une taille de défaut critique $\widetilde{D}_c$ dont la valeur vaut 1,2 : pour $\widetilde{D} = 1{,}2$, la valeur obtenue pour $\widetilde{\Sigma}_{D,\, critère}$ est légèrement inférieure à 1 et vaut 0,9956 (cf. tableau 3.12). Cette taille critique permet de retrouver l'allure du diagramme de Kitagawa expérimental avec les deux domaines : $\widetilde{D} < \widetilde{D}_c$ et $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$. La taille de défaut critique issue du critère est voisine de la valeur expérimentale valant 0.7 et très proche de la valeur significative $\widetilde{D}_c = 1$ qui correspond à la taille de grain.

— Dans le diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. figure 3.24), pour $\widetilde{D} < \widetilde{D}_c$, la présence du défaut n'a pas d'influence sur la limite de fatigue. L'agrégat admet la valeur maximale du FIP $\widetilde{I}_F$ dans un grain de la microstructure éloigné de la surface du défaut (cf. figure 3.25). L'orientation cristallographique et le voisinage granulaire de ce grain induisent des contraintes supérieures à celles présentes dans le ou les grains en contact avec le défaut géométrique. La tenue en fatigue du polycristal est gouvernée par l'anisotropie du comportement élastique des grains.

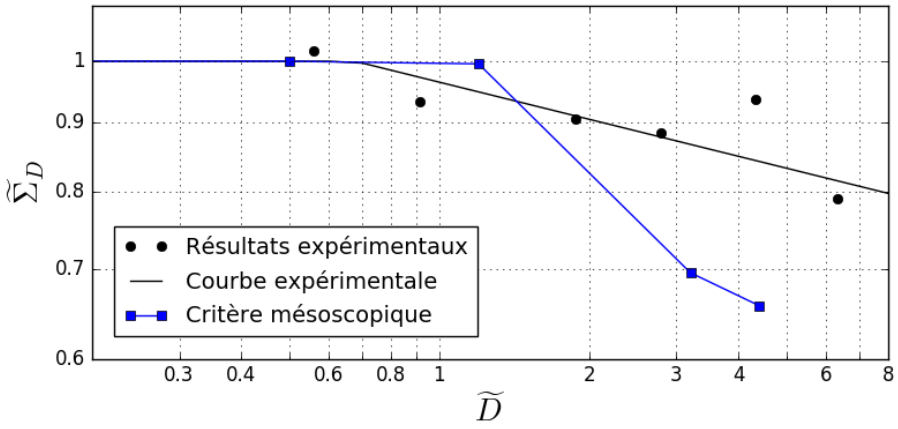
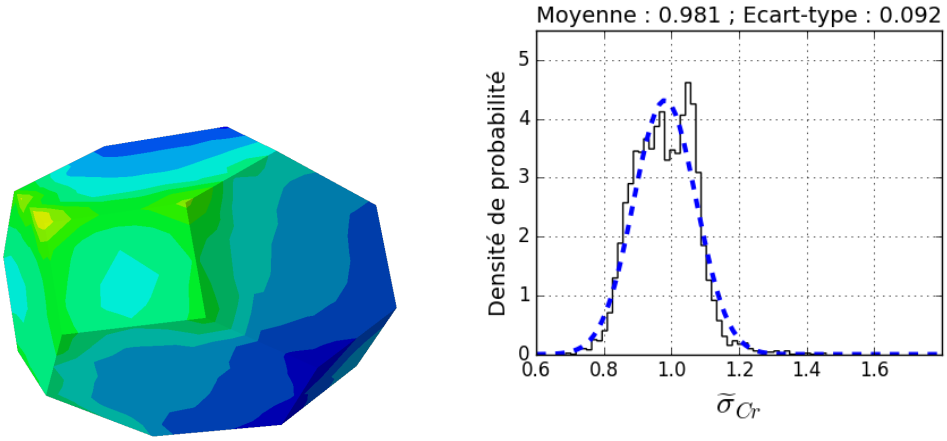


Figure 3.24 – Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$: comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux issus du critère mésoscopique

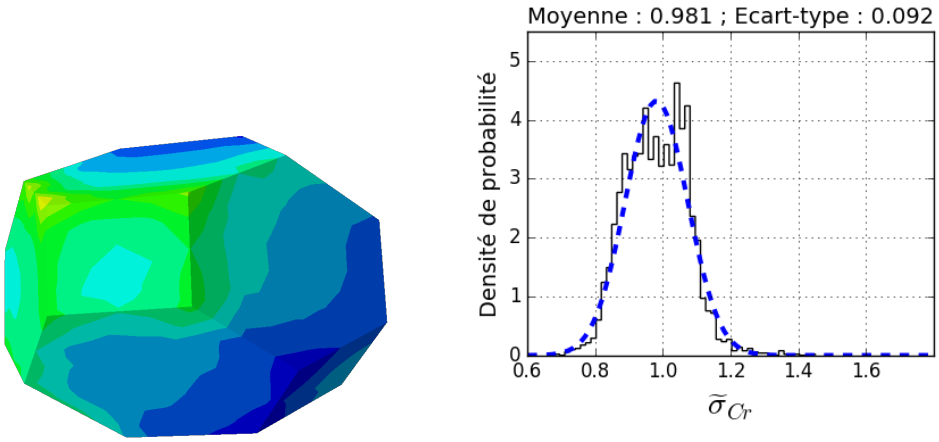
— Pour $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$, le maximum du FIP $\widetilde{I}_F$ se situe dans un grain à la surface du défaut (cf. figure 3.26). La géométrie du défaut induit dans ce grain des contraintes supérieures à celles présentes dans le reste de l'agrégat. La réduction de la limite de fatigue $\widetilde{\Sigma}_D$ est gouvernée par la taille du défaut $\widetilde{D}$: quand $\widetilde{D}$ croît, $\widetilde{\Sigma}_D$ décroit (cf. figure 3.24). Néanmoins, les contraintes en fond de défaut ne sont pas pas homogènes, l'orientation cristallographique et le voisinage granulaire déterminent la localisation des contraintes maximales dans les grains en surface du défaut (cf. figure 3.14).

— Dans le même domaine du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$, pour $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$, l'évolution de la limite de fatigue issue du critère mésoscopique en fonction de la taille du défaut présente une pente moyenne de -1/3, tandis que la courbe expérimentale admet une pente plus faible (en valeur absolue), valant -1/11 (cf. figure 3.24). La limite de fatigue issue du critère est ainsi conservative par rapport aux résultats expérimentaux. L'évolution du paramètre a_0, ainsi que de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ en fonction de la taille du défaut $\widetilde{D}$, est cohérent avec ce résultat (cf. figures 3.23a et 3.23d) : pour $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$, ces deux grandeurs croissent avec la taille de défaut $\widetilde{D}$. Étant donné, que pour chaque taille de défaut, l'amplitude du chargement appliqué sur la matrice correspond à la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$ expérimentale, si le critère mésoscopique n'était pas conservatif, la médiane des $\widetilde{I}_{F,max_{agrégat}}$ aurait été constante quelle que soit la taille de défaut et égale à β_{meso}.

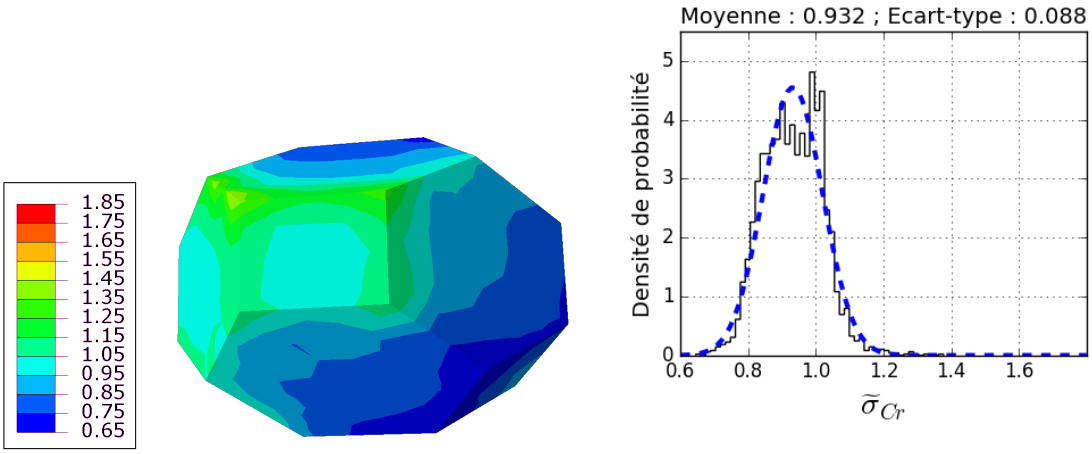
— Le paramètre a_1 qui correspond à la dispersion des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ sur les 50 réalisations est constant pour une taille de défaut $\widetilde{D}$ inférieure à $\widetilde{D}_c$ et augmente significativement dès que $\widetilde{D}$ dépasse $\widetilde{D}_c$ pour décroitre lorsque $\widetilde{D}$ continue à augmenter (cf. figure 3.23b). Dans le cadre d'une étude d'amorçage en fatigue, pour $\widetilde{D} < \widetilde{D}_c$, la zone critique se situe au niveau des grains débouchant sur la surface libre [Sauzay et Gilormini, 2002] et contient ainsi de nombreux grains. Par contre, pour $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$, la zone critique se situe sur la surface du défaut (et plus particulièrement autour du plan médian du défaut, perpendiculaire à la direction de sollicitation) [Vincent *et al.*, 2014]. Pour $\widetilde{D}$ de faible dimension (tout en étant supérieur à $\widetilde{D}_c$), la zone critique contient ainsi peu de grains, et lorsque $\widetilde{D}$ croît, le nombre de grains présents dans cette zone critique augmente. Étant donné le



(a) $\widetilde{D} = 0$ - grain n° 1080

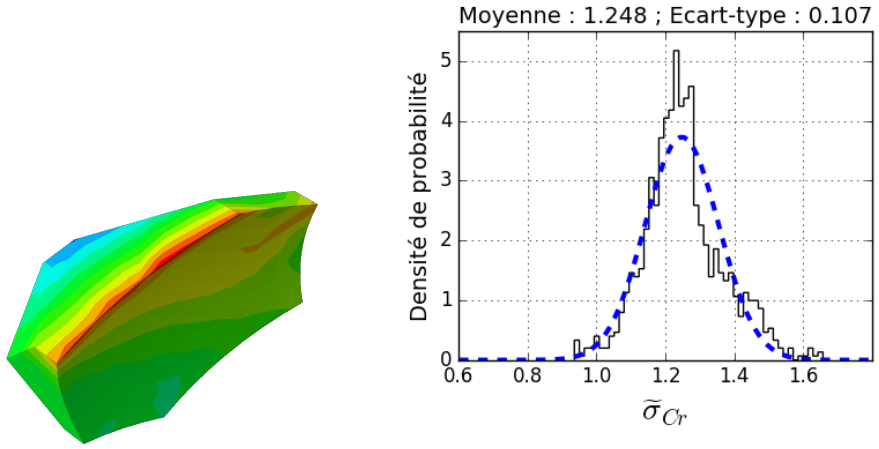


(b) $\widetilde{D} = 0{,}5$ - grain n° 1080

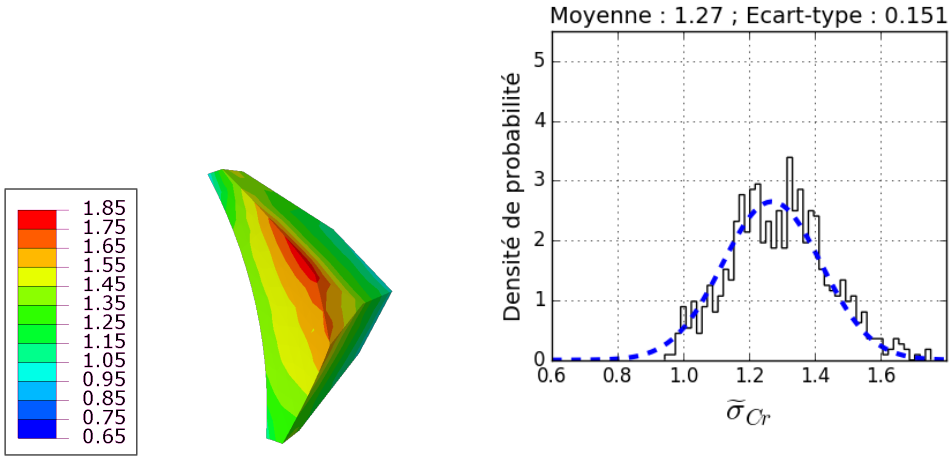


(c) $\widetilde{D} = 1{,}2$ - grain n° 1080

FIGURE 3.25 – Champs de la contrainte équivalente de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration dans le grain présentant le maximum du FIP mésoscopique $\widetilde{I}_F$, pour une même microstructure (VES n° 1) et pour 3 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 0, 0,5 et 1,2)



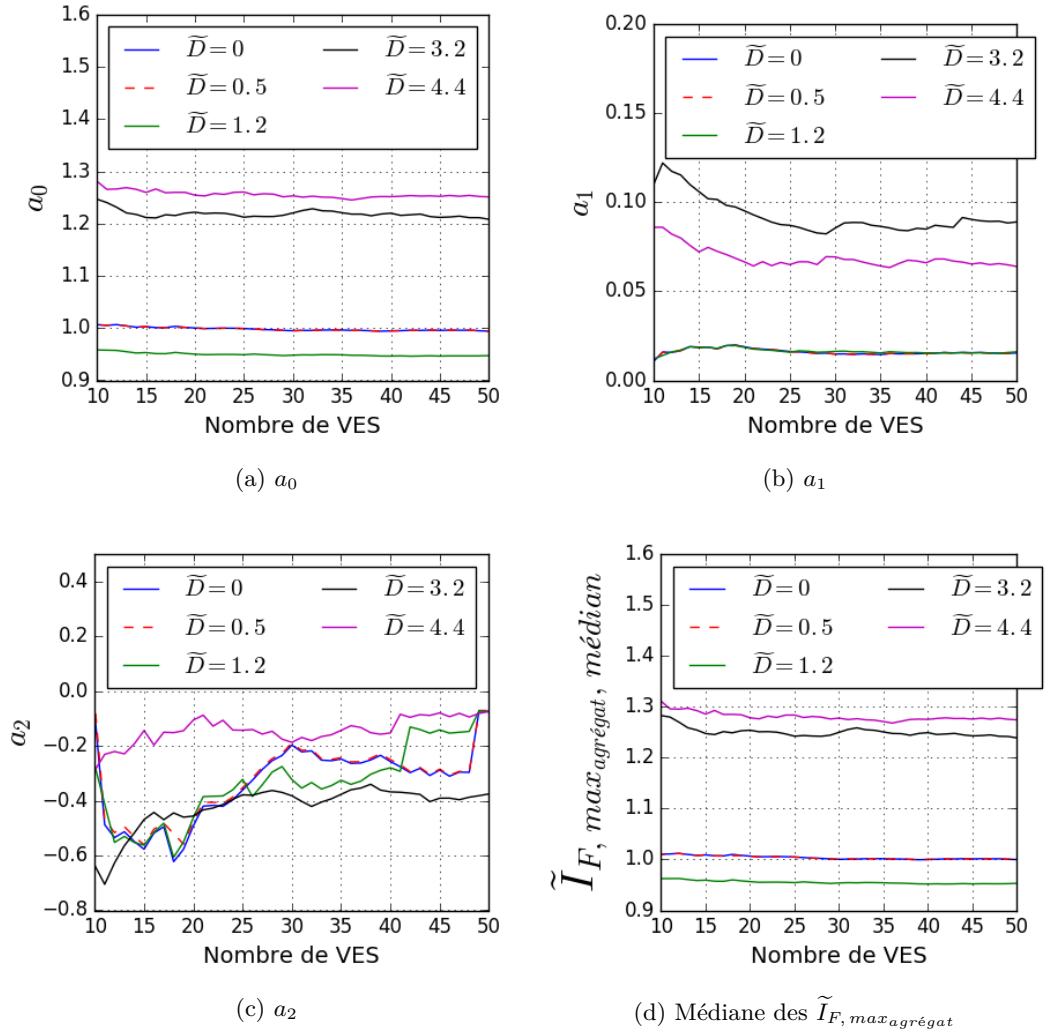
(a) $\widetilde{D} = 3{,}2$ - grain n° 650



(b) $\widetilde{D} = 4{,}4$ - grain n° 633

Figure 3.26 – Champs de la contrainte équivalente de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration dans le grain présentant le maximum du FIP mésoscopique $\widetilde{I}_F$, pour une même microstructure (VES n° 1) et pour 2 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 3,2 et 4,4)

tirage aléatoire des jeux d'orientation cristalline dans les grains, la probabilité de la présence d'un grain, ayant une orientation cristalline et un voisinage granulaire favorable, dans la zone critique est directement liée au nombre de grains présents dans cette zone. La dispersion des maxima des FIP sur les 50 réalisations dépend ainsi du nombre de grains présents dans la zone critique. Cette explication permet de comprendre l'évolution de la dispersion de la tenue en fatigue en fonction de la taille de défaut constatée via le paramètre a_1 en figure 3.23b. Par ailleurs, cette évolution est cohérente avec différents travaux de la littérature [Wormsen et Härkegård, 2004; Guerchais, 2014; Lim *et al.*, 2016]. Wormsen et Härkegård [2004] ont montré que des éprouvettes comportant une entaille (dont le rayon est supérieur à la taille de grain) présentent une dispersion de la tenue de fatigue plus importante que celles sans défaut. A l'aide de simulations numériques sur des microstructures de tantale (de structure CC) en plasticité cristalline, Lim *et al.* [2016] ont mis en évidence que, pour un rayon d'entaille donné, lorsque la taille de grain décroit, la dispersion de



(a) a_0

(b) a_1

(c) a_2

(d) Médiane des $\widetilde{I}_{F,\,max_{agrégat}}$

FIGURE 3.27 – Évolution des paramètres de la loi GEV et de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ en fonction du nombre de volumes élémentaires statistiques (VES)

la réponse mécanique en traction monotone diminue. Dans le cadre d'un critère de fatigue probabiliste à l'échelle mésoscopique, Guerchais [2014] observe également une augmentation importante de la dispersion de la limite de fatigue lors de l'introduction d'un défaut géométrique (de taille supérieure à celle des grains), puis une légère diminution lorsque la taille de défaut augmente.

— Avec 50 VES, les valeurs numériques des paramètres a_0 et a_1 de la loi GEV, ainsi que la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ convergent (cf. figure 3.27). Ainsi, le nombre de VES choisi pour cette étude est suffisant. Pour $\widetilde{D} < \widetilde{D}_c$, a_0, a_1 et la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ ne sont plus sensibles au nombre de VES à partir de 25 VES. Przybyla et McDowell [2010] confirme ce résultat dans le cas d'une microstructure 3D sans défaut : ils ont estimé que les paramètres des distributions statistiques convergent à partir de 25 réalisations. Par contre, dans les cas où $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$, les paramètres a_0 et a_1, ainsi que la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ ne sont plus sensibles au nombre de VES à partir de 45 VES. Lorsque la dispersion des valeurs extrêmes des FIP croît, le nombre de VES nécessaire pour converger augmente aussi. Ce

constat est cohérent avec l'évolution de la dispersion des maxima en fonction de $\widetilde{D}$, présentée dans la remarque précédente. Pour le paramètre a_2, la convergence n'est pas significative.

Par ailleurs, l'écart type de la distribution de la contrainte de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration dans le grain présentant le maxima du FIP mésoscopique $\widetilde{I}_F$ est plus importante dans les cas où $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$ par rapport à ceux où $\widetilde{D} < \widetilde{D}_c$ (cf. figures 3.25 et 3.26). De plus, dans le domaine $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$, cet écart-type croit lorsque la taille de défaut augmente. Afin de rendre le critère moins conservatif en redressant la pente du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ simulé (cf. figure 3.24), la modification du critère mésoscopique par la prise en compte des hétérogénéités intragranulaires (via l'écart-type par grain des grandeurs mécaniques) semble ainsi pertinent.

3.2.7 Modification du FIP par la prise en compte des hétérogénéités intragranulaires

Afin de prendre en compte les hétérogénéités intragranulaires via l'écart-type par grain des grandeurs mécaniques, deux nouveaux FIP, notés $\widetilde{I}_{F,1}$ et $\widetilde{I}_{F,2}$, sont proposés. $\widetilde{I}_{F,1}$ s'inspire du FIP initial $\widetilde{I}_F$. Il correspond à la contrainte équivalente de Crossland appliquée à un nouveau tenseur des contraintes dont chacune des composantes est calculée comme la moyenne par grain modifiée par l'écart type par grain. Ce nouveau FIP a pour expression :

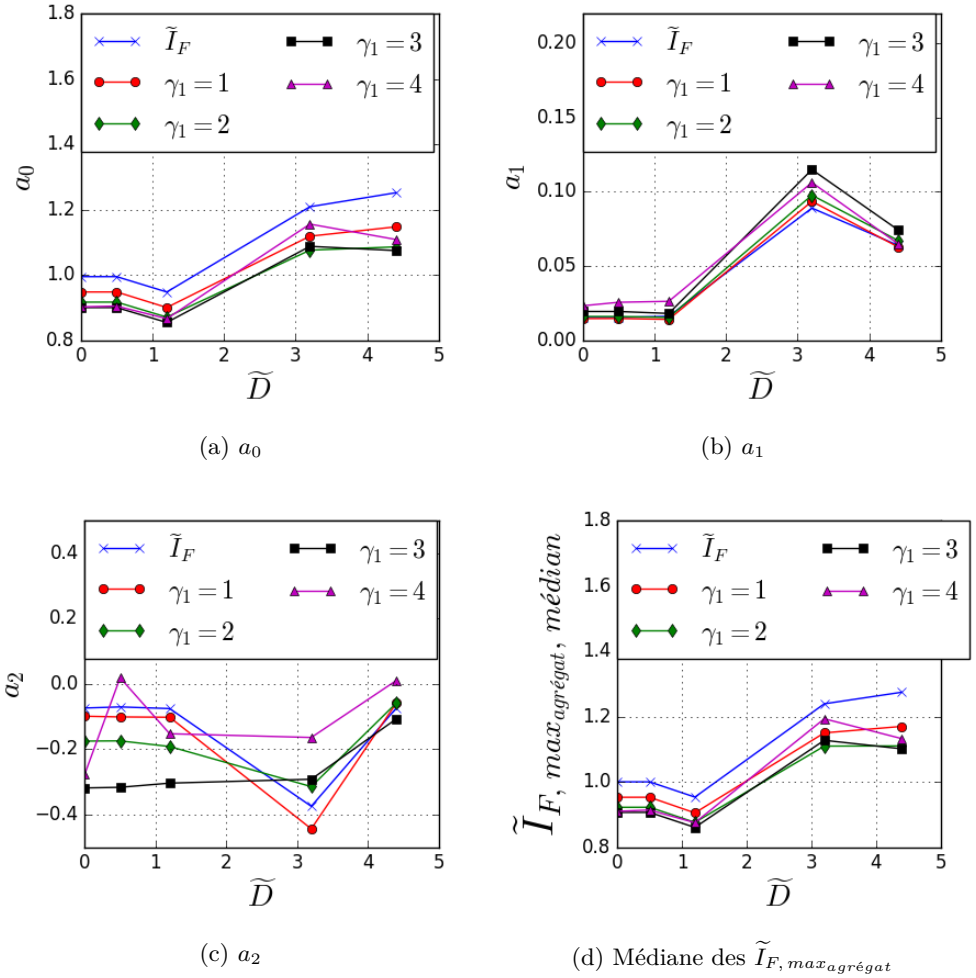
$$\widetilde{I}_{F,1} = \sigma_{Cr}\left(\left\langle \underline{\underline{\widetilde{\sigma}}} \right\rangle_g - \gamma_1 \left\langle \underline{\underline{\widetilde{\sigma}}} \right\rangle_g^*\right) \tag{3.29}$$

avec γ_1 un paramètre matériau à identifier. La notation $\langle X \rangle_g^*$ désigne l'écart-type d'un champ X dans un grain (cf. expression 3.4). Le second FIP proposé $\widetilde{I}_{F,2}$ est issu du constat des figures 3.25 et 3.26. Il est déterminé à partir de la contrainte équivalente de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration et a pour expression :

$$\widetilde{I}_{F,2} = \langle \widetilde{\sigma}_{Cr} \rangle_g - \gamma_2 \langle \widetilde{\sigma}_{Cr} \rangle_g^* \tag{3.30}$$

avec γ_2 un paramètre matériau à identifier.

Pour chaque FIP proposé, cinq valeurs numériques de γ_1 ou de γ_2 sont testées : 0, 1, 2, 3, 4. Pour chacune des 9 configurations de FIP ainsi définies (lorsque $\gamma_1 = 0$, $\widetilde{I}_{F,1}$ correspond au FIP initial $\widetilde{I}_F$) et pour chaque taille de défaut étudiée, les valeurs numériques des paramètres de la loi GEV (a_0, a_1 et a_2) sont déterminées par la méthode du maximum de vraisemblance. L'évolution de ces paramètres et de la médiane des maxima des FIP en fonction de la taille de défaut est tracée en figures 3.28 et 3.30 pour les FIP respectifs $\widetilde{I}_{F,1}$ et $\widetilde{I}_{F,2}$. Pour chacune des 9 configurations de FIP, le seuil mésoscopique β_{meso} correspond toujours à la médiane des maxima des FIP dans le cas de la microstructure sans défaut (cf. figures 3.28d et 3.30d pour $\widetilde{D} = 0$). Pour chaque taille de défaut étudiée, la limite de fatigue prédite par le critère, issu d'une configuration de FIP, est déterminée en utilisant une démarche identique à celle appliquée pour le FIP initial $\widetilde{I}_F$. Les digrammes de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ ainsi simulés sont présentés en figures 3.29 et 3.31 pour les FIP respectifs $\widetilde{I}_{F,1}$ et $\widetilde{I}_{F,2}$. Le tableau 3.13 récapitule les numéros de grain admettant le FIP maximal, pour une même microstructure (VES n° 1), pour les 5 tailles de défaut $\widetilde{D}$ et pour les 10 configurations de FIP étudiées. La figure 3.32 précise le champ de la contrainte équivalente de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration dans les grains listés dans le tableau 3.13.



(a) a_0 (b) a_1

(c) a_2 (d) Médiane des $\widetilde{I}_{F,\, max_{agrégat}}$

FIGURE 3.28 – Évolution des paramètres de la loi GEV et de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_{F,1}$ en fonction de la taille de défaut $\widetilde{D}$, pour différentes valeurs de γ_1

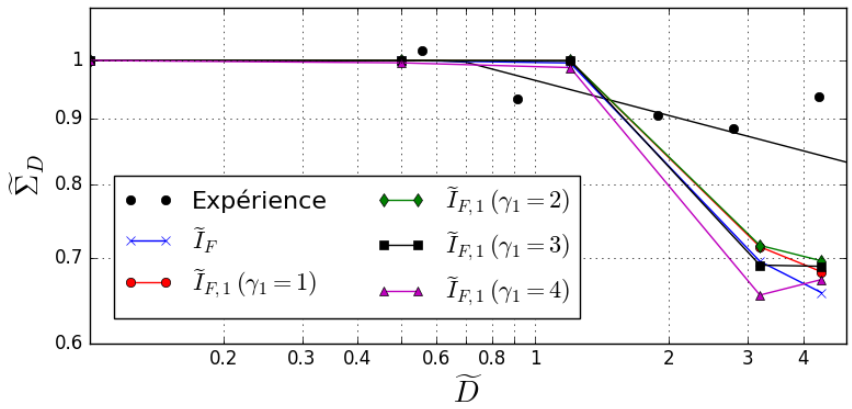
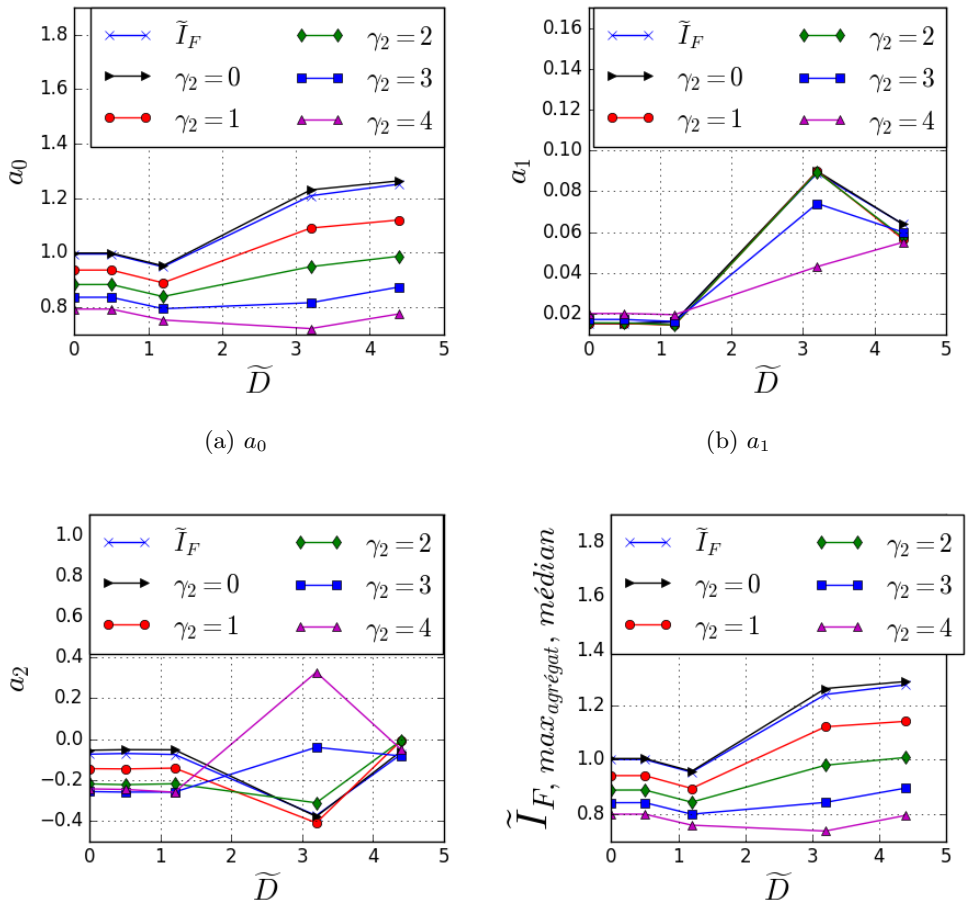


FIGURE 3.29 – Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$: comparaison expérience / critère avec le FIP $\widetilde{I}_{F,1}$, pour différentes valeurs de γ_1



(a) a_0 (b) a_1

(c) a_2 (d) Médiane des $\widetilde{I}_{F,\,max_{agrégat}}$

Figure 3.30 – Évolution des paramètres de la loi GEV et de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_{F,2}$ en fonction de la taille de défaut $\widetilde{D}$, pour différentes valeurs de γ_2

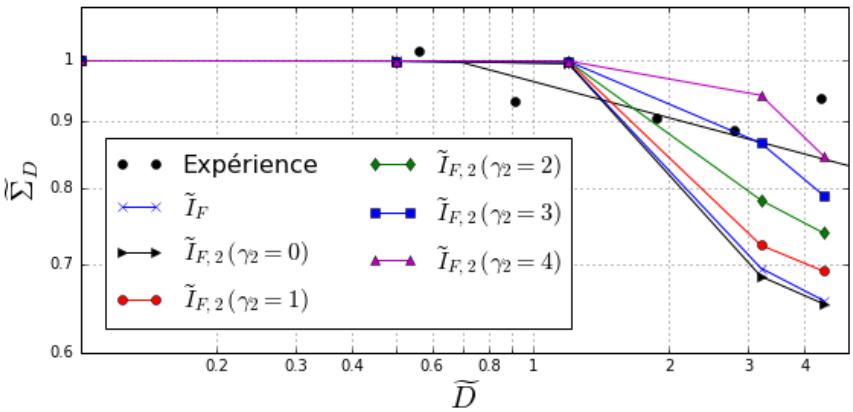


Figure 3.31 – Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$: comparaison expérience / critère avec le FIP $\widetilde{I}_{F,2}$, pour différentes valeurs de γ_2

	Numéro du grain admettant le FIP maximal		
$\widetilde{D}$	$\widetilde{I}_F = \widetilde{I}_{F,1}\,(\gamma_1 = 0)$ et $\widetilde{I}_{F,2}\,(\gamma_2 = 0)$	$\widetilde{I}_{F,1}\,(\gamma_2 = 1\,\text{et}\,2)$ et $\widetilde{I}_{F,2}\,(\gamma_2 = 1, 2, 3\,\text{et}\,4)$	$\widetilde{I}_{F,1}\,(\gamma_2 = 3\,\text{et}\,4)$
0	1080	712	520
0,5	1080	712	520
1,2	1080	712	520
3,2	650	650	650
4,4	633	678	678

TABLEAU 3.13 – Récapitulatif des numéros des grains présentant le FIP maximal, pour une même microstructure (VES n° 1), pour les 5 tailles de défaut $\widetilde{D}$ et pour les 10 configurations de FIP étudiées

Plusieurs remarques peuvent être formulées :

— Pour les deux FIP et les cinq valeurs des paramètres γ_1 et γ_2 proposés, le diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ simulé présente la même taille de défaut critique $\widetilde{D}_c$ dont la valeur vaut 1,2 (cf. figures 3.29 et 3.31). Cette taille critique permet de retrouver, pour toutes les configurations de FIP étudiées, l'allure du diagramme de Kitagawa expérimental avec les deux domaines $\widetilde{D} < \widetilde{D}_c$ et $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$.

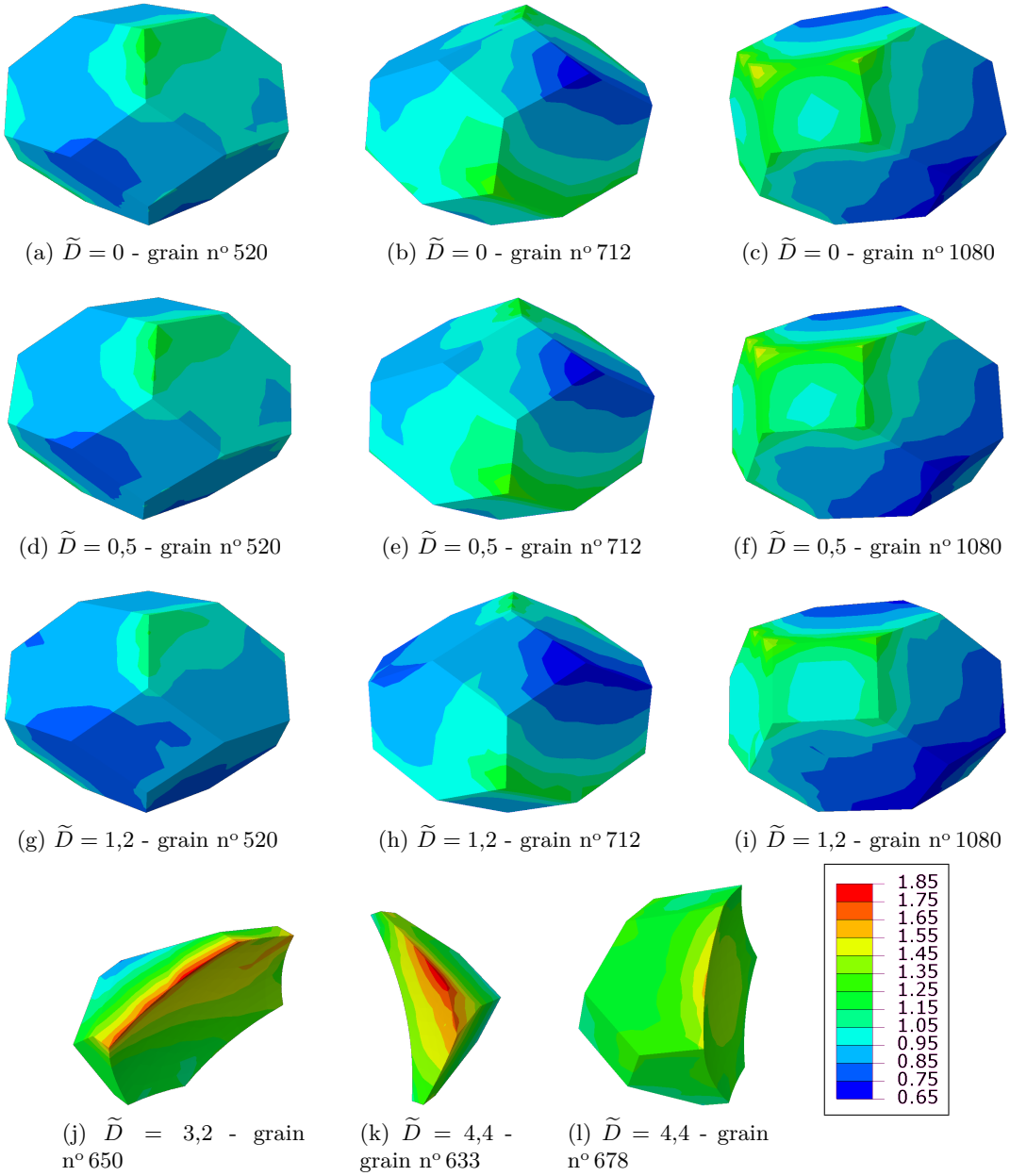
— Pour les deux FIP et les cinq valeurs des paramètres γ_1 et γ_2 proposés, l'agrégat admet la valeur maximale du FIP dans un grain de la microstructure éloigné de la surface du défaut pour $\widetilde{D} < \widetilde{D}_c$ (cf. tableau 3.13 et figure 3.32) : la présence du défaut n'a pas d'influence sur la limite de fatigue. Par contre, sur le domaine $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$, le FIP maximal se situe dans un grain à la surface du défaut pour toutes les configurations de FIP étudiées (cf. tableau 3.13 et figure 3.32). La géométrie du défaut induit dans ce grain des contraintes supérieures à celles présentes dans le reste de l'agrégat

— Par ailleurs, l'évolution de la dispersion des maxima des FIP sur les 50 réalisations (correspondant au paramètre a_1) en fonction de $\widetilde{D}$ est cohérente en étant la même que pour le FIP initial $\widetilde{I}_F$ (cf. figures 3.28b et 3.30b), pour toutes les configurations de FIP étudiées, excepté pour $\widetilde{I}_{F,2}\,(\gamma_2 = 4)$ (a_1 croît lorsque $\widetilde{D}$ est compris entre 3,2 et 4,4).

— Pour les deux FIP proposés, et les paramètres γ_1 et γ_2 valant 0, 1, 2 et 3, le paramètre a_2 reste négatif pour les cinq tailles de défaut étudiées (cf. figures 3.28c et 3.30c). La distribution des maxima de ces FIP suit ainsi une loi de Weibull.

— Le diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ simulé issu du FIP $\widetilde{I}_{F,2}\,(\gamma_2 = 0)$ est très proche de celui associé au FIP initial $\widetilde{I}_F$, correspondant à $\widetilde{I}_{F,1}\,(\gamma_1 = 0)$ (cf. figure 3.31). De plus, pour chaque taille de défaut étudiée, les maxima de ces deux FIP dans l'agrégat sont localisés dans le même grain (cf. tableau 3.13). Dans le cadre de la modélisation de cette étude, la contrainte équivalente de Crossland déterminée à partir du tenseur des contraintes moyenné par grain est ainsi sensiblement équivalente à la moyenne par grain de la contrainte de Crossland calculée aux points d'intégration. Néanmoins, ce constat n'est plus vérifié dès que l'écart type des grandeurs mécaniques intervient dans l'expression du FIP.

— Pour le FIP $\widetilde{I}_{F,1}$, lorsque le paramètre γ_1 augmente, la limite de fatigue issue du critère pour $\widetilde{D} = 3{,}2$ diminue et celle pour $\widetilde{D} = 4{,}4$ évolue peu (cf. figure 3.29). Ainsi, la pente du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ pour $1{,}2 < \widetilde{D} < 3{,}2$ diminue



(a) $\widetilde{D} = 0$ - grain n° 520 (b) $\widetilde{D} = 0$ - grain n° 712 (c) $\widetilde{D} = 0$ - grain n° 1080

(d) $\widetilde{D} = 0{,}5$ - grain n° 520 (e) $\widetilde{D} = 0{,}5$ - grain n° 712 (f) $\widetilde{D} = 0{,}5$ - grain n° 1080

(g) $\widetilde{D} = 1{,}2$ - grain n° 520 (h) $\widetilde{D} = 1{,}2$ - grain n° 712 (i) $\widetilde{D} = 1{,}2$ - grain n° 1080

(j) $\widetilde{D} = 3{,}2$ - grain n° 650 (k) $\widetilde{D} = 4{,}4$ - grain n° 633 (l) $\widetilde{D} = 4{,}4$ - grain n° 678

Figure 3.32 – Champs de la contrainte équivalente de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration dans le grain présentant le FIP maximal, pour une même microstructure (VES n° 1) et pour les 5 tailles de défaut $\widetilde{D}$ étudiées

et celle pour $3{,}2 < \widetilde{D} < 4{,}4$ augmente jusqu'à devenir positive lorsque $\gamma_1 = 4$. L'augmentation de la valeur de γ_1 ne permet donc pas de redresser la pente moyenne du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ afin de rendre le critère moins conservatif pour $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$.

— Par contre, dans le cas du FIP $\widetilde{I}_{F,2}$, lorsque le paramètre γ_2 croît, la limite de fatigue issue du critère augmente également, pour $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$ (cf. figure 3.31). L'augmentation de la valeur de γ_2 permet donc de redresser la pente moyenne du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ afin de rendre le critère moins conservatif pour $\widetilde{D} > \widetilde{D}_c$.

— Pour γ_2 valant 3 et 4, les écarts entre les limites de fatigue simulées et la courbe expérimentale sont du même ordre de grandeur que la dispersion des limites de fatigue expérimentales. Pour $\gamma_2 = 3$, l'évolution du paramètre a_1 en fonction de $\widetilde{D}$ est cohérente (cf. figure 3.30b). Cependant, ce n'est pas le cas pour $\gamma_2 = 4$: a_1 croît lorsque $\widetilde{D}$ est compris entre 3,2 et 4,4. La valeur 3 semble ainsi la plus adaptée pour l'identification de γ_2.

— L'identification du paramètre γ_2 nécessite une limite de fatigue sur éprouvette contenant un défaut. Cette limite du modèle mésoscopique proposé concerne également d'autres approches de la littérature. Dans le but de simuler un diagramme de Kitagawa, Guerchais *et al.* [2014b] ont adapté le critère de fatigue probabiliste de Morel et Huyen [2008] à l'échelle mésoscopique (à partir des grandeurs mécaniques moyennées par grain). Ce dernier nécessite également l'identification d'un paramètre à partir d'une rupture d'éprouvette sur défaut : il s'agit du paramètre, noté m, qui caractérise la dispersion du seuil d'amorçage de fissure dans l'approche probabiliste.

3.3 Conclusion

— Le critère de fatigue mésoscopique (à partir des grandeurs mécaniques moyenné par grain) basé sur une approche statistique et issu des travaux de Hor *et al.* [2014] permet de retrouver l'allure du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ expérimental, c'est-à-dire la taille relative du défaut critique $\widetilde{D}_c$ à partir de laquelle ce dernier prend le pas sur l'hétérogénéité de la réponse de la microstructure et conditionne ainsi la tenue en fatigue du polycristal. Dans le diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$, ce critère permet de décrire de manière continue le domaine des petits défauts sans utiliser de paramètre à identifier. Néanmoins, pour les gros défauts, la limite de fatigue issue du critère est conservative par rapport aux résultats expérimentaux.

— La modification du critère mésoscopique par la prise en compte des hétérogénéités intragranulaires (via l'écart-type par grain des grandeurs mécaniques) permet de rendre le critère moins conservatif (en redressant la pente du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ simulé) tout en conservant une bonne description pour les petits défauts. Néanmoins, ce nouveau critère introduit un paramètre à identifier qui nécessite une limite de fatigue sur éprouvette contenant un défaut.

Conclusion et perspectives

L'objectif de ces travaux de thèse est d'étudier l'influence du rapport entre taille de défaut et longueur caractéristique de la microstructure, sur la limite de fatigue pour une durée de vie fixée d'un matériau métallique, dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycle (FGNC). Le fer pur Armco est choisi comme matériau d'étude, car sa microstructure simple présente une seule longueur caractéristique à l'échelle mésoscopique (échelle des grains) : la taille de grain. Le but de l'étude revient ainsi à étudier la compétition entre un effet de structure (défaut de surface qui est une singularité géométrique) et un effet matériau (taille de grain qui est une longueur caractéristique de la microstructure) dans le cadre de sollicitations mécaniques en FGNC.

Afin d'obtenir une taille de défaut comparable mais aussi inférieure à la taille de grain du matériau, un protocole thermo-mécanique a été élaboré pour augmenter la taille de grain. Des essais de FGNC, utilisant des éprouvettes issues des deux tailles de microstructures (matériau initial et celui écroui traité) dans lesquelles sont introduits des défaut hémisphériques de tailles différentes, ont été effectués pour estimer les limites de fatigue (à 5 millions de cycles) pour différents rapports taille de défaut / taille de grain, incluant le cas où la taille de défaut est inférieure à la taille de grain Ces travaux expérimentaux présentent différents apports :

— Lorsque le diagramme de Kitagawa est présenté en valeurs relatives $\widetilde{\Sigma}_D = \Sigma_D/\Sigma_{D_0}$ et $\widetilde{D} = D/D_g$, il existe une unique courbe qui combine les deux microstructures. Pour analyser la réduction de la limite de fatigue causée par le défaut, l'utilisation de la taille relative du défaut $\widetilde{D}$ par rapport à la dimension microstructurale caractéristique apparaît comme plus pertinente que l'emploi de la taille physique D du défaut.

— Le diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ du fer Armco présente une taille de défaut critique $\widetilde{D}_c$ dont la valeur vaut 0,7. Cette taille critique est proche de la valeur significative $\widetilde{D}_c = 1$ qui correspond à la taille de grain. D'autres métaux (fonte FGS52, acier inoxydable 316L, acier 0,46 % C, 0,35 % C et 0,13 % C) présentent aussi une taille de défaut critique $\widetilde{D}_c$ dont la valeur est comprise entre 2 et 6.

Ces résultats expérimentaux sont utilisés pour reproduire avec des simulations Eléments Finis, les essais en FGNC sur des microstructures 3D représentatives du fer Armco. La compétition existant entre la concentration de contrainte induite par le défaut géométrique et les régions fortement sollicitées de la microstructure engendrées par l'anisotropie du comportement mécanique des grains est étudiée. Ces travaux numériques présentent différents apports :

— Le critère de fatigue mésoscopique (à partir des grandeurs mécaniques moyennées

par grain) basé sur une approche statistique et issu des travaux de Hor *et al.* [2014] permet de retrouver l'allure du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ expérimental, c'est-à-dire la taille relative du défaut critique $\widetilde{D}_c$ à partir de laquelle ce dernier prend le pas sur l'hétérogénéité de la réponse de la microstructure et conditionne ainsi la tenue en fatigue du polycristal. Dans le diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$, ce critère permet de décrire de manière continue le domaine des petits défauts sans utiliser de paramètre à identifier. Néanmoins, pour les gros défauts, la limite de fatigue issue du critère est conservative par rapports aux résultats expérimentaux.

— La modification du critère mésoscopique par la prise en compte des hétérogénéités intragranulaires (via l'écart-type par grain des grandeurs mécaniques) permet de rendre le critère moins conservatif (en redressant la pente du diagramme de Kitagawa $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ simulé) tout en conservant une bonne description pour les petits défauts. Néanmoins, ce nouveau critère introduit un paramètre à identifier qui nécessite une limite de fatigue sur éprouvette contenant un défaut.

Bibliographie

A. Lebensohn, R. (2001). N-site modeling of a 3d viscoplastic polycrystal using Fast Fourier Transform. *Acta Materialia*, 49(14):2723–2737.

Arzt, E. (1998). Size effects in materials due to microstructural and dimensional constraints : a comparative review. *Acta Materialia*, 46(16):5611–5626.

Bailon, J.-P. et Dorlot, J.-M. (1971). Influence des traitements thermiques sur la relation de hall-petch pour le fer ARMCO. *Acta Metallurgica*, 19(2):71–84.

Barbe, F., Decker, L., Jeulin, D. et Cailletaud, G. (2001). Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. Part 1 : F.E. model. *International Journal of Plasticity*, 17(4):513–536.

Barbe, F., Quey, R., Musienko, A. et Cailletaud, G. (2009). Three-dimensional characterization of strain localization bands in high-resolution elastoplastic polycrystals. *Mechanics Research Communications*, 36(7):762–768.

Barralis, J. et Maeder, G. (2005). *Précis de métallurgie : Elaboration, structures-propriétés, normalisation.* AFNOR Nathan.

Bartali, A. E., Aubin, V. et Degallaix, S. (2009). Surface observation and measurement techniques to study the fatigue damage micromechanisms in a duplex stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 31(11-12):2049–2055.

Basseville, S., Cailletaud, G., Ghidossi, T., Guilhem, Y., Lacoste, E., Proudhon, H., Signor, L. et Villechaise, P. (2017). Numerical analysis on the local mechanical fields in polycrystalline 316ln stainless steel under cyclic fatigue loading : Comparison with experimental results. *Materials Science and Engineering : A*, 696:122–136.

Bellows, R. S., Muju, S. et Nicholas, T. (1999). Validation of the step test method for generating Haigh diagrams for Ti–6al–4v. *International Journal of Fatigue*, 21(7):687–697.

Bennett, V. P. et McDowell, D. L. (2003). Polycrystal orientation distribution effects on microslip in high cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, 25(1):27–39.

Bertolino, G., Constantinescu, A., Ferjani, M. et Treiber, P. (2007). A multiscale approach of fatigue and shakedown for notched structures. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 48(2):140–151.

Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J.-L. et Forest, S. (2001). *Mécanique non linéaire des matériaux.* Hermes Science Publications.

BIELER, T. R., EISENLOHR, P., ROTERS, F., KUMAR, D., MASON, D. E., CRIMP, M. A. et RAABE, D. (2009). The role of heterogeneous deformation on damage nucleation at grain boundaries in single phase metals. *International Journal of Plasticity*, 25(9):1655–1683.

BILLAUDEAU, T. (2002). *Fatigue multiaxiale des matériaux à défauts : mécanismes et critères d'endurance.* Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique.

BILLAUDEAU, T., NADOT, Y. et BEZINE, G. (2004). Multiaxial fatigue limit for defective materials : mechanisms and experiments. *Acta Materialia*, 52(13):3911–3920.

BILOTTA, G. (2016). *Influence de l'hydrogène gazeux sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue dans les métaux : approche expérimentale et modélisation.* Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique.

BLOCHWITZ, C., BRECHBIIHL, J. et TIRSCHLER, W. (1996). Analysis of activated slip systems in fatigued nickel polycrystals using the EBSD-technique in the scanning electron microscope. *Materials Science and Engineering A*, pages 42–47.

BRAHME, A., ALVI, M., SAYLOR, D., FRIDY, J. et ROLLETT, A. (2006). 3d reconstruction of microstructure in a commercial purity aluminum. *Scripta Materialia*, 55(1):75–80.

BRENNER, R., LEBENSOHN, R. A. et CASTELNAU, O. (2009). Elastic anisotropy and yield surface estimates of polycrystals. *International Journal of Solids and Structures*, 46(16):3018–3026.

BRIDIER, F., MCDOWELL, D. L., VILLECHAISE, P. et MENDEZ, J. (2009). Crystal plasticity modeling of slip activity in Ti–6al–4v under high cycle fatigue loading. *International Journal of Plasticity*, 25(6):1066–1082.

BUQUE, C., BRETSCHNEIDER, J., SCHWAB, A. et HOLSTE, C. (2001). Dislocation structures in cyclically deformed nickel polycrystals. *Materials Science and Engineering : A*, 300(1-2):254–262.

CASTELLUCCIO, G. M. et MCDOWELL, D. L. (2015). Microstructure and mesh sensitivities of mesoscale surrogate driving force measures for transgranular fatigue cracks in polycrystals. *Materials Science and Engineering : A*, 639:626–639.

CHAI, H.-F. et LAIRD, C. (1987). Mechanisms of cyclic softening and cyclic creep in low carbon steel. *Materials Science and Engineering*, 93:159–174.

CHAUVOT, C. et SESTER, M. (2000). Fatigue crack initiation and crystallographic crack growth in an austenitic stainless steel. *Computational Materials Science*, 19(1):87–96.

CROSSLAND, B. (1956). Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel. pages 138–149, London. Institution of Mechanical Engineers.

DANG, V. T. (2016). *Etude numérique statistique des champs locaux de contraintes en surface de polycristaux cubiques et hexagonaux en élasticité.* Thèse de doctorat, ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechique - Poitiers.

DIARD, O., LECLERCQ, S., ROUSSELIER, G. et CAILLETAUD, G. (2005). Evaluation of finite element based analysis of 3d multicrystalline aggregates plasticity. *International Journal of Plasticity*, 21(4):691–722.

Dorlot, J.-M., Baïlon, J.-P. et Masounave, J. (1986). *Des matériaux*. Ecole Polytechnique de Montréal.

Doumalin, P., Bornert, M. et Crépin, J. (2003). Caractérisation de la répartition de la déformation dans les matériaux hétérogènes. *Mécanique & Industries*, 4(6):607–617.

Dunne, F. P. E., Kiwanuka, R. et Wilkinson, A. J. (2012). Crystal plasticity analysis of micro-deformation, lattice rotation and geometrically necessary dislocation density. *Proc. R. Soc. A*, 468(2145):2509–2531.

El Haddad, M. H., Topper, T. H. et Smith, K. N. (1979). Prediction of non propagating cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, 11(3):573–584.

Eshelby, J., Frank, F. et Nabarro, F. (1951). The Equilibrium of Linear Arrays of Dislocations. *Philosophical Magazine*, 42(327):351–364.

Eshelby, J. D. (1957). The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 241(1226):376–396.

Eshelby, J. D. (1961). Elastic inclusions and inhomogeneities. *Progress in Solid Mechanics 2, Edited by I. N. Sneddon and R. Hill, North-Holland Publishing Company, Amsterdam*, pages 89–140.

Evrard, P., El Bartali, A., Aubin, V., Rey, C., Degallaix, S. et Kondo, D. (2010). Influence of boundary conditions on bi-phased polycrystal microstructure calculation. *International Journal of Solids and Structures*, 47(16):1979–1986.

Fisher, R. A. et Tippett, L. H. C. (1928). Limiting forms of the frequency distribution of the largest or smallest member of a sample. *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*, 24(2):180–190.

Forest, S., Amestoy, M., Damamme, G., Kruch, S., Maurel, V. et Mazière, M. (2010). *Mécanique des milieux continus*. Ecole des Mines de Paris.

François, D., Pineau, A. et Zaoui, A. (1991). *Comportement mécanique des matériaux*, volume 1. Hermès.

Freudenthal, A. M. et Gumbel, E. J. (1954). Minimum Life in Fatigue. *Journal of the American Statistical Association*, 49(267):575–597.

Frost, N. E., Marsh, K. J. et Pook, L. P. (1974). *Metal fatigue*. Clarendon Press, Oxford, England.

Ghanem, F., Braham, C. et Sidhom, H. (2003). Influence of steel type on electrical discharge machined surface integrity. *Journal of Materials Processing Technology*, 142(1):163–173.

Ghosh, S., Bhandari, Y. et Groeber, M. (2008). CAD-based reconstruction of 3d polycrystalline alloy microstructures from FIB generated serial sections. *Computer-Aided Design*, 40(3):293–310.

Gough, H. J. et Wood, W. A. (1939). Deformation and Fracture of Mild Steel Under Cyclic Stresses in Relation to Crystalline Structure. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 141(1):175–185.

GROEBER, M. (2008a). A framework for automated analysis and simulation of 3d polycrystalline microstructures. Part 1 : Statistical characterization. *Acta Materialia*, 56(6):1257–1273.

GROEBER, M. (2008b). A framework for automated analysis and simulation of 3d polycrystalline microstructures. Part 2 : Synthetic structure generation. *Acta Materialia*, 56(6):1274–1287.

GUERCHAIS, R. (2014). *Influence d'accidents géométriques et du mode de chargement sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier inoxydable austénitique 316L*. Thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM.

GUERCHAIS, R., MOREL, F., SAINTIER, N. et ROBERT, C. (2015). Influence of the microstructure and voids on the high-cycle fatigue strength of 316l stainless steel under multiaxial loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 38(9):1087–1104.

GUERCHAIS, R., ROBERT, C., MOREL, F. et SAINTIER, N. (2014a). Micromechanical study of the loading path effect in high cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, 59:64–75.

GUERCHAIS, R., SAINTIER, N., MOREL, F. et ROBERT, C. (2014b). Micromechanical investigation of the influence of defects in high cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, 67:159–172.

GUILHEM, Y. (2011). *Numerical investigation of the local mechanical fields in 316L steel polycrystalline aggregates under fatigue loading*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

GUILHEM, Y., BASSEVILLE, S., CURTIT, F., STÉPHAN, J.-M. et CAILLETAUD, G. (2010). Investigation of the effect of grain clusters on fatigue crack initiation in polycrystals. *International Journal of Fatigue*, 32(11):1748–1763.

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.

GÉRARD, C. (2008). *Mesures de champs et identification de modèles de plasticité cristalline*. Thèse de doctorat, Université Paris-Nord - Paris XIII.

GÉRARD, C., BACROIX, B., BORNERT, M., CAILLETAUD, G., CRÉPIN, J. et LECLERCQ, S. (2009a). Hardening description for FCC materials under complex loading paths. *Computational Materials Science*, 45(3):751–755.

GÉRARD, C., N'GUYEN, F., OSIPOV, N., CAILLETAUD, G., BORNERT, M. et CALDEMAISON, D. (2009b). Comparison of experimental results and finite element simulation of strain localization scheme under cyclic loading. *Computational Materials Science*, 46(3):755–760.

HALL, E. O. (1951). The Deformation and Ageing of Mild Steel : III Discussion of Results. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 64(9):747.

Herbig, M., King, A., Reischig, P., Proudhon, H., Lauridsen, E. M., Marrow, J., Buffière, J.-Y. et Ludwig, W. (2011). 3-D growth of a short fatigue crack within a polycrystalline microstructure studied using combined diffraction and phase-contrast X-ray tomography. *Acta Materialia*, 59(2):590–601.

Hill, R. (1965). Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 13(2):89–101.

Hirth, J. P. et Lothe, J. (1992). *Theory of dislocations*. Krieger Pub. Co, Malabar, FL, 2nd ed édition.

Hor, A., Saintier, N., Robert, C. et Palin-Luc, T. (2013). Analysis of the multiaxial fatigue strength at the mesoscopic scale using 3d microstructure modeling and extreme value statistics. *13th International Conference on Fracture, Beijing, China*.

Hor, A., Saintier, N., Robert, C., Palin-Luc, T. et Morel, F. (2014). Statistical assessment of multiaxial HCF criteria at the grain scale. *International Journal of Fatigue*, 67:151–158.

Huntington, H. (1958). The elastic constants of crystals. *In : Seitz F, Turnbull D (eds) Solid State Physics, Academic Press Incorporation Publishers, New-York*, 7:214–351.

Hénaff, G. et Morel, F. (2005). *Fatigue des structures : endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture*. Ellipses.

Héripré, E., Dexet, M., Crépin, J., Gélébart, L., Roos, A., Bornert, M. et Caldemaison, D. (2007). Coupling between experimental measurements and polycrystal finite element calculations for micromechanical study of metallic materials. *International Journal of Plasticity*, 23(9):1512–1539.

Iben Houria, M., Nadot, Y., Fathallah, R., Roy, M. et Maijer, D. M. (2015). Influence of casting defect and SDAS on the multiaxial fatigue behaviour of A356-T6 alloy including mean stress effect. *International Journal of Fatigue*, 80:90–102.

Jenkinson, A. F. (1955). The frequency distribution of the annual maximum (or minimum) values of meteorological elements. *Quarterly Journal of the Royal Meteorological Society*, 81(348):158–171.

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.

King, A., Herbig, M., Ludwig, W., Reischig, P., Lauridsen, E., Marrow, T. et Buffière, J. (2010). Non-destructive analysis of micro texture and grain boundary character from X-ray diffraction contrast tomography. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B : Beam Interactions with Materials and Atoms*, 268(3-4):291–296.

Kitagawa, H. et Takahashi, S. (1976). Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. pages 627–631, Boston. International Conference on Mecanic Behaviour of Materials.

KREMER, D. (2016). Usinage par électroérosion. *Techniques de l'ingénieur Procédés d'usinage*.

KUMAR, K. S., VAN SWYGENHOVEN, H. et SURESH, S. (2003). Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys1. *Acta Materialia*, 51(19):5743–5774.

LE PÉCHEUR, A., CURTIT, F., CLAVEL, M., STEPHAN, J. M., REY, C. et BOMPARD, P. (2012). Polycrystal modelling of fatigue : Pre-hardening and surface roughness effects on damage initiation for 304l stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 45:48–60.

LEMAITRE, J., CHABOCHE, J.-L., BENALLAL, A. et DESMORAT, R. (2009). *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 3 édition.

LEOPOLD, G. et NADOT, Y. (2010). Fatigue from an induced defect Experiments and application of different multiaxial fatigue approaches. *Journal of ASTM International*, 7(4):1–16.

LEWIS, A., BINGERT, J., ROWENHORST, D., GUPTA, A., GELTMACHER, A. et SPANOS, G. (2006). Two- and three-dimensional microstructural characterization of a super-austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering : A*, 418(1-2):11–18.

LI, Y., AUBIN, V., REY, C. et BOMPARD, P. (2012). Polycrystalline numerical simulation of variable amplitude loading effects on cyclic plasticity and microcrack initiation in austenitic steel 304l. *International Journal of Fatigue*, 42:71–81.

LIAO, M. (2009). Probabilistic modeling of fatigue related microstructural parameters in aluminum alloys. *Engineering Fracture Mechanics*, 76(5):668–680.

LIM, H., DINGREVILLE, R., DEIBLER, L. A., BUCHHEIT, T. E. et BATTAILE, C. C. (2016). Investigation of grain-scale microstructural variability in tantalum using crystal plasticity-finite element simulations. *Computational Materials Science*, 117:437–444.

LORENZINO, P. et NAVARRO, A. (2015). Grain size effects on notch sensitivity. *International Journal of Fatigue*, 70:205–215.

LUTHER, T. et KÖNKE, C. (2009). Polycrystal models for the analysis of intergranular crack growth in metallic materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 76(15):2332–2343.

LÉOPOLD, G., NADOT, Y., BILLAUDEAU, T. et MENDEZ, J. (2015). Influence of artificial and casting defects on fatigue strength of moulded components in Ti-6al-4v alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 38(9):1026–1041.

MAN, J., OBRTLÍK, K., BLOCHWITZ, C. et POLÁK, J. (2002). Atomic force microscopy of surface relief in individual grains of fatigued 316l austenitic stainless steel. *Acta Materialia*, 50(15):3767–3780.

MC CLINTOCK, F. et ARGON, A. (1966). *Mechanical behaviour of materials*. Addison-Wesley Publishing Company.

MCDOWELL, D. L. et DUNNE, F. P. E. (2010). Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation. *International Journal of Fatigue*, 32(9):1521–1542.

MOREL, F. et HUYEN, N. (2008). Plasticity and damage heterogeneity in fatigue. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 49(1):98–127.

Morel, F., Morel, A. et Nadot, Y. (2009). Comparison between defects and micro-notches in multiaxial fatigue - The size effect and the gradient effect. *International Journal of Fatigue*, 31(2):263–275.

Mu, P., Nadot, Y., Nadot-Martin, C., Chabod, A., Serrano-Munoz, I. et Verdu, C. (2014). Influence of casting defects on the fatigue behavior of cast aluminum AS7g06-T6. *International Journal of Fatigue*, 63:97–109.

Mughrabi, H., Herz, K. et Stark, X. (1976). The effect of strain-rate on the cyclic deformation properties of α-iron single crystals. *Acta Metallurgica*, 24(7):659–668.

Murakami, Y. (2002). *Metal Fatigue : Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier Science Ltd, Oxford.

Murakami, Y. et Endo, M. (1994). Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International Journal of Fatigue*, 16(3):163–182.

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.

Musinski, W. D. et McDowell, D. L. (2012). Microstructure-sensitive probabilistic modeling of HCF crack initiation and early crack growth in Ni-base superalloy IN100 notched components. *International Journal of Fatigue*, 37(0):41–53.

Nadot, Y., Bertheau, D., Quintard, M. et Mendez, J. (1998). Etude de la prise en compte des defauts de fonderie dans le calcul de la tenue en fatigue des pieces en fonte GS 52. Rapport technique. Renault.

Nadot, Y. et Billaudeau, T. (2006). Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(1):112–133.

Osipov, N., Gourgues-Lorenzon, A.-F., Marini, B., Mounoury, V., Nguyen, F. et Cailletaud, G. (2008). FE modelling of bainitic steels using crystal plasticity. *Philosophical Magazine*, 88(30-32):3757–3777.

Owolabi, G. M., Prasannavenkatesan, R. et McDowell, D. L. (2010). Probabilistic framework for a microstructure-sensitive fatigue notch factor. *International Journal of Fatigue*, 32(8):1378–1388.

Papadopoulos, I. V. et Panoskaltsis, V. P. (1996). Invariant formulation of a gradient dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion. *Engineering Fracture Mechanics*, 55(4):513–528.

Petch, N. (1953). The Cleavage Strength of Polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 174(1):25–28.

Pippan, R. (1991). Threshold and effective threshold of fatigue crack propagation in ARMCO iron I : The influence of grain size and cold working. *Materials Science and Engineering : A*, 138(1):1–13.

POMMIER, S. (2002). 'Arching' effect in elastic polycrystals : implications for the variability of fatigue lives. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(4):331–348.

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.

PRZYBYLA, C. P. et MCDOWELL, D. L. (2010). Microstructure-sensitive extreme value probabilities for high cycle fatigue of Ni-base superalloy IN100. *International Journal of Plasticity*, 26(3):372–394.

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.

PUTTICK, K. (1959). Ductile Fracture in Metals. *Philosophical Magazine*, 4(44):964–969.

QIDWAI, M. S., LEWIS, A. C. et GELTMACHER, A. B. (2009). Using image-based computational modeling to study microstructure–yield correlations in metals. *Acta Materialia*, 57(14):4233–4247.

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.

RADZIKOWSKA, J. M. (2005). Effect of specimen preparation on evaluation of cast iron microstructures. *Materials Characterization*, 54(4–5):287–304.

RAMASAWMY, H., BLUNT, L. et RAJURKAR, K. P. (2005). Investigation of the relationship between the white layer thickness and 3d surface texture parameters in the die sinking EDM process. *Precision Engineering*, 29(4):479–490.

ROBERT, C., SAINTIER, N., PALIN-LUC, T. et MOREL, F. (2012). Micro-mechanical modelling of high cycle fatigue behaviour of metals under multiaxial loads. *Mechanics of Materials*, 55:112–129.

ROVEN, H. J. et NES, E. (1991). Cyclic deformation of ferritic steel—I. Stress-strain response and structure evolution. *Acta Metallurgica et Materialia*, 39(8):1719–1733.

RÉTHORÉ, J., TINNES, J.-P., ROUX, S., BUFFIÈRE, J.-Y. et HILD, F. (2008). Extended three-dimensional digital image correlation (X3d-DIC). *Comptes Rendus Mécanique*, 336(8):643–649.

SAUZAY, M. (2006). Effet de l'anisotropie élastique cristalline sur la distribution des facteurs de Schmid à la surface des polycristaux. *Comptes Rendus Mécanique*, 334(6): 353–361.

SAUZAY, M. (2007). Cubic elasticity and stress distribution at the free surface of polycrystals. *Acta Materialia*, 55(4):1193–1202.

SAUZAY, M. et GILORMINI, P. (2002). Influence of surface effects on fatigue of microcracks nucleation. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 38(1):53–62.

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.

Sauzay, M. et Man, J. (2008). Influence of Crystalline Elasticity on the Stress Distribution at the Free Surface of an Austenitic Stainless Steel Polycrystal. Comparison with Experiments. *Materials Science Forum*, 567-568:149–152.

Schwartz, J., Fandeur, O. et Rey, C. (2013). Numerical approach of cyclic behaviour of 316ln stainless steel based on a polycrystal modelling including strain gradients. *International Journal of Fatigue*, 55:202–212.

Signor, L., Villechaise, P., Ghidossi, T., Lacoste, E., Gueguen, M. et Courtin, S. (2016). Influence of local crystallographic configuration on microcrack initiation in fatigued 316ln stainless steel : Experiments and crystal plasticity finite elements simulations. *Materials Science and Engineering : A*, 649:239–249.

Simonovski, I. et Cizelj, L. (2011). Computational multiscale modeling of intergranular cracking. *Journal of Nuclear Materials*, 414(2):243–250.

Simonovski, I., Nilsson, K.-F. et Cizelj, L. (2007). The influence of crystallographic orientation on crack tip displacements of microstructurally small, kinked crack crossing the grain boundary. *Computational Materials Science*, 39(4):817–828.

St-Pierre, L., Héripré, E., Dexet, M., Crépin, J., Bertolino, G. et Bilger, N. (2008). 3d simulations of microstructure and comparison with experimental microstructure coming from O.I.M analysis. *International Journal of Plasticity*, 24(9):1516–1532.

Stinville, J., Vanderesse, N., Bridier, F., Bocher, P. et Pollock, T. (2015). High resolution mapping of strain localization near twin boundaries in a nickel-based superalloy. *Acta Materialia*, 98:29–42.

Susmel, L. et Taylor, D. (2013). The Theory of Critical Distances to estimate finite lifetime of notched components subjected to constant and variable amplitude torsional loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 98:64–79.

Sweeney, C. A., Vorster, W., Leen, S. B., Sakurada, E., McHugh, P. E. et Dunne, F. P. E. (2013). The role of elastic anisotropy, length scale and crystallographic slip in fatigue crack nucleation. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 61(5):1224–1240.

Verreman, Y. et Limodin, N. (2008). Fatigue notch factor and short crack propagation. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(6):1320–1335.

Vincent, M., Nadot, Y., Nadot-Martin, C. et Dragon, A. (2016). Interaction between a surface defect and grain size under high cycle fatigue loading : Experimental approach for Armco iron. *International Journal of Fatigue*, 87:81–90.

Vincent, M., Nadot-Martin, C., Nadot, Y. et Dragon, A. (2014). Fatigue from defect under multiaxial loading : Defect Stress Gradient (DSG) approach using ellipsoidal Equivalent Inclusion Method. *International Journal of Fatigue*, 59:176–187.

Watanabe, I., Setoyama, D., Iwata, N. et Nakanishi, K. (2010). Characterization of yielding behavior of polycrystalline metals with single crystal plasticity based on representative characteristic length. *International Journal of Plasticity*, 26(4):570–585.

Winter, A., Pedersen, O. et Rasmussen, K. (1981). Dislocation microstructures in fatigued copper polycrystals. *Acta Metallurgica*, 29(5):735–748.

Wormsen, A. et Härkegård, G. (2004). A statistical investigation of fatigue behaviour according to Weibull's weakest-link theory. *Proceedings of the 15th European Conference on Fracture, Stockholm, Sweden.*

Zeghadi, A., Forest, S., Gourgues, A.-F. et Bouaziz, O. (2007a). Ensemble averaging stress-strain fields in polycrystalline aggregates with a constrained surface microstructure - Part 2 : crystal plasticity. *Philosophical Magazine*, 87(8-9):1425–1446.

Zeghadi, A., N'guyen, F., Forest, S., Gourgues, A.-F. et Bouaziz, O. (2007b). Ensemble averaging stress-strain fields in polycrystalline aggregates with a constrained surface microstructure - Part 1 : anisotropic elastic behaviour. *Philosophical Magazine*, 87(8):1401–1424.

Zhang, L., Dingreville, R., Bartel, T. et Lusk, M. T. (2011). A stochastic approach to capture crystal plasticity. *International Journal of Plasticity*, 27(9):1432–1444.

Annexe A

Paramètres d'usinage des éprouvettes de fer Armco

		Ébauche	Finition
Fréquence de rotation	[tr/min]	600	600
Vitesse d'avance	[mm/tr]	0,1	0,07
Profondeur de passe (au rayon)	[mm]	0,5	0,2
Diamètre final	[mm]	16,4	16

Tableau A.1 – Paramètres d'usinage de la phase de chariotage des barres brutes ou des barreaux écrouis recristallisés

Fréquence de rotation	[tr/min]	500
Vitesse d'avance	[mm/tr]	1,5
Profondeur de passe (au rayon)	[mm]	0,05
Nombre de passes		26

Tableau A.2 – Paramètres d'usinage de la phase de filetage des têtes d'éprouvettes

		Ébauche		Finition
		$D_g = 30\,\mu m$	$D_g = 340\,\mu m$	
Fréquence de rotation	[tr/min]	500	500	500
Vitesse d'avance	[mm/tr]	0,1	0,07	0,05
Profondeur de passe (au rayon)	[mm]	0,48	0,24	0,2
Nombre de passes		10	20	1
Diamètre final	[mm]	6,4	6,4	6

Tableau A.3 – Paramètres d'usinage de la phase de tournage de la partie utile des éprouvettes

Annexe B

Résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur le fer Armco de l'étude

Diamètre du défaut D [µm]	Numéro d'éprouvette	Amplitude de contrainte Σ_a [MPa]	Nombre de cycles N	Rupture	
				oui	non
0	1	160	$3{,}14 \cdot 10^4$	×	
	2	120	$1{,}26 \cdot 10^6$	×	
	3	115	$9{,}95 \cdot 10^5$	×	
	4	115	$1{,}20 \cdot 10^6$	×	
	5	110	$5{,}99 \cdot 10^6$		×
190	1	120	$4{,}90 \cdot 10^6$	×	
	2	115	$6{,}60 \cdot 10^6$		×
310	1	110	$3{,}22 \cdot 10^6$	×	
	2	105	$5{,}81 \cdot 10^6$		×
640	1	120	$2{,}97 \cdot 10^5$	×	
	2	110	$1{,}33 \cdot 10^6$	×	
	3	105	$4{,}03 \cdot 10^6$	×	
	4	100	$4{,}94 \cdot 10^6$		×
950	1	110	$1{,}18 \cdot 10^6$	×	
	2	105	$1{,}69 \cdot 10^6$	×	
	3	100	$6{,}55 \cdot 10^6$		×

Tableau B.1 – Bilan des essais de fatigue en traction uniaxiale alternée symétrique pour la microstructure de 340 µm

Diamètre du défaut D [µm]	Numéro d'éprouvette	Amplitude de contrainte Σ_a [MPa]	Nombre de cycles N	Rupture oui	Rupture non
0	1	240	$2{,}79 \cdot 10^4$	×	
	2	230	$7{,}51 \cdot 10^4$	×	
	3	220	$2{,}09 \cdot 10^5$	×	
	4	215	$2{,}16 \cdot 10^5$	×	
	5	210	$3{,}33 \cdot 10^5$	×	
	6	205	$2{,}80 \cdot 10^6$	×	
	7	200	$3{,}10 \cdot 10^6$	×	
130	1	190	$2{,}02 \cdot 10^6$	×	
	2	185	$8{,}00 \cdot 10^6$		×
190	1	180	$1{,}11 \cdot 10^6$	×	
	2	170	$1{,}91 \cdot 10^6$	×	
	3	160	$2{,}98 \cdot 10^6$	×	
	4	155	$5{,}88 \cdot 10^6$		×
310	1	190	$1{,}53 \cdot 10^5$	×	
	2	180	$2{,}60 \cdot 10^5$	×	
	3	160	$9{,}75 \cdot 10^5$	×	
	4	140	$1{,}20 \cdot 10^7$		×
420	1	200	$5{,}16 \cdot 10^4$	×	
	2	180	$5{,}15 \cdot 10^5$	×	
	3	160	$1{,}73 \cdot 10^6$	×	
	4	140	$5{,}12 \cdot 10^6$		×
990	1	160	$3{,}47 \cdot 10^5$	×	
	2	140	$2{,}31 \cdot 10^6$	×	
	3	120	$5{,}32 \cdot 10^6$		×

Tableau B.2 – Bilan des essais de fatigue en traction uniaxiale alternée symétrique pour la microstructure de 30 µm

Liste des figures

1 Diagramme de Kitagawa pour un alliage de titane de fonderie [Léopold *et al.*, 2015] (traction/compression, de rapport de charge valant -1) 2

1.1 Définition des directions de prélèvement des échantillons dans la barre de fer Armco 4
1.2 Micrographies de la barre brute de fer Armco dans les directions longitudinale (a) et transversale (b) (observation au Microscope Électronique à Balayage (MEB) d'échantillons polis jusqu'au 1 µm, puis attaqué chimique au Nital – 4 % d'acide nitrique – pendant 30 s à température ambiante) . . 4
1.3 Illustration des méthodes de mesure de la taille moyenne de grain : méthode par comptage (a) et celle par intersection (b) [Barralis et Maeder, 2005] . . 6
1.4 Évolution de la taille des grains recristallisés en fonction du taux de pré-écrouissage avec ε_r le seuil critique de pré-écrouissage et d_0 la taille de grain initiale [Dorlot *et al.*, 1986] 8
1.5 Micrographies de la barre de fer Armco dans les directions longitudinale et transversale après un traitement thermique à 850 °C pendant 1 heure (a), 4 heures (b) et 24 heures (c) (polissage jusqu'au 1 µm, puis attaque chimique au Nital – 4 % d'acide nitrique – pendant 30 s à température ambiante) . . 9
1.6 Micrographies de la barre de fer Armco dans la direction transversale après un écrouissage de 10 % et un traitement thermique à 850 °C pendant 4 heure (a), 100 heures (b) et 150 heures (c) (polissage jusqu'au 1 µm, puis attaque chimique au Nital – 4 % d'acide nitrique – pendant 30 s à température ambiante) 11
1.7 Montage expérimental pour le pré-écrouissage de barreaux à la presse hydraulique 12
1.8 Vue de coupe du montage expérimental pour le pré-écrouissage de barreaux à la presse hydraulique, en position avant écrouissage (à gauche) et après celui-ci (à droite) 12
1.9 Micrographies de la barre de fer Armco dans les directions longitudinale et transversale après un pré-écrouissage de 10 % (a), 12 % (b), 15 % (c) et un traitement thermique à 850 °C pendant 150 heures (polissage jusqu'au 1 µm, puis attaque chimique au Nital – 4 % d'acide nitrique – pendant 30 s à température ambiante) 13
1.10 Géométrie d'un barreau après un dressage à 93 mm suivi d'un pré-écrouissage de 12 % et d'une recristallisation à 850 °C pendant 150 heures, la croûte d'oxyde ayant été retirée 15
1.11 Géométrie des éprouvettes de traction et de fatigue 16
1.12 Courbes de traction pour les deux tailles de microstructure, avec une vitesse de déformation constante de $10^{-3}\,\mathrm{s}^{-1}$ 17

1.13 Faciès de rupture obtenus lors des essais de traction pour les deux tailles de microstructure . . . 19
1.14 Variation de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction en fonction du diamètre moyen de grain pour le fer Armco de l'étude et celui des travaux de Bilotta [2016] . . . 20
1.15 Diagramme de Wöhler Σ_a-N du matériau sans défaut pour les deux tailles de microstructure . . . 23

2.1 Géométrie d'un défaut de diamètre D de 990 µm introduit dans la partie utile d'une éprouvette ayant une taille de grain D_g de 30 µm . . . 29
2.2 Géométrie des défauts introduits dans la microstructure de 30 µm . . . 30
2.3 Géométrie des défauts introduits dans la microstructure de 340 µm . . . 31
2.4 Vues détaillées d'un défaut de 990 µm introduit dans la microstructure de 30 µm . . . 33
2.5 Diagramme de Wöhler Σ_a-N pour les deux tailles de microstructure, 30 µm (a) et 340 µm (b), et pour différentes tailles de défaut, dans le cas d'un chargement uniaxial de traction/compression ($R_\Sigma = -1$) . . . 35
2.6 Diagramme de Kitagawa Σ_D-D à 5 millions de cycles pour les deux microstructures . . . 37
2.7 Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ à 5 millions de cycles pour les deux microstructures . . . 39
2.8 Lignes de glissement (en bas à droite) et micro-fissures (en bas à gauche) présentes sur la surface de l'éprouvette admettant une rupture hors du défaut 40
2.9 Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ pour différents matériaux soumis à un chargement uniaxial de traction/compression ($R_\Sigma = -1$) . . . 42
2.10 Comparaison des pentes du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ pour le fer Armco, différents matériaux et deux approches (défaut équivalent à une fissure courte et approche de Murakami et Endo [1994]) . . . 43

3.1 Géométrie 3D synthétique régulière d'octaèdres tronqués . . . 51
3.2 Introduction du défaut géométrique de surface dans la même microstructure 53
3.3 Géométrie de la matrice contenant l'agrégat . . . 57
3.4 Conditions aux limites et chargement . . . 58
3.5 Évolution de $\widetilde{\sigma}_{33}/\widetilde{\Sigma}_D$ selon les axes 1, 2 et 3 pour différentes tailles de défaut 59
3.6 Maillage du grain central contenant le défaut ($\widetilde{D} = 0{,}5$) pour différentes tailles de maille, notées d . . . 61
3.7 Évolution de $\widetilde{\sigma}_{33}$ selon les axes 1, 2 et 3 pour deux types d'interpolation et différentes tailles de mailles, notées d . . . 62
3.8 Maillage libre ayant des éléments tétraèdriques avec une interpolation quadratique, dont la taille de maille est de 0,15 . . . 63
3.9 Maillage obtenu au voisinage du défaut pour les différentes tailles de défaut étudiées . . . 64
3.10 Évolution du chargement macroscopique $\widetilde{\Sigma}$ imposé sur la matrice, avec pour amplitude $\widetilde{\Sigma}_D$, sur le cas $\widetilde{D} = 3{,}2$ . . . 65
3.11 Évolution des composantes $\widetilde{\sigma}_{11}$, $\widetilde{\sigma}_{22}$ et $\widetilde{\sigma}_{33}$ du tenseur des contraintes pour un cycle de chargement, relevées à différents points d'intégration, sur le cas $\widetilde{D} = 3{,}2$ . . . 66

3.12 Évolution des composantes $\widetilde{\sigma}_{12}$, $\widetilde{\sigma}_{13}$ et $\widetilde{\sigma}_{23}$ du tenseur des contraintes pour un cycle de chargement, relevées à différents points d'intégration, sur le cas $\widetilde{D} = 3{,}2$ 67
3.13 Champs de contrainte équivalente de von Mises $\widetilde{\sigma}_{VM}$ dans une même microstructure, sollicitée au niveau de la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$, pour 3 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 0, 0,5 et 1,2) et 2 jeux d'orientations . . . 68
3.14 Champs de contrainte équivalente de von Mises $\widetilde{\sigma}_{VM}$ dans une même microstructure, sollicitée au niveau de la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$, pour les 5 tailles de défaut $\widetilde{D}$ étudiées et 2 jeux d'orientations 69
3.15 Démarche de génération du modèle numérique 71
3.16 Identification du paramètre α de la contrainte de Crossland sur un acier doux [Gough et Wood, 1939; Frost *et al.*, 1974] 75
3.17 Localisation des FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ (à l'échelle des grains) et comparaison avec le seuil macroscopique pour un, puis deux volumes élémentaires . . 76
3.18 Comparaison entre les 50 valeurs maximales des FIP $\widetilde{I}_F$ issues des calculs par Éléments Finis et la loi GEV identifiée (pour les microstructures sans défaut) 78
3.19 Localisation et distribution des FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ dans une même microstructure (VES n° 1), sollicitée au niveau de la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$, pour trois tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 0, 0,5 et 1,2) 80
3.20 Localisation et distribution des FIP mésoscopiques $\widetilde{I}_F$ dans une même microstructure (VES n° 1), sollicitée au niveau de la limite de fatigue macroscopique $\widetilde{\Sigma}_D$, pour deux tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 3,2 et 4,4) 81
3.21 Comparaison entre les 50 valeurs maximales des FIP $\widetilde{I}_F$ issues des calculs par Éléments Finis et la loi GEV identifiée, pour 3 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 0, 0,5 et 1,2) 83
3.22 Comparaison entre les 50 valeurs maximales des FIP $\widetilde{I}_F$ issues des calculs par Éléments Finis et la loi GEV identifiée, pour 2 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 3,2 et 4,4) 84
3.23 Évolution des paramètres de la loi GEV et de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ en fonction de la taille de défaut $\widetilde{D}$ 85
3.24 Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$: comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux issus du critère mésoscopique 86
3.25 Champs de la contrainte équivalente de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration dans le grain présentant le maximum du FIP mésoscopique $\widetilde{I}_F$, pour une même microstructure (VES n° 1) et pour 3 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 0, 0,5 et 1,2) 87
3.26 Champs de la contrainte équivalente de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration dans le grain présentant le maximum du FIP mésoscopique $\widetilde{I}_F$, pour une même microstructure (VES n° 1) et pour 2 tailles de défaut ($\widetilde{D}$ valant 3,2 et 4,4) 88
3.27 Évolution des paramètres de la loi GEV et de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ en fonction du nombre de volumes élémentaires statistiques (VES) . 89
3.28 Évolution des paramètres de la loi GEV et de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_{F,1}$ en fonction de la taille de défaut $\widetilde{D}$, pour différentes valeurs de γ_1 91
3.29 Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$: comparaison expérience / critère avec le FIP $\widetilde{I}_{F,1}$, pour différentes valeurs de γ_1 91

3.30 Évolution des paramètres de la loi GEV et de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_{F,2}$ en fonction de la taille de défaut $\widetilde{D}$, pour différentes valeurs de γ_2 92
3.31 Diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$: comparaison expérience / critère avec le FIP $\widetilde{I}_{F,2}$, pour différentes valeurs de γ_2 92
3.32 Champs de la contrainte équivalente de Crossland $\widetilde{\sigma}_{Cr}$ calculée en chaque point d'intégration dans le grain présentant le FIP maximal, pour une même microstructure (VES n° 1) et pour les 5 tailles de défaut $\widetilde{D}$ étudiées 94

Liste des tableaux

1.1 Composition chimique du fer pur Armco utilisé (données certifiées EN 10204/2.2 fournies par le fabricant) 4
1.2 Résultats des mesures de taille moyenne de grain dans la barre brute de fer Armco (cf. figure 1.2) 6
1.3 Conditions de traitement thermo-mécanique sur du fer Armco, ayant une taille de grain initiale de 60 µm, issues des travaux de Pippan [1991] qui permettent d'obtenir différentes tailles de grains 8
1.4 Résultats des mesures de taille moyenne de grain dans les barreaux écrouis recristallisés (cf. figure 1.9) 14
1.5 Propriétés mécaniques du fer Armco pour différentes tailles de grain (avec une vitesse de déformation constante de $10^{-3}\,\mathrm{s}^{-1}$) 19
1.6 Valeurs numériques des constantes de la relation de Hall-Petch [Hall, 1951; Petch, 1953] identifiées 20

2.1 Paramètres d'usinage obtenus suite à la calibration et caractérisation dimensionnelle des différents défauts au Microscope Électronique à Balayage (MEB) 29
2.2 Valeurs numériques des paramètres B et n (cf. équation 2.1) identifiées pour les deux microstructures du fer Armco et pour le modèle considérant le défaut équivalent à une fissure (cf. figure 2.6b) 38
2.3 Données caractérisant les tailles de grain et les gammes de tailles de défaut introduit, pour différents matériaux issus de la littérature 41
2.4 Valeurs numériques des paramètres C et n (cf. équation 2.5) identifiés pour les courbes présentées dans le diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. figure 2.9) 42

3.1 Quelques définitions de volumes élémentaires statistiquement représentatifs (3D sans défaut, en plasticité cristalline) issus de la littérature 52
3.2 Paramètres d'élasticité cubique de la ferrite (Fe α) [Mc Clintock et Argon, 1966; Sauzay et Jourdan, 2006] 54
3.3 Coefficients d'anisotropie pour différents matériaux cristallins [Huntington, 1958; Mc Clintock et Argon, 1966; Hirth et Lothe, 1992; Sauzay et Jourdan, 2006; Sauzay, 2006; Lim *et al.*, 2016] 54
3.4 Paramètres macroscopiques d'élasticité isotrope de la ferrite (Fe α) [Mc Clintock et Argon, 1966; Sauzay et Jourdan, 2006] 57
3.5 Contraintes macroscopiques adimensionnées $\widetilde{\Sigma}_D$ issues de la courbe expérimentale du diagramme de Kitagawa adimensionné $\widetilde{\Sigma}_D$-$\widetilde{D}$ (cf. figure 2.7b) et appliquées à la matrice contenant l'agrégat 57

3.6 Quelques définitions de maillage 3D issus de la littérature 60
3.7 Cas de test pour l'étude de la sensibilité à la densité de maillage 60
3.8 Résistance à la traction R_m et limite de fatigue en traction/compression ($R_\Sigma = -1$) pour un acier doux [Gough et Wood, 1939; Frost *et al.*, 1974] et le fer Armco D_g=30 µm 74
3.9 Valeurs expérimentales de la résistance en fatigue de l'acier doux [Gough et Wood, 1939; Frost *et al.*, 1974] correspondant à des chargements uniaxiaux ayant différents rapports de charge R_Σ 74
3.10 Valeurs numériques obtenues pour les paramètres du critère macroscopique de Crossland 75
3.11 Valeurs numériques obtenues pour les paramètres de la loi GEV et le seuil mésoscopique $\widetilde{\beta}_{meso}$ 79
3.12 Valeurs numériques des paramètres de la loi GEV, de la médiane des maxima des FIP $\widetilde{I}_F$ et de la limite de fatigue issue du critère $\widetilde{\Sigma}_{D,\,critère}$, pour les cinq tailles de défauts $\widetilde{D}$ étudiées 84
3.13 Récapitulatif des numéros des grains présentant le FIP maximal, pour une même microstructure (VES n° 1), pour les 5 tailles de défaut $\widetilde{D}$ et pour les 10 configurations de FIP étudiées 93

A.1 Paramètres d'usinage de la phase de chariotage des barres brutes ou des barreaux écrouis recristallisés 109
A.2 Paramètres d'usinage de la phase de filetage des têtes d'éprouvettes 109
A.3 Paramètres d'usinage de la phase de tournage de la partie utile des éprouvettes 109

B.1 Bilan des essais de fatigue en traction uniaxiale alternée symétrique pour la microstructure de 340 µm 111
B.2 Bilan des essais de fatigue en traction uniaxiale alternée symétrique pour la microstructure de 30 µm 112

Interaction entre défaut de surface et taille de grain en fatigue à grand nombre de cycles : approche expérimentale et numérique sur un fer pur Armco

Résumé : L'objectif de ces travaux de thèse est d'étudier l'influence du rapport entre taille de défaut et longueur caractéristique de la microstructure, sur la limite de fatigue pour une durée de vie fixée d'un matériaux métallique, dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycle (FGNC). Le fer pur Armco est choisi comme matériau d'étude, car sa microstructure simple présente une seule longueur caractéristique à l'échelle mésoscopique (échelle des grains) : la taille de grain. Le but de l'étude revient ainsi à étudier la compétition entre un effet de structure (défaut surfacique) et un effet matériau (taille de grain) dans le cadre de sollicitations mécaniques en FGNC.
Afin d'obtenir une taille de défaut comparable mais aussi inférieure à la taille de grain du matériau, un protocole thermomécanique a été élaboré pour augmenter la taille de grain. Des essais de FGNC, utilisant des éprouvettes issues des deux tailles de microstructures (matériau initial et celui écroui traité) dans lesquelles sont introduits des défauts hémisphériques de tailles différentes, ont été effectués pour estimer les limites de fatigue pour différents rapports taille de défaut / taille de grain. Lorsque les diagrammes de Kitagawa sont présentés en valeurs relatives (limite de fatigue / celle du matériau sans défaut en fonction de la taille de défaut / taille de grain), il existe une seule courbe qui combine les deux microstructures. Ce diagramme de Kitagawa sans dimension permet ainsi d'analyser la réduction de la limite de fatigue causée par un défaut. L'utilisation de la taille relative du défaut par rapport à la dimension microstructurale caractéristique apparaît comme plus pertinente que l'emploi de la taille physique réelle du défaut.
Ces résultats expérimentaux sont utilisés pour reproduire les essais en FGNC avec des simulations Éléments Finis sur des microstructures 3D représentatives du fer Armco. La compétition existant entre la concentration de contrainte induite par le défaut géométrique et les régions fortement sollicitées de la microstructure engendrées par l'anisotropie du comportement mécanique des grains est étudiée. Un critère mésoscopique (à partir des grandeurs mécaniques moyennées par grain) basé sur une approche statistique permet de retrouver l'allure du diagramme de Kitagawa adimensionné, c'est-à-dire la taille relative du défaut critique à partir de laquelle ce dernier prend le pas sur l'hétérogénéité de la réponse de la microstructure et conditionne ainsi la tenue en fatigue du polycristal. La modification du critère mésoscopique par la prise en compte des hétérogénéités intragranulaires (via l'écart-type par grain des grandeurs mécaniques) est discutée.

Mots-clés : Métaux–Défauts / Durée de vie (ingénierie) / Microstructure (physique) / Déformations (mécanique) / Éléments finis, Méthode des / Surfaces–Défauts / Polycristaux / Systèmes mésoscopiques / Fatigue à grand nombre de cycles / Fer Armco / Taille de grain / Diagramme de Kitagawa adimensionné / Statistique des Valeurs Extrêmes Généralisées

Interaction between surface defect and grain size under high cycle fatigue loading : experimental and numerical approach for Armco iron

Abstract : The objective of this thesis is to study the influence of the ratio between the defect size and the microstructure characteristic length on the fatigue limit (for a fixed fatigue life) of a metallic material, under high cycle fatigue (HCF). Pure Armco iron is chosen because its simple microstructure has a single characteristic length at the mesoscopic scale (grain scale) : the grain size. The aim of the study is thus to study the competition between a structural effect (surface defect) and a material effect (grain size) in the context of mechanical stresses in HCF.
In order to obtain a comparable different grain size, a thermomechanical protocol has been developed. HCF tests, using specimens from both microstructure sizes (initial material and processed hardened material) in which hemispherical defects of different sizes were introduced, were performed to estimate the fatigue limits for different defect size / grain size ratios. When Kitagawa diagrams are presented in relative values (fatigue limit / fatigue limit of defect free material versus defect size / grain size), there is a single curve that combines the two microstructures. This dimensionless Kitagawa diagram thus makes it possible to analyze the reduction of the fatigue limit induced by a defect. The use of the relative size of the defect with respect to the characteristic microstructural dimension appears to be more relevant than the use of the physical size of the defect.
These experimental results are used to reproduce the HCF tests with Finite Element simulations on 3D microstructures representative of Armco iron. The competition existing between the stress concentration induced by the geometrical defect and the highly stressed regions of the microstructure generated by the anisotropy of the mechanical behavior of the grains is studied. A mesoscopic criterion (involving mechanical quantities averaged by grain) based on a statistical approach allows to find the evolution of the dimensionless Kitagawa diagram, ie the relative size of the critical defect from which it predominates over the response heterogeneity of the microstructure and thus governs the fatigue behavior of the polycrystal. The modification of the mesoscopic criterion by taking into account intragranular heterogeneities (with the standard deviation per grain of mechanical quantities) is discussed.

Keywords : Metals–Defects / Service life (Engineering) / Microstructure / Deformations (Mechanics) / Finite element method / Surfaces–Defects / Polycrystals / Mesoscopic phenomena (Physics) / High cycle fatigue / Armco Iron / Grain size / Dimensionless Kitagawa diagram / Statistics of Generalized Extreme